

**Charakterisierung und Qualifizierung von
Schweißverbindungen manganhaltiger
austenitischer Stähle für kryogene Lagertanks in
der schiffbaulichen Fertigung**

DISSERTATION

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik

der Universität Rostock

vorgelegt von

M.Sc. Christoph Reppin

geboren am 11.12.1990 in Anklam

Rostock, 2025

https://doi.org/10.18453/rosdok_id00005797

Gutachter

Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel

Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik,

Lehrstuhl Fügetechnik

Prof. Dr. Eng./Hiroshima Univ. Patrick Kaeding

Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik,

Lehrstuhl Schiffstechnische Konstruktionen

Datum der Einreichung: 30.10.2025

Datum der Verteidigung: 05.03.2026

Vorwort

„Beurteile einen Tag nicht danach, welche Ernte du am Abend eingefahren hast. Sondern danach, welche Samen du gesät hast.“

- Robert Louis Stevenson -

Es gibt kaum ein anderes Zitat, dass die Promotionszeit treffender beschreibt. Gerade hierbei sehen wir nicht immer sofort die Ernte. Fortschritt geschieht oft unsichtbar, in kleinen Schritten, in gesäten Gedanken oder in begonnenen Ideen in Gesprächen mit Kollegen. Mit der Dissertation wird vielleicht die Ernte sichtbar, aber sie ist das Ergebnis vielen kleiner Samen, die über die letzten Jahre hinweg gesät wurden. Für mich ein idealer Ausgangspunkt, um einigen Leuten zu danken.

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe „Thermische Fügetechnik“ am Fraunhofer-Institut für Großstrukturen in der Produktionstechnik IGP in Rostock. Mein erster Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel für die engagierte Betreuung meines Promotionsvorhabens sowie für seine stets wertvollen Hinweise und Impulse während der gesamten Entstehungsphase dieser Arbeit. Mein Dank gilt darüber hinaus Herrn Prof. Dr. Eng./Hiroshima Univ. Patrick Kaeding, der die Rolle des Korreferenten übernommen hat und mit seiner Expertise zur wissenschaftlichen Qualität dieser Arbeit beigetragen hat. Des Weiteren danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge für das Vertrauen in meine Arbeit und die Bereitstellung der zur Durchführung der Forschungsarbeiten notwendigen Ressourcen.

Für die stets angenehme und konstruktive Zusammenarbeit innerhalb der Arbeitsgruppe danke ich meinen Kolleginnen und Kollegen herzlich. Besonders hervorheben möchte ich Herrn Dr.-Ing. Andreas Gericke für die fachliche Unterstützung und die zahlreichen anregenden Diskussionen, die meine Arbeit wesentlich bereichert haben. Ein großer Dank geht auch an Johannes Hilbert, Matthias Hinze, Stefan Schneider, Hannes Witt, Florian Knöchelmann, Alexander Herhaus und allen anderen Kollegen, die mich tatkräftig unterstützt haben.

Ein wesentlicher Teil der inhaltlichen Bearbeitung erfolgte im Rahmen eines Forschungsprojekts in Kooperation mit dem ISAF der TU Clausthal. Für die produktive Zusammenarbeit, die Durchführung der experimentellen Untersuchungen sowie die fachlichen Gespräche danke ich Herrn Dr. Ing. Kai Treutler und Herrn Dr. Ing. Philipp Neef. Für die freundliche und hilfreiche Unterstützung möchte ich mich außerdem bei allen Industriepartnern und Institutionen bedanken, welche die Problemstellung für die Arbeit geliefert oder anderweitig zum Erfolg der Arbeit beigetragen haben.

Mein tief empfundener, persönlicher Dank gilt meiner Familie und meinen Freunden. Ohne ihren Rückhalt, ihre Geduld und ihre stetige moralische Unterstützung wäre die Entstehung dieser Dissertation in dieser Form nicht möglich gewesen.

Inhaltsverzeichnis

Gutachter	II
Vorwort	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Abbildungsverzeichnis	VIII
Tabellenverzeichnis	XV
Abkürzungsverzeichnis	XVII
1 Einleitung.....	1
1.1 Motivation und Hintergrund	1
1.2 Problemstellung.....	3
1.3 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit	3
2 Stand der Technik und wissenschaftlicher Kontext	5
2.1 Gesellschaftliche, ökologische und ökonomische Rahmenbedingungen	5
2.1.1 Klimapolitische Zielsetzungen und Dekarbonisierungsstrategien	5
2.1.2 Relevanz alternativer Energieträger (LNG, LH ₂)	7
2.2 Stand der Technik im schiffbaulichen Tankbau	8
2.2.1 Konstruktionstypen und Bauweisen	8
2.2.2 Fertigungstechnologien und Schweißverfahren	11
2.2.3 Werkstoffe: Übersicht und technologische Limitierungen.....	13
2.3 Werkstoffentwicklung für Tieftemperaturanwendungen.....	15
2.4 Manganhaltige austenitische Stähle im Fokus der Forschung	18
2.4.1 Legierungssystem Fe-Mn und metallurgische Grundlagen	18
2.4.2 Klassifizierung manganhaltiger Werkstoffe	20
2.4.3 Verformungsmechanismen und Eigenschaften von Manganausteniten	24
2.5 Normative Rahmenbedingungen und sicherheitstechnische Aspekte bei der Verwendung und Verarbeitung von Manganstählen	26
2.5.1 Relevante Normen für Werkstoffe und Schweißverbindungen für kryogene Anwendungen	26
2.5.2 Arbeits- und Gesundheitsschutz: Schweißrauchemission und Grenzwerte	31
2.6 Grundlagen der eingesetzten Schweißverfahren	33
2.6.1 Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (UP-Schweißen).....	33
2.6.2 Verfahrensprinzip des Metallschutzgasschweißens (MSG-Schweißen)	35
3 Wissenschaftliche Hypothesen und Forschungsansatz	36

4	Materialauswahl und methodisches Vorgehen	37
4.1	Methodisches Vorgehen.....	37
4.2	Werkstoffauswahl und Charakterisierung.....	40
4.2.1	Mittelmanganhaltiger austenitischer Stahl.....	40
4.2.2	Hochmanganhaltiger austenitischer Stahl.....	41
4.2.3	Referenzwerkstoff 9 %-Ni-Stahl	42
4.3	Auswahl der Schweißverfahren.....	43
4.4	Auswahl und Charakterisierung der Schweißzusatzwerkstoffe	43
4.4.1	Zusatzwerkstoffe für mittelmanganhaltige Systeme.....	43
4.4.2	Zusatzwerkstoffe für hochmanganhaltige Systeme.....	44
4.5	Schweißtechnische Ausrüstung	45
4.5.1	Metallschutzgasschweißanlage	45
4.5.2	Unterpulverschweißanlage.....	46
4.6	Methoden zur Prüfung und Analyse von Schweißverbindungen	46
4.6.1	Metallografische und mikrostrukturelle Untersuchungen	46
4.6.2	Mechanisch-technologische Prüfverfahren	49
4.6.3	Chemische Analytik.....	52
4.7	Modifikation der Zusatzwerkstoffe durch PVD-Beschichtung	54
5	Schweißtechnische Bewertung mittelmanganhaltiger Stähle	57
5.1	Untersuchungen zum Unterpulverschweißen.....	57
5.1.1	Versuchsplanung und -durchführung	57
5.1.2	Ergebnisse und Auswertung	62
5.2	Untersuchungen zum Metallschutzgasschweißen	69
5.2.1	Versuchsplanung und -durchführung	69
5.2.2	Ergebnisse und Auswertung	71
5.2.3	Zusammenfassende Bewertung	84
6	Schweißtechnische Bewertung hochmanganhaltiger Stähle	86
6.1	Voruntersuchungen	86
6.2	Versuchsplanung und -durchführung	87
6.2.1	Schweißparameter und Probenherstellung	87
6.2.2	Probenentnahme.....	88
6.3	Ergebnisse und Auswertung.....	88
6.3.1	Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter.....	88
6.3.2	Makroskopische und mikroskopische Charakterisierung des wärmebeeinflussten Bereiches (WEZ).....	89
6.3.3	Biegeversuch bei RT und –100 °C	91
6.3.4	Querzugversuch bei RT und –165 °C.....	92

6.3.5	Kerbschlagbiegeversuch bei -196 °C.....	93
6.3.6	Härteprüfung der Schweißverbindung.....	96
6.3.7	Mikrostruktur ausgewählter Schweißgüter	97
6.4	Zusammenfassung der mechanisch-technologischen Schweißnahteigenschaften.....	99
7	Demonstratorfertigung unter praxisnahen Bedingungen	100
7.1	Herstellung der Demonstratorschweißungen	100
7.1.1	Stumpfnahprobe in PC.....	101
7.1.2	Stumpfnahprobe in PF	101
7.2	Ergebnisse und Auswertung.....	103
7.2.1	Makroskopische und metallografische Untersuchungen	103
7.2.2	Mechanisch-technologische Kennwerte.....	104
7.2.3	Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter.....	112
7.2.4	Bruchflächen- und REM-Analysen	112
8	Wärmenachbehandlung und Eigenschaftsoptimierung.....	114
8.1	Versuchsmatrix.....	114
8.2	Versuchsdurchführung	114
8.2.1	Versuchsschweißung	114
8.2.2	Probenvorbereitung.....	115
8.3	Ergebnisse und Auswertung.....	116
8.3.1	Mechanisch-technologische Eigenschaften	116
8.3.2	Metallografische Untersuchung.....	121
9	Schweißrauchemissionen und Arbeitsschutzaspekte.....	123
9.1	Versuchsaufbau und Messmethodik	123
9.2	Durchführung der Emissionsmessungen.....	123
9.3	Ergebnisse und Auswertung.....	124
9.3.1	Einfluss des Grundwerkstoffs.....	124
9.3.2	Einfluss des Zusatzwerkstoffs	125
9.3.3	Einfluss der Streckenenergie	126
9.3.4	Einfluss des Schutzgases	127
9.3.5	Einfluss der Lichtbogenart.....	128
9.3.6	Partikelmorphologie und Emissionscharakteristik	129
9.4	Zusammenfassung und sicherheitstechnische Bewertung.....	130
10	Diskussion und Handlungsempfehlungen	131
10.1	Wissenschaftliche Diskussion der Ergebnisse	131
10.2	Vergleich mit konventionellen Tieftemperaturwerkstoffen	133
10.3	Handlungsempfehlungen für industrielle Anwendungen	134

10.4	Stellungnahme und Bewertung zu den wissenschaftlichen Hypothesen.....	136
11	Zusammenfassung und Ausblick	139
11.1	Zusammenfassung der Kernuntersuchungen	139
11.2	Ausblick	141
12	Literaturverzeichnis	143
13	Anhang.....	154

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1:	LNG-Anwendungen: Binnenfrachtschiff (a; [2]); LNG-Lagertank (b; [3]); AIDAnova als erstes LNG-angetriebenes Kreuzfahrtschiff (c; [4]); LNG-/CNG-LKW (d; [5]); LNG-Barge (e; [6]); LNG-BC-Fähre (f; [7]).	1
Abbildung 1-2:	Type-C-Tank auf der Neptunwerft (a; [10]) und Bilobe-LNG-Tanks (b; [11]) aus X8Ni9 sowie LNG-Tank für Lkw aus 1.4301 (c; [12]).	2
Abbildung 1-3:	Prognostizierte Wasserstoffnachfrage in unterschiedlichen Szenarien für die Region Europa (a; [15]) und Container für den LNG-Transport (b; [16])	3
Abbildung 2-1:	Zeitliche Entwicklung der Treibhausgasemission in Deutschland [18] und Umweltwirkung der Schifffahrt [19]	5
Abbildung 2-2:	Weltweite Emissionskontrollgebiete (a) [20] und Eingrenzung nach IMO Stufe 1 bis 3 (b) [21]	6
Abbildung 2-3:	Entwicklung des LNG-Schiffsbestandes [9]	8
Abbildung 2-4:	Verschiedene Tanksysteme nach IMO-Richtlinie [30]	9
Abbildung 2-5:	Schematische Darstellung eines Membrantanks (a), Innenraum eines Membrantanks (b) [31]	9
Abbildung 2-6:	Verschiedene Tankarten: Typ B (a und b) und Typ C (c) [31]	11
Abbildung 2-7:	Beispiel eines Fertigungsprozesses eines LNG-Tanks [34]	12
Abbildung 2-8:	Schweißen von Rundnähten mittels Unterpulverschweißens in Position PA (Prozess statisch, Bauteil dreht sich) [34]	12
Abbildung 2-9:	Beispiel eines Fertigungsprozesses eines Klöpperbodens für LNG-Tanks; Planschleifen der Schweißnähte (a), Umformung der Bleche in einer Presse, Wärmebehandlung des fertigen Klöpperbodens (c) [36]	13
Abbildung 2-10:	Schweißung an einem X8Ni9 mit NiCr15Mo16Fe6W4: Fehlerhafte Decklage durch Lichtbogenablenkung und remanenten Magnetismus (a) und Bindefehler als Fehleranzeige nach RT-Prüfung (b)	15
Abbildung 2-11:	Schweißungen an X8Ni9 mit voll-austenitischem Schweißzusatz und Rissbildungen: Heißrisse in makro- und mikroskopischer Aufnahme (a, b) und Längsriss auf Oberfläche nach PT-Prüfung (c)	15
Abbildung 2-12:	Bergwerksförderung von Nickel im Jahr 2019 der 15 größten Förderländer und deren Länderrisiko für das Jahr 2019 (a) [52]; Entwicklung des Verbrauchs von Nickel zwischen 1960 und 2019 (b) [52]	16
Abbildung 2-13:	Durchschnittspreise und Preisverhältnis von Mangan und Nickel in den Jahren 2017 bis 2024 (eigene Darstellung in Anlehnung an [53])	17
Abbildung 2-14:	Zweistoffsystem Eisen-Mangan nach [59]	19
Abbildung 2-15:	Wirkintensität von Legierungselemente als Ferrit- bzw. Austenitbildner [60]	19

Abbildung 2-16: Querschliff artgleicher Schweißzusatz für hochmanganhaltige Austenite; Übersichtsaufnahme (a), Detailaufnahme am Rand (b) [65]	23
Abbildung 2-17: Übersichtsaufnahmen und Mikrogefüge der Mischverbindungen HSD 600/HC340LA, geschweißt unter Verwendung von beschichteten Zusatzdrähten: a) Aluminium b) Chrom c) Niob; Vergrößerung Detailaufnahmen: 500:1 [65]	24
Abbildung 2-18: Verformungsmechanismen [65].....	24
Abbildung 2-19: Schäßler-Diagramm mit Gefügearten und Bereiche möglicher Gefahren infolge des Schweißprozesses [97]	26
Abbildung 2-20: Normative Anforderungen der Werkstoffe (a) und Qualifizierungsnormen der Schweißverbindungen (b), (eigene Darstellung)	27
Abbildung 2-21: Prüfprogramm nach Norm [107]	29
Abbildung 2-22: Einteilung partikelförmiger Schadstoffe (a; [114]) und Elektronenmikroskopaufnahme von MAG-Schweißrauch (b; [115])	32
Abbildung 2-23: Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (Prozessnummer: 121 [33]) (a) [97] und MSG-Schweißverfahren (Prozessnummern: 135/136/138 [33]) (b) [120]	34
Abbildung 4-1: Methodisches Vorgehen.....	39
Abbildung 4-2: Austenitisches Gefüge des untersuchten mittelmanganhaltigen Stahls (X2CrMnNiN17-7-5).....	40
Abbildung 4-3: Spannungs-Dehnungsdiagramm (a) und Verlauf der verbrauchten Kerbschlagarbeit des eingesetzten mittelmanganhaltigen Stahls 1.4371 (b);	41
Abbildung 4-4: Geprüfte Zugprobe t = 12 mm: Übersichtsaufnahme (a), Nahaufnahme der Bruchfläche	41
Abbildung 4-5: Gefüge des 9 %-Ni-Stahls.....	42
Abbildung 4-6: Verwendete Anlagen: UP-Schweißanlage (a) und Delta-Roboter mit Schweißbrenner (b).....	46
Abbildung 4-7: Verwendetes Auflicht-Mikroskop: (LM) Leica DM6000M (a), verwendetes Rasterelektronenmikroskop JEOL JSM-IT100 (b)	47
Abbildung 4-8: Korngrößenbestimmung für austenitische Werkstoffe gemäß DIN EN ISO 643 [134]: schematische Darstellung des Verfahrens (a), beispielhafte Anwendung auf das Gefüge einer Versuchsprobe (b).....	48
Abbildung 4-9: Versuchsaufbau: quasistatischer Zugversuch (a) und technologischer Dreipunkt-Biegeversuch (b).....	49
Abbildung 4-10: Zugversuch bei -165 °C (a) und Biegeprüfung unter -100 °C (b).....	50
Abbildung 4-11: Schematische Darstellung des Kerbschlagbiegeversuchs (a) [141] und Versuchsanordnung am Fraunhofer IGP (b)	51
Abbildung 4-12: Laterale Breite [mm] der geprüften Kerbschlagproben nach ISO 148-1	51

Abbildung 4-13: Verwendetes Laborhärteprüfgerät: FALCON 500 (a), schematische Darstellung der Härtereihen (b), beispielhafte Anordnung der Härteprüfungen auf einer Versuchsprobe (c)	52
Abbildung 4-14: Spektrometer Spectromaxx zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung: schematischer Geräteaufbau (a) und beispielhafte Versuchsaufbau (b)	53
Abbildung 4-15: Verwendeter ONH-Analysator der Firma Bruker	54
Abbildung 4-16: Funktionsweise des Magnetron Sputterns (a), Prozesskammer der PVD-Anlage (b) [144], [145], [146]	54
Abbildung 4-17: Prozessablauf des PVD-Beschichtungsprozesses (a), [144], [147] und fertige Dünnschichtbeschichtung auf Basisdraht (b), [148]	56
Abbildung 5-1: Einfluss der Pulverschütthöhe auf den Stickstoffgehalt im Schweißgut [153] (a) und UP-Versuchsschweißung mit reduzierter Pulverschütthöhe (b)	58
Abbildung 5-2: Schweißversuch mittels UP-Anlage (a); Schweißnahtvorbereitung (b); geschweißte Naht mit Probenposition Rundzugprobe (c)	60
Abbildung 5-3: Probenübersicht Schweißgutprobe in Anlehnung an DNV-CP-0069	60
Abbildung 5-4: Probenübersicht der Verbindungsschweißungen	61
Abbildung 5-5: ON-Messungen der reinen Schweißgüter bei unterschiedlichen Versuchsreihen: 316LMn, 316LMO, Ni6276; Trägerschmelzextraktion; Probenmasse 0,3 – 0,5 g; n = 5 je Zustand; Mittelwert ($\pm$ SD)	63
Abbildung 5-6: Probenübersicht vom geschweißten Blech (a), Makroschliff einer Verbindungsschweißung (b), Zugversuch (c) und kryogene Biegeversuche (d, e)	64
Abbildung 5-7: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs bei T = -196 °C; ISO 148-1; -196 °C; Kerbpositionen SG/SL/WEZ; n = 3 je Position; Mittelwert ($\pm$ SD)	66
Abbildung 5-8: Mikroskopaufnahmen des Gefüges der Verbindung VS5 bzw. 316LMn / AC: Übersichtsaufnahme der Bereiche (a); Schweißgut (b); Übergangszone (c); WEZ/GW (d)	67
Abbildung 5-9: Härteverläufe der Verbindungsschweißungen der unterschiedlichen Schweißgüter in Abhängigkeit der Polarität: 316LMn (a) und 316LMO (b); HV10; Einzelmesspunkte im Abstand 1,0 mm über den Nahtquerschnitt; Darstellung als Einzelwerte	68
Abbildung 5-10: ON-Anteil des mit M12 und den dotierten Varianten geschweißtem Schweißgut (a); mechanisch-technologische Eigenschaften in Abhängigkeit der Dotierung (b)	69
Abbildung 5-11: chemische Analyse (OES) der Schweißgüter in Abhängigkeit der Dotierung	70
Abbildung 5-12: V2A-Ätzung der Schweißverbindungen, Grundwerkstoff im unteren linken Bildausschnitt und Schweißgut im oberen rechten Bildausschnitt; M12-	

Referenz (a), M12 + 4 % N ₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N ₂ (d), M14 + 6 % N ₂ (e)	72
Abbildung 5-13: V2A-Ätzung der Schweißgüter mit DIC-Filter; M12-Referenz (a), M12 + 4 % N ₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N ₂ (d), M14 + 6 % N ₂ (e)	73
Abbildung 5-14: Beraha II-Ätzung der Schweißverbindungen; M12-Referenz (a), M12 + 4 % N ₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N ₂ (d), M14 + 6 % N ₂ (e)	74
Abbildung 5-15: Gemessener Ferritgehalt in austenitischer Schweißverbindung; Ferritmessung FISCHERSCOPE MMS; Messraster an der Nahtoberseite; Mittelwert (±SD)	75
Abbildung 5-16: Positionierung der Reihenmessung der Härte über die Schweißnaht	75
Abbildung 5-17: Gemittelte Härte HV10 im Schweißgut in Abhängigkeit des Schutzgases; Mittelwert (±SD)	76
Abbildung 5-18: Gemessene Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit der Stickstoffdotierung im Schutzgas; ISO 148-1; Kerbposition SG; Prüftemperaturen -60 °C und -196 °C; n = 3 je Zustand; Mittelwert (±SD). Hinweis: KV-Werte (J/cm ²) auf KV ₂ [J] umrechenbar (Fläche = 0,8 cm ²)	77
Abbildung 5-19: LOM-Aufnahme an einem Querschliff des Referenzschweißgutes	78
Abbildung 5-20: Querschliffe der angepassten Schweißgüter; 60 min Ni (a), 120 min TiN (b), 180 min TiN (c), 180 min Nb (d), 240 min Nb (e), 180 min Ti (f), 240 min Ti (g)	78
Abbildung 5-21: Makroschliffe der Verbindungsschweißungen mit angepassten Drähten; 60 min Ni (a), 120 min TiN (b), 180 min TiN (c), 180 min Nb (d), 240 min Nb (e), 180 min Ti (f), 240 min Ti (g)	79
Abbildung 5-22: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs in Abhängigkeit der verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten; ISO 148-1; -196 °C; Kerbposition SG; n = 3; Mittelwert (±SD)	80
Abbildung 5-23: Exemplarische Härteverlaufsmessung entlang der Schweißnaht; HV10; Einzelmesspunkte im Abstand 1,0 mm; Darstellung als Einzelwerte	82
Abbildung 5-24: Durchschnittliche Härte HV10 des Schweißgutes bei den verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten; HV10 (Schweißgut); Mittelwert (±SD).....	83
Abbildung 6-1: Auftragsnähte als Vorversuche mit verschiedenen Streckenenergien	86
Abbildung 6-2: Schematische Darstellung der Nahtvorbereitung (a) und Versuchsblech mit der Blechdicke t = 12 mm (b).....	87
Abbildung 6-3: Schematischer Probennahmeplan	88
Abbildung 6-4: Makroschliffe der Proben UP1, UP2 und UP3 sowie MSG1, MSG2, MSG3, MSG4 und MSG5	90

Abbildung 6-5:	LOM-Aufnahmen der Querschliffe der Proben UP1 und UP2 sowie MSG1 und MSG2	90
Abbildung 6-6:	Makroskopaufnahmen an geprüften Biegeproben.....	91
Abbildung 6-7:	Kraft-Biegewinkel-Diagramm der geprüften UP-Proben: bei 20 °C (a) und bei -100 °C (b).....	92
Abbildung 6-8:	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Querkzugversuche: bei 20 °C (a) und bei -165 °C (b).....	93
Abbildung 6-9:	Geprüfte Querkzugprobe; Blechdicke $t = 12$ mm: Draufsicht (a) und Bruchfläche (b)	93
Abbildung 6-10:	Kerbschlagbiegeversuche bei -196 °C an verschiedenen Kerbpositionen; $n = 3$ je Position; Mittelwert ($\pm$ SD).....	94
Abbildung 6-11:	Makroaufnahme einer SG-Probe der Schweißung UP 2 (a) und UP 3 (b)	95
Abbildung 6-12:	Laterale Breitung [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben; ISO 148-1; -196 °C; $n = 3$; Mittelwert ($\pm$ SD).....	95
Abbildung 6-13:	Härteverlauf aller Proben; HV10; drei Messlinien (Lage Oben/Mitte/Unten), Punktabstand 1,0 mm; Nahtmitte und SL (rot) markiert; Darstellung als Einzelwerte.....	97
Abbildung 6-14:	Mikrostruktur MSG-geschweißter Schweißgüter bei veränderter Streckenenergien	98
Abbildung 6-15:	EDX-Analyse des Ni-Basis-Schweißgutes UP3: Übersichtsaufnahme (a), analysierter Bereich (b), Element Cr (c), Element Fe (d), Element Mo (e), Element Ni (f), Element Mn (g).....	98
Abbildung 7-1:	Schweißversuche am Mittelmanganaustenit unter Realbedingungen; Blechdicke $t = 12$ mm: Position PC (a), Position PF (b)	100
Abbildung 7-2:	Probennahmeplan der Demonstratorschweißungen	100
Abbildung 7-3:	Geschweißte Demonstratorbleche der Dicke $t = 12$ mm in Schweißpositionen PC (a) und PF (b)	102
Abbildung 7-4:	Makroskopische Aufnahme der Probe „Mn LNG PC-I“ (a) und „Mn LNG PC-II“ (b).....	103
Abbildung 7-5:	Makroskopische Aufnahme der Probe „Mn LNG PF-I“ (a) und „Mn LNG PF-II“ (b)	104
Abbildung 7-6:	Kraft-Biegewinkel-Diagramm der einzelnen Biegeproben im Vergleich	105
Abbildung 7-7:	Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben PC und PF; ISO 148-1; -196 °C; Kerbpositionen; $n = 3$; Mittelwert ($\pm$ SD)	107

Abbildung 7-8:	Laterale Breite [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben PC und PF; ISO 148-1; -196 °C; n = 3; Mittelwert ($\pm$ SD).....	108
Abbildung 7-9:	Querschliff im Bereich der Schmelzlinie: Position PC (a) und Position PF (b) ..	108
Abbildung 7-10:	Mikroschliff der Probe PC im Bereich: 1 mm von der SL, KV ₂ = 50 J (a) und Bereich 3 mm von der SL, KV ₂ = 33 J (b)	109
Abbildung 7-11:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Querkzugversuche nach ISO 4136; 20 °C; n = 2 je Schweißposition (PC/PF)	110
Abbildung 7-12:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Längszugversuchs nach ISO 6892-1; 20 °C; n = 6 (PC).....	111
Abbildung 7-13:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Längszugversuchs nach ISO 6892-1; 20 °C; n = 6 (PF)	111
Abbildung 7-14:	Präparationsschritt einer Kerbschlagprobe zur Analyse (a), Profilometeraufnahme der Bruchfläche (b), Übersicht der Querschliffpositionen (c), Querschliffe unter dem LOM, Bruch entlang der Korngrenzen und Identifizierung von Verformungszwillingen (d-f)	113
Abbildung 7-15:	Ausscheidungen an den Korngrenzen des mittelmanganhaltigen Stahls: Übersichtsaufnahme (a), analysierter Bereich (b), Messpunkte zur EDX-Analyse (c)	113
Abbildung 8-1:	Verwendeter Laborofen der Marke <i>Carbolite</i> (a), Kerbschlagproben aus bereits verformten Bereichen (b), Zugproben aus bereits verformten Bereichen (c), Proben während der Wärmebehandlung (d)	115
Abbildung 8-2:	Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Kerbpositionen und Zuständen nach ISO 148-1; -196 °C; Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm); Zustände: aw, aw + PWHT, aw + ϕ =10 %, aw + ϕ =10 % + PWHT; n = 3 je Zustand/Position; Mittelwert ($\pm$ SD).....	116
Abbildung 8-3:	Laterale Breite [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen und Zuständen nach ISO 148-1; -196 °C; Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm); Zustände: aw, aw + PWHT, aw + ϕ =10 %, aw + ϕ =10 % + PWHT; n = 3 je Zustand/Position; Mittelwert ($\pm$ SD)	117
Abbildung 8-4:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Querkzugversuche nach ISO 4136; 20 °C; Zustände: aw (a), aw + PWHT (b), aw + ϕ =10 % (c), aw + ϕ =10 % + PWHT (d); n = 2 je Zustand; repräsentativ je eine Kurve	119
Abbildung 8-5:	Härtemessung HV10; Messraster wie in (a) gezeigt; Punktabstand 1,0 mm; Nahtmitte/SL markiert; Darstellung als Einzelwerte (Verläufe b–d)	120
Abbildung 8-6:	Querschliff im Zustand „aw“, Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c)	121

Abbildung 8-7:	Querschliff im Zustand („as welded + PWHT“), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c).....	121
Abbildung 8-8:	Querschliff im Zustand („as welded + $\phi=10\%$ “), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c).....	122
Abbildung 8-9:	Querschliff im Zustand („as welded + $\phi=10\%$ + PWHT“), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c).....	122
Abbildung 9-1:	Fume-Box: Von der Konstruktion bis zur Nutzung.....	123
Abbildung 9-2:	Durchführung der Schweißversuche und Filterelement vor und nach der Schweißung.....	124
Abbildung 9-3:	Einfluss verschiedener Grundwerkstoffe auf die Schweißrauchemission bei gleichbleibendem Zusatzwerkstoff G Z 17 15 Mn W; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = 300 A; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)	125
Abbildung 9-4:	Einfluss verschiedener Zusatzwerkstoffe auf die Schweißrauchemission bei gleichbleibendem Grundwerkstoff (High Mn); Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = 300 A; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)	126
Abbildung 9-5:	Einfluss verschiedener Stromstärken auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = variierend; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD).....	127
Abbildung 9-6:	Einfluss verschiedener Schutzgase auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = 300 A; Schutzgas variierend; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)	128
Abbildung 9-7:	Einfluss der Lichtbogenart auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; Werkstoffkombination 1.4371 + G Z 17 15 Mn W; I = 300 A; Schutzgas M12 + 4 % N ₂ ; Lichtbogenart: variierend; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD).....	129
Abbildung 9-8:	Größe und Morphologie der Schweißrauchpartikel	129
Abbildung 9-9:	Partikel mit der dazugehörigen chemischen Analyse in Form einer energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX-Mapping); Übersichtsaufnahme (a), Element O (b), Element Ni (c), Element Mn (d), Spektrum (e),.....	130

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	Übersicht der etablierten Werkstoffe für kryogene Anwendungen und deren Einsatzgebiet (nach [44])	13
Tabelle 2-2:	Kostenvergleich der etablierten Werkstoffe für LNG-Tanks (nach [30])	17
Tabelle 2-3:	Zusammenfassung der Zähigkeitsanforderungen wichtiger Normen für austenitische Verbindungen	30
Tabelle 2-4:	Grenzwerte für Chrom, Nickel und Mangan am Arbeitsplatz [116], [117], [118]	32
Tabelle 2-5:	Lüftungsvorgaben in Räumen bei Verfahren mit Zusatzwerkstoffen; in Anlehnung an [115]	33
Tabelle 4-1:	Chemische Zusammensetzung des Grundmaterials in Ma-%	40
Tabelle 4-2:	Chemische Zusammensetzung für Hochmanganstähle in Ma-% gemäß ASTM A1106/A1106M-17 [103]	41
Tabelle 4-3:	Anforderung an die Schweißverbindung gemäß IMO-Richtlinie [102], [103]	42
Tabelle 4-4:	Chemische Zusammensetzung des verwendeten 9 %-Ni-Stahl in Ma-%	42
Tabelle 4-5:	Zielstellung an die mechanisch-technologischen Eigenschaften	43
Tabelle 4-6:	Typische Zusammensetzung der Schweißgüter bzw. des Drahtes* in Ma-% (UP)	44
Tabelle 4-7:	Typische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe in Ma-% (MSG)	44
Tabelle 4-8:	Typische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe in Ma-% gemäß Datenblättern	45
Tabelle 4-9:	Übersicht der verwendeten Ätzmittel in Anlehnung an [133]	48
Tabelle 5-1:	Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Untersuchung des Schweißgutes	57
Tabelle 5-2:	Versuchsplan zur Drahtbeschichtung	59
Tabelle 5-3:	Versuchsplan reduzierte Streckenenergien	59
Tabelle 5-4:	Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Verbindungsschweißungen	61
Tabelle 5-5:	Übersicht der mechanischen Eigenschaften der erzeugten Schweißgüter	62
Tabelle 5-6:	Übersicht der Ergebnisse aus dem Querkzugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen	65
Tabelle 5-7:	Beschichtungselemente, Beschichtungsdauer, Beschichtungsdicke und die geschätzte Änderung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes	71
Tabelle 5-8:	Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit der verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten	81

Tabelle 5-9:	Durchschnittswerte der lateralen Breitung.....	81
Tabelle 6-1:	Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Verbindungsschweißungen.....	87
Tabelle 6-2:	Ergebnisse der chemischen Analyse der Versuchsreihen	89
Tabelle 6-3:	Ergebnisse der Biegeprüfungen	91
Tabelle 6-4:	Ergebnisse der Querkzugprüfung bei Raumtemperatur und bei –165 °C.....	92
Tabelle 6-5:	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an verschiedenen Kerbpositionen der Schweißnähte.....	94
Tabelle 6-6:	Zusammenfassende Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen im Vergleich zu den Anforderungen	99
Tabelle 7-1:	Übersicht der Probennahme Probe PC	101
Tabelle 7-2:	Übersicht der Probennahme Probe PF.....	102
Tabelle 7-3:	Auswertung der Biegeprüfung	104
Tabelle 7-4:	Auswertung der Kerbschlagbiegeprüfung der Proben PC	106
Tabelle 7-5:	Auswertung der Kerbschlagbiegeprüfung der Proben PF	107
Tabelle 7-6:	Auswertung des Querkzugversuchs der Proben PC und PF	110
Tabelle 7-7:	Auswertung des Längszugversuchs.....	112
Tabelle 7-8:	Ergebnisse der chemischen Analyse der Proben PC und PF	112
Tabelle 9-1:	Übersicht der variierten Faktoren	124
Tabelle 9-2:	Schweißrauchemissionen unter Berücksichtigung verschiedener Stromstärken	126

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
A	Bruchdehnung (in %)
AC	Wechselstrom
AC mod.	Modifizierter Wechselstrombetrieb
AD 2000	Regelwerk für Druckbehälter (Arbeitsgemeinschaft Druckbehälter)
ASTM	American Society for Testing and Materials
BAR	Biologischer Arbeitsstoff-Referenzwert
CC	Konstantstromcharakteristik (constant current)
DC+	Gleichstrom-Pluspolung (DCEP)
DGRL	Druckgeräterichtlinie
DGUV	Deutsche Gesetzliche Unfallversicherung
DIC	Differential Interference Contrast (DIC-Filter)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DNV CP-0069	DNV Klass-/Zulassungsprogramm Schweißzusätze
EN (DIN EN)	Europäische Norm
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
ECA	Emission Control Area
EGR	Exhaust Gas Recirculation (Abgasrückführung)
EZW	Europäische Zulassung für Werkstoffe
GW	Grundwerkstoff
HV10	Vickers-Härte mit 98 N Prüflast
IACS	International Association of Classification Societies
IARC	International Agency for Research on Cancer
IGC-Code	International Code for the Construction and Equipment of Ships Carrying Liquefied Gases in Bulk
IGF-Code	International Code of Safety for Ships Using Gases or other Low-Flashpoint Fuels
ILB	Impulslichtbogen
IMO	International Maritime Organization
ISO	International Organization for Standardization
ISO 21635	High-Mn-Stähle – Anforderungen (kryogene Anwendungen)
KLB	Kurzlichtbogen
KV2	Kerbschlagarbeit an Normalprobe mit V-Kerbe; Radius der Hammerfinne 2 mm
LB	Laterale Breitung: Seitliche Verformung der Bruchfläche im Charpy-Versuch [mm]
LH ₂	Liquid Hydrogen (Flüssigwasserstoff)
LOM	Lichtmikroskopie

LNG	Liquefied Natural Gas (Flüssigerdgas)
M12	ISO 14175 Schutzgas: Ar + CO ₂
M14	ISO 14175 Schutzgas: Ar + O ₂
Ma-%	Masse-% (Massenanteil)
MAG	Metall-Aktivgasschweißen
MIG	Metall-Inertgasschweißen
MSC.1/Circ.1599	IMO Interim Guidelines High-Mn-Steel
MSG	Metallschutzgasschweißen
NDIR	Nichtdispersiver Infrarotsensor
NO _x	Stickoxide
OES	Optische Emissionsspektroskopie
ON	Sauerstoff-/Stickstoffanalyse (Trärgasschmelzextraktion)
OPS	Oxidpoliersuspension
PAZ	Partielle Aufschmelzzone
PB	Schweißposition horizontal (Kehlnaht)
PC	Schweißposition horizontal (Stumpfnaht)
PD	Schweißposition fallend
PF	Schweißposition steigend
PVD	Physical Vapour Deposition (Physikalische Gasphasenabscheidung)
PWHT	Post Weld Heat Treatment (Wärmenachbehandlung, Lösungsglühen)
Q	Streckenenergie [kJ/cm]
REM	Rasterelektronenmikroskopie
Rp0,2	0,2 %-Dehngrenze
Rm	Zugfestigkeit
RT	Raumtemperatur
SBB	Seitenbiegeprobe
SCR	Selective Catalytic Reduction
SG	Schweißgut
SL	Schmelzlinie
TRGS	Technische Regeln für Gefahrstoffe
TRIP	Transformation Induced Plasticity (verformungsinduzierte Phasenumwandlung)
TWIP	Twinning Induced Plasticity (mechanische Zwillingsbildung)
UP (121)	Unterpulverschweißen (Prozess 121)
VLCC	Very Large Crude Carrier = großer Rohöltanker
WB	Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen)
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgasschweißen (Prozess 141)

WPS	Welding Procedure Specification (Schweißanweisung)
Φ	plastischer Umformgrad [%]

1 Einleitung

Dieses Kapitel erläutert die Motivation der Arbeit vor dem Hintergrund aktueller industrieller Entwicklungen sowie der wachsenden Bedeutung kryogener Transportlösungen im Logistik- und Infrastrukturbereich. Darüber hinaus wird die zugrunde liegende Problemstellung präzisiert, die daraus abgeleitete Zielsetzung formuliert und der Aufbau der Arbeit vorgestellt.

1.1 Motivation und Hintergrund

Die Bedeutung technischer Gase nimmt weltweit in nahezu allen verarbeitenden Industrien stark zu. Die jährliche Wachstumsrate (CAGR) beträgt für den Gesamtmarkt der technischen Gase 6,6 % mit steigender Tendenz [1]. Der Transport sowie die Lagerung erfolgt häufig aufgrund der wesentlich höheren gravimetrischen und volumetrischen Speichereffizienz im flüssigen Zustand bei tiefkalten Temperaturen. Unter anderem wird im Bereich der See- und Binnenschifffahrt und des landgestützten Transportgewerbes, z.B. bei LKW-Antrieben, vermehrt verflüssigtes Erdgas (Liquefied Natural Gas, kurz: LNG) als Treibstoff eingesetzt. **Abbildung 1-1** zeigt dazu diverse Anwendungen für die Nutzung von LNG.

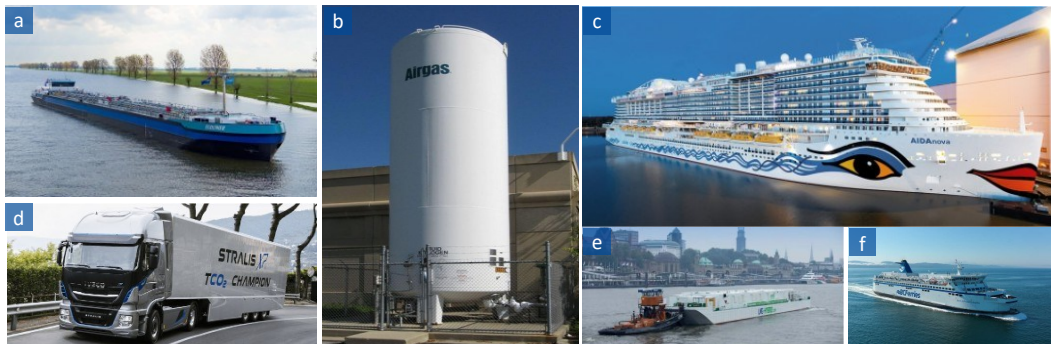


Abbildung 1-1: LNG-Anwendungen: Binnenfrachtschiff (a; [2]); LNG-Lagertank (b; [3]); AIDAnova als erstes LNG-angetriebenes Kreuzfahrtschiff (c; [4]); LNG/CNG-LKW (d; [5]); LNG-Barge (e; [6]); LNG-BC-Fähre (f; [7]).

Im Bereich der Schifffahrt sind geringere CO₂-Emission sowie deutlich reduzierte Emissionen von Partikelschadstoffen, Stick- und Schwefeloxiden notwendig, um die zunehmend strengerem Emissionsgrenzwerte in den Sonderzonen der Schifffahrt, die sog. Emission Control Areas (ECA), einzuhalten [8]. Beim Betrieb von LKWs steht die Reduktion von Schadstoff- aber auch Geräuschemissionen im Vordergrund. [9]

Die Lagerung und der Transport des Erdgases erfolgt verflüssigt, da sich somit das Volumen auf etwa ein Sechshundertstel gegenüber dem gasförmigen Zustand reduziert. Hierzu erfolgt nach der Reinigung die Verflüssigung durch Komprimierung und Abkühlung auf ca. -162 °C. Die LNG-Speicherung findet im tiefkalten/kryogenen Zustand unter atmosphärischem Druck in isolierten

Behältern statt. Es werden im Schiffbau teilweise mehrere zylindrische Tanks mit Kapazitäten von über 3000 m³ und Tankeigengewichten bis 250 t/Tank bzw. aus Platzgründen auch teildurchdringende Geometrien (bspw. Bilobes) bei Blechstärken zwischen 8 und 15 mm verwendet, siehe [Abbildung 1-2](#).

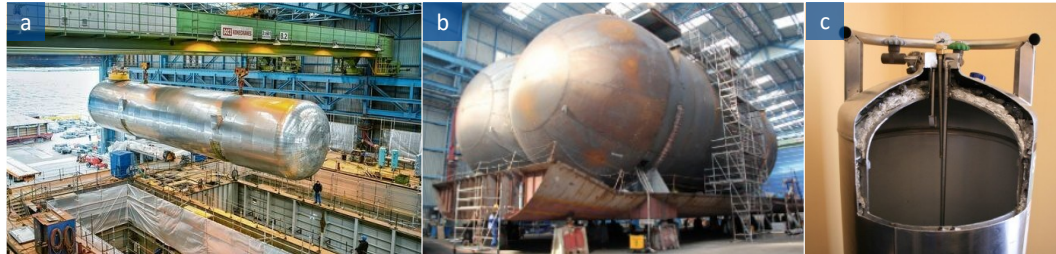


Abbildung 1-2: Type-C-Tank auf der Neptunwerft (a; [10]) und Bilobe-LNG-Tanks (b; [11]) aus X8Ni9 sowie LNG-Tank für Lkw aus 1.4301 (c; [12])

Neben anderen stark nachgefragten technischen Gasen, welche häufig im verflüssigten Zustand transportiert und gelagert werden, wie Stickstoff, Argon oder Sauerstoff, wird zukünftig ein hoher Bedarf zur Speicherung von Wasserstoff erwartet. Die Wasserstoffstrategie der Bundesregierung [13] sowie der Green Deal der Europäischen Kommission [14] unterstreichen die Vehemenz dieser Entwicklungen. Der Fokus liegt nicht nur auf der Möglichkeit, grüne Energie zu speichern (Wind-Power-to-Gas-Konzepte) und eine möglichst autonome, nationale Energiesicherheit gewährleisten zu können, sondern auch in einem wachsenden Marktsegment für die Erzeugung und den Vertrieb von grünem Wasserstoff. Neben der traditionellen Wasserstoffverarbeitung für z. B. die Ammoniaksynthesen wird der industrielle Bedarf als Rohstoff stark zunehmen. Dazu zählen brennstoffzellenbasierte Mobilitätslösungen sowie z. B. die Direktreduktion bei der Stahlherstellung mittels Wasserstoffes (DRI, direct reduced iron). Die DRI-Technologie wird als treibender H₂-Anwendungsfall mit hohem Bedarf bewertet. Der Gesamtbedarf wird auf bis zu 800 TWh H₂ (Deutschland) bzw. 2250 TWh H₂ (EU) bis zum Jahr 2050 prognostiziert, vgl. [Abbildung 1-3 \[15\]](#). Auch bei Wasserstoff ist aufgrund der hohen volumetrischen Speichereffizienz von 37,1 % die Lagerung sowie der Transport in kaltflüssigem Zustand bei bis zu T = -253 °C (Liquid Hydrogen, LH₂) mit vergleichsweise geringen Betriebs- (ca. 1,2 \$/kg H₂) und Kapitalkosten (ca. 1,8 \$/kg H₂) die aktuell effizienteste und auch zukünftig eine der wichtigsten Speicherformen. In Hinblick auf existierende Logistikketten stehen zukünftig Containerkonzepte für den kombinierten Land-Seetransport im Fokus, siehe [Abbildung 1-3 b. \[16\], \[17\]](#)

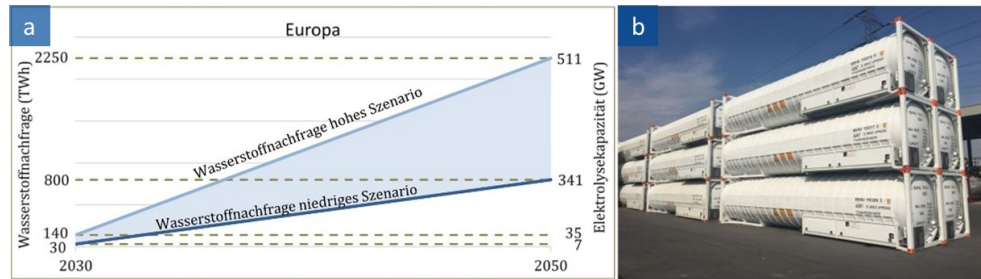


Abbildung 1-3: Prognostizierte Wasserstoffnachfrage in unterschiedlichen Szenarien für die Region Europa (a; [15]) und Container für den LNG-Transport (b; [16])

1.2 Problemstellung

Für den Transport und die Lagerung tiefkalter Flüssigkeiten werden in der Regel kaltzähe und hochnickelhaltige Stähle (z. B. X8Ni9, 1.4301) oder Aluminiumlegierungen verwendet. Diese bieten gute Tieftemperatureigenschaften, sind jedoch kostenintensiver, schwer automatisierbar und mit schweißtechnischen Problemen verbunden, u. a. durch Magnetisierbarkeit (X8Ni9) oder Porenbildung (Aluminium). Des Weiteren unterliegt das Element Nickel einer starken Preisvolatilität und bietet eine geringere Kosten- und Planungssicherheit für Hersteller. Der zunehmende Einsatz von X8Ni9 im Schiffbau beruht auf der höheren Festigkeit (z. B. > 600 MPa Zugfestigkeit) gegenüber Austeniten. Dies ermöglicht eine Gewichtsreduktion. Allerdings erschwert die eingeschränkte Schweißbarkeit die Fertigung, insbesondere hinsichtlich der Automatisierung. Kritisch sind ebenfalls die hohen Anforderungen an die Kerbschlagzähigkeit bei -196 °C , welche auch für die Schweißnähte gelten. Vollaustenitische Nickelschweißzusätze sind teuer und neigen zu Heißrissen, während günstige Alternativen bisher aus verarbeitungstechnischen Gründen nicht durchsetzbar sind. Eine Alternative sind manganhaltige Austenite bei denen Nickel durch Mangan ersetzt wird (Mn bis 30 %). Diese sind nicht magnetisierbar, kaltzäh, sind preislich günstiger und besitzen eine hohe Festigkeit ($R_{p0,2} > 400\text{ MPa}$, $R_m > 700\text{ MPa}$). Erste großtechnische Anwendungen erfolgten im Jahr 2022 in LNG-Typ-C-Tanks für VLCCs und Containerschiffe in Südkorea. Für unabhängige Tanks (Typ B/C) bietet diese Werkstoffklasse somit eine technisch wie wirtschaftlich attraktive Alternative zu klassischen 9 % Ni-Stählen.

1.3 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist die umfassende Qualifizierung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für den Einsatz in kryogenen Anwendungen, unter Berücksichtigung ihrer schweißtechnischen Eignung, mechanischen Eigenschaften und arbeitsschutzrelevanten Emissionen. Untersucht werden sollen dabei:

- Die Schweißeignung in Abhängigkeit von Werkstofftyp und Schweißprozess (Unterpulverschweißen und Metallschutzgasschweißen)
- Die mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Tieftemperaturen (bis -196 °C)

- Das Emissionsverhalten (Schweißrauch) in Abhängigkeit von Prozessparametern
- Die Vergleichbarkeit mit bestehenden Werkstoffen in normativen Kontexten
- Die Übertragung auf reale Anwendungen

Die Arbeit ist daher wie folgt aufgebaut. [Kapitel 2](#) stellt den Stand der Technik sowie den wissenschaftlichen Kontext dar. Zunächst werden gesellschaftliche und politische Rahmenbedingungen, wie Klimaziele und Emissionsvorgaben aufgearbeitet, bevor auf die Bedeutung alternativer Energieträger eingegangen wird. Danach folgt eine detaillierte Betrachtung des aktuellen Standes im Tankbau, der eingesetzten Schweißtechnologien sowie der verfügbaren Werkstoffe. Besonderes Augenmerk liegt auf der Entwicklung kaltzäher Materialien und den spezifischen Eigenschaften manganhaltiger austenitischer Stähle. Auch normative und sicherheitstechnische Aspekte sowie die Grundlagen der in dieser Arbeit eingesetzten Schweißverfahren werden dargestellt. [Kapitel 3](#) formuliert die wissenschaftlichen Hypothesen, welche als Ausgangspunkt der eigenen Untersuchungen dienen. Darauf aufbauend beschreibt [Kapitel 4](#) die methodische Vorgehensweise. Es wird auf ausgewählte Werkstoffe, eingesetzte Schweißverfahren und -zusatzwerkstoffe eingegangen. Des Weiteren werden die angewandten Prüf- und Analysemethoden systematisch vorgestellt. Die [Kapitel 5 und 6](#) widmen sich der experimentellen Bewertung. Zunächst werden mittelmanganhaltige Stähle untersucht, anschließend hochmanganhaltige Stähle. [Kapitel 7](#) überführt die Erkenntnisse in praxisnahe Demonstratorschweißungen, welche zeigen, wie sich die Ergebnisse unter realen Bedingungen anwenden lassen. Der betrachtete Anwendungsfall ist die Fertigung der Tanks und die hier auftretenden Schweißpositionen. [Kapitel 8](#) überführt die Erkenntnisse ebenfalls in den industriellen Maßstab. Es wird der Einfluss einer Verformung und anschließender Wärmenachbehandlung im Rahmen der Fertigung von Klöpperböden analysiert und bewertet. [Kapitel 9](#) behandelt die Schweißrauchemissionen und deren Bedeutung für den Arbeitsschutz. Neben der Ermittlung von Einflussparametern werden Partikelmorphologie und Emissionsverhalten analysiert. [Kapitel 10](#) diskutiert die Ergebnisse im Gesamtkontext, bewertet die Schweißeignung manganhaltiger Stähle im Vergleich zu etablierten Werkstoffen und leitet Handlungsempfehlungen für die industrielle Anwendung ab. Abschließend fasst das [Kapitel 11](#) die zentralen Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf künftige Entwicklungen sowie den weiteren Forschungsbedarf. Damit wird die Arbeit in einen breiten wissenschaftlichen und technologischen Rahmen eingeordnet und die Relevanz für Praxis und Forschung hervorgehoben.

2 Stand der Technik und wissenschaftlicher Kontext

Aufbauend auf den zuvor skizzierten Zielen und Herausforderungen ordnet dieses Kapitel den Stand der Technik sowie den wissenschaftlichen Kenntnisstand zu Werkstoffen, Verfahren und den maßgeblichen normativen und sicherheitstechnischen Rahmenbedingungen ein.

2.1 Gesellschaftliche, ökologische und ökonomische Rahmenbedingungen

Dieser Abschnitt beleuchtet die gesellschaftlichen Rahmenbedingungen sowie die ökologischen und ökonomischen Treiber, welche die technologische Entwicklung und industrielle Umsetzung kryogener Anwendungen maßgeblich beeinflussen.

2.1.1 Klimapolitische Zielsetzungen und Dekarbonisierungsstrategien

Bereits am Anfang der 1990er Jahre wurde mit der Verabschiedung der UN-Klimakonvention der menschengemachte Klimawandel als globales Problem erkannt. In Deutschland konnten die Treibhausgasemissionen seit 1990 bereits um 48,2 % vermindert werden (siehe [Abbildung 2-1 a](#)).

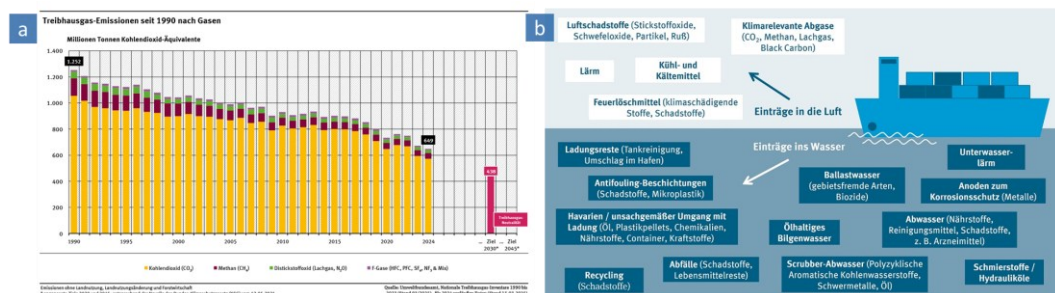


Abbildung 2-1: Zeitliche Entwicklung der Treibhausgasemission in Deutschland [18] und Umweltwirkung der Schifffahrt [19]

Der maritime Sektor trägt heute mit etwa 2,7 % zu den anthropogenen Treibhausgasemissionen bei und leistet somit einen relevanten Beitrag zur globalen Erwärmung. Die daraus resultierenden Umweltfolgen, wie die Versauerung und Eutrophierung der Ökosysteme, gefährden zunehmend auch die menschliche Gesundheit ([Abbildung 2-1 b](#)). Als Reaktion auf diese Entwicklung verabschiedete die Internationale Seeschifffahrts-Organisation (IMO) im Jahr 1997 ein weltweit gültiges Maßnahmenpaket zur schrittweisen Reduzierung von Emissionen im internationalen Seeverkehr. Ergänzend wurden sogenannte Emissionskontrollgebiete (Emission Control Areas, kurz ECAs) ausgewiesen, in denen strengere Grenzwerte für die Emission von Schwefeldioxiden (SO_x) und Stickoxiden (NO_x) gelten. Die derzeit definierten ECA-Gebiete sind in [Abbildung 2-2 a](#) dargestellt. [8]

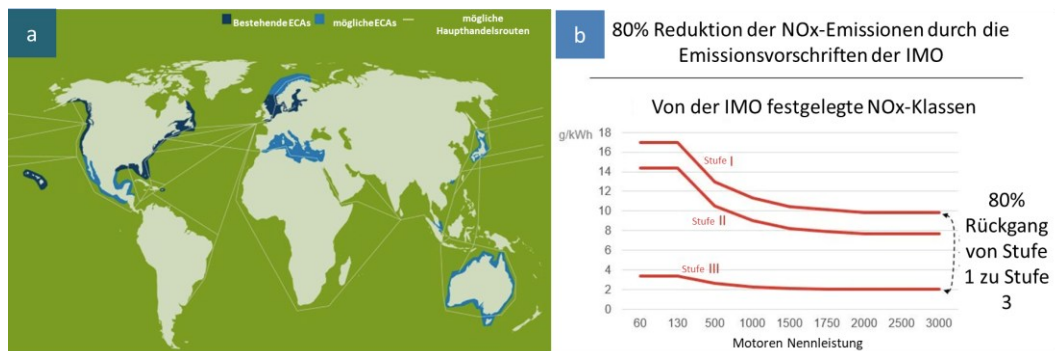


Abbildung 2-2: Weltweite Emissionskontrollgebiete (a) [20] und Eingrenzung nach IMO Stufe 1 bis 3 (b) [21]

Der Schwefelausstoß eines Schiffes wird primär durch den Schwefelgehalt des verwendeten Treibstoffs bestimmt. Während Schweröl in der konventionellen Schifffahrt durchschnittlich einen Schwefelanteil von bis zu 4,5 % aufweist, ist dieser Anteil innerhalb der ECAs auf maximal 0,1 % begrenzt. Dies macht den Einsatz von schwefelreichen Schiffskraftstoffen perspektivisch untragbar. Zusätzlich wurden mit Inkrafttreten der IMO-Stufe-2-Regelung im Jahr 2011 weltweit Grenzwerte für NO_x-Emissionen festgelegt, die bei maximal 14,4 g/kWh liegen. In den ECA-Gebieten gelten seit dem 1. Januar 2016 darüber hinaus strengere Grenzwerte gemäß IMO Stufe 3. Diese sehen in Abhängigkeit von der Nenndrehzahl des Schiffsmotors Emissionsgrenzwerte von 2,0 bis maximal 3,4 g/kWh vor. Die damit verbundene Reduktion der NO_x-Emissionen um über ein Drittel ist in [Abbildung 2-2 b](#) veranschaulicht [21]. Die Einhaltung der IMO-Stufe-3-Vorgaben ist mit herkömmlicher Motortechnologie und durch rein motorische Optimierung nicht mehr erreichbar. Erforderlich ist stattdessen der Einsatz emissionsmindernder Technologien. Der Stand der Technik bietet derzeit drei technische Ansätze zur Einhaltung der verschärften Emissionsgrenzwerte. [8]

- Die Installation bzw. die Nachrüstung von Abgasreinigungssystemen: Dazu zählen Scrubber zur Reduktion von SO_x-Emissionen sowie SCR-Katalysatoren (Selective Catalytic Reduction) zur Senkung der NO_x-Emissionen bei weiterem Einsatz von Schweröl.
- Die Abgasrückführungssysteme (EGR – Exhaust Gas Recirculation): Hierbei werden die Abgase kontrolliert in den Verbrennungsraum zurückgeführt, um die Verbrennungstemperatur und somit die NO_x-Bildung zu reduzieren.
- Die Verwendung alternativer Treibstoffe: Besonders großes Potenzial zur Emissionsminderung wird dem Einsatz emissionsarmer oder emissionsfreier Kraftstoffe zugeschrieben.

Die stärkste Emissionsminderung erfolgt über alternative Treibstoffe (Primärwirkung an der Quelle). Da hierbei direkt bei der Verbrennung im Motor ein Einfluss auf die Entstehung von Schadstoffen genommen wird, können mit dem richtigen Treibstoff aufwändige nachgeschaltete Abgasreinigungssysteme entfallen.

2.1.2 Relevanz alternativer Energieträger (LNG, LH₂)

Angesichts der zuvor beschriebenen strengeren Klimaschutzvorgaben in der Schifffahrt, rücken alternative, emissionsärmere Treibstoffe in den Fokus. Das Flüssigerdgas (Liquefied Natural Gas, LNG) und der flüssige Wasserstoff (Liquid Hydrogen, LH₂) gelten hierbei als vielversprechende Optionen. LNG wird bereits heute in vielen Schiffen als Kraftstoff eingesetzt. Der Flüssigwasserstoff hingegen befindet sich noch in der Pilotphase. Erst im Jahr 2021 nahmen der japanische Suiso Frontier (LH₂-Tanker) und die norwegische MF Hydra (Wasserstoff-Brennstoffzellen-Fähre), als die weltweit ersten Schiffe mit LH₂-Tanks, den Betrieb auf. Beide Kraftstoffe sind kryogen und erfordern hochspezialisierte Technik. Im Folgenden werden die physikalischen Eigenschaften und Umweltaspekte von LNG und LH₂ im Schiffsverkehr gegenübergestellt. [22]

Flüssigerdgas – Liquefied Natural Gas (LNG). LNG besteht überwiegend aus Methan (CH₄) mit geringen Anteilen höherer Kohlenwasserstoffe (z.B. Ethan, Propan). Durch die Abkühlung unter den Siedepunkt (ca. -162 °C bei 1013 mbar) verändert das Erdgas den Zustand und wird flüssig. Dadurch verringert sich das Volumen um den Faktor 600 gegenüber der Gasform. Dies ermöglicht den Transport großer Energiemengen. Flüssiges Methan ist farb- und geruchlos und besitzt bei Siedetemperatur eine Dichte von etwa 420–470 kg/m³, also weniger als die Hälfte von Wasser [23]. Die Energiedichte von LNG beträgt etwa 55 MJ/kg (unterer Heizwert) bzw. ca. 22 MJ/L. Dieseldieselkraftstoff dagegen enthält 38 MJ/L, d.h. LNG liefert pro Volumen nur rund 60 % der Energie von Diesel [24]. Beim Verbrennen von LNG entstehen im Vergleich zu Schweröl deutlich weniger schädliche Emissionen. CO₂-Emissionen sinken um etwa 20–30 % gegenüber Marine Diesel/Heavy Fuel Oil aufgrund des höheren Wasserstoffgehalts von Methan. Zudem entstehen nahezu keine Schwefeloxide (SO_x) und Feinstaub. Stickoxide (NO_x) werden um ca. 85–90 % reduziert. Dadurch erfüllt LNG bereits heute die strengen Abgasvorschriften in Emissionskontrollgebieten. Zu beachten ist allerdings, dass Methan selbst ein Treibhausgas ist. Durch unverbranntes Methan, welches im Motor oder bei der Betankung in die Atmosphäre entweicht, kann sich die Klimabilanz von LNG verschlechtern. Ohne Gegenmaßnahmen könnte ein Teil des CO₂-Vorteils aufgehoben werden. Moderne Doppelkraftstoff-Motoren und technische Optimierungen haben jedoch den Methanschluß in den letzten Jahrzehnten drastisch reduziert. Insgesamt wird LNG als Übergangskraftstoff gesehen. Es bietet sofort Emissionsminderungen, ist aber weiterhin fossil. Durch Nutzung von Bio-LNG oder synthetischem Methan könnte LNG perspektivisch nahezu CO₂-neutral werden. Langfristig sind kohlenstofffreie Energieträger (z. B. H₂, NH₃) als die Zieltechnologien vorgesehen. [25]

Flüssigwasserstoff – Liquid Hydrogen (LH₂). Flüssiger Wasserstoff besteht aus molekularem H₂ und zeichnet sich durch extremere Eigenschaften als LNG aus. Wasserstoff wird erst unter -252,9 °C (20 K) flüssig. Der Siedepunkt bei 1013 mbar liegt rund 90 °C niedriger als der von LNG

[26]. Flüssiger Wasserstoff ist farblos, geruchlos und hat mit ca. 70 kg/m^3 eine geringere Dichte (nur etwa 1/6 der Dichte von LNG) [24]. Obwohl der Heizwert pro Masse mit ca. 120 MJ/kg hervorragend ist (mehr als doppelt so hoch wie bei Erdgas), ergibt sich aufgrund der niedrigen Dichte eine volumetrische Energiedichte von nur ca. $8,5 \text{ MJ/L}$ [26]. Das ist ein Viertel von Diesel (38 MJ/L) und rund 40 % von LNG. Um dieselbe Energiemenge zu speichern, benötigt flüssiger Wasserstoff also etwa 2,5-mal so viel Tankvolumen wie LNG bzw. sogar ca. 4,5 x so viel wie Dieseldieselkraftstoff. [24], [27]

Marktwachstum. Das bis 2031 prognostizierte Marktwachstum für LNG-Tanks beträgt jährlich 8,6 % und der weltweite Auftragsbestand an erdgasangetriebenen Schiffen steht aktuell bei 135 Schiffneubauten, 111 weiteren Schiffe für den Umbau auf Erdgasantrieb sowie bereits 125 erdgasangetriebene Schiffe im Einsatz (Abbildung 2-3). Zusätzlich wird auch eine entsprechende Infrastruktur in der Versorgungskette wie LNG-Terminals in Häfen, Lagertanks, Tankstellen bzw. Versorgungsfahrzeuge zur Betankung von Schiffen (land- oder seeseitig) erforderlich. [9], [28]

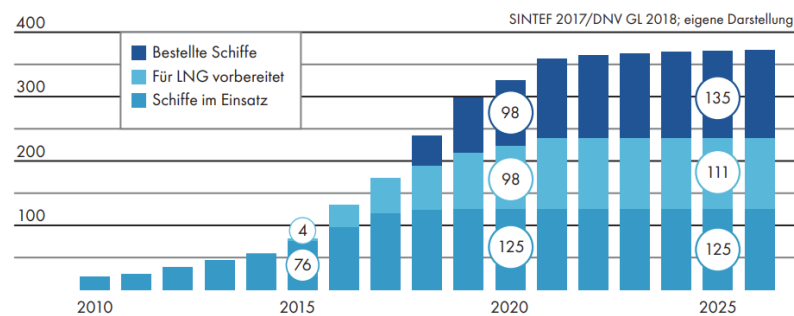


Abbildung 2-3: Entwicklung des LNG-Schiffsbestandes [9]

2.2 Stand der Technik im schiffbaulichen Tankbau

Der Bau von Tanks in der schiffbaulichen Fertigung stellt besondere Anforderungen an den Stahlbau. Die Lagerung von bspw. Flüssigerdgas bei -162 °C erfordert den Einsatz geeigneter Werkstoffe und Schweißverfahren. Insbesondere Typ-C-Tanks und vakuumisolierte Druckbehälter kommen in maritimen Anwendungen zum Einsatz. Dieses Kapitel gibt einen Überblick über die im Schiffbau gängigen Tankarten, Schweißtechnologien und eingesetzten Werkstoffe.

2.2.1 Konstruktionstypen und Bauweisen

Allgemein können zwei Grundtypen von Tanks unterschieden werden, welche sich zum Transport von kryogenen Medien eignen. Dies sind zum einen die unabhängigen (selbsttragenden) Tanks und zum anderen die Membrantanks (siehe Abbildung 2-4). [29], [30]

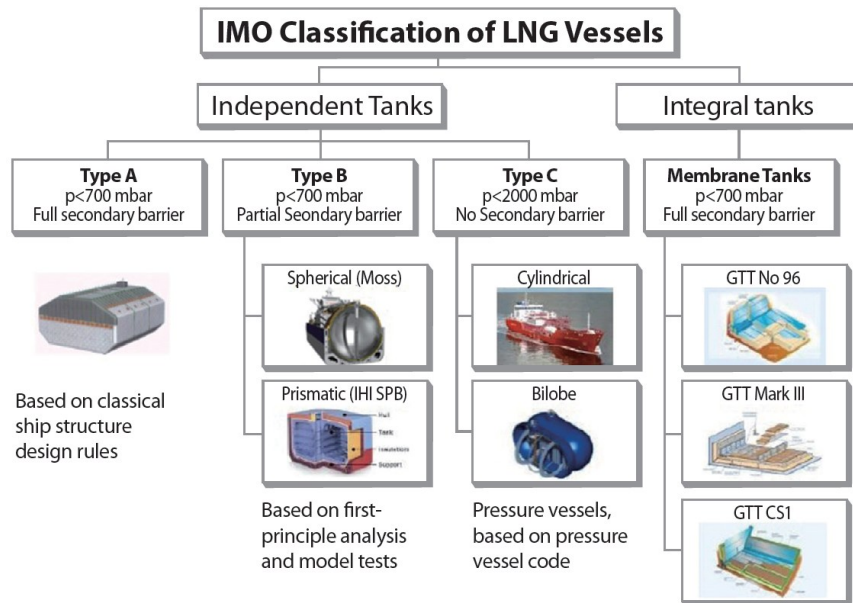


Abbildung 2-4: Verschiedene Tanksysteme nach IMO-Richtlinie [30]

Membrantanks. Die Membrantanks, wie z.B. die GTT-Technologien NO96 und Mark III, sind nicht selbsttragend, wodurch sie zum festen baulichen Bestandteil des Schiffes werden. Die Isolierung zwischen dem Membrantank und dem Schiff erfolgt im Inneren über eine dünne Blechmembrane, welche die temperaturbedingten Dehnungen des Werkstoffes aufnimmt. Diese dünne Blechmembrane ist sehr empfindlich gegenüber dem transportbedingten Schwappen (Sloshing) von Flüssigkeiten. Hierbei bilden sich Wellen innerhalb des Behälters, welche durch den ganz normalen Seegang von Schiffen entstehen. An der Behälterinnenwand brechen diese Wellen, führen zu lokalen Druckspitzen und zerstören dadurch die Membrane. Um ein Aufschwappen zu verhindern, sind Füllgrade (voll/nahe leer) zur Begrenzung erforderlich. Daher werden die Membrantanks im Brennstofftankbereich selten eingesetzt und stattdessen nur zum Transport in großen LNG- Tankern verwendet. Ein Beispiel für einen Membrantank ist in [Abbildung 2-5](#) dargestellt.

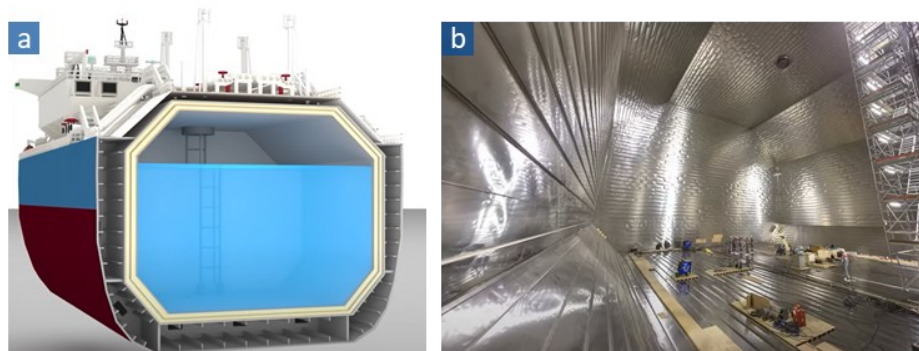


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung eines Membrantanks (a), Innenraum eines Membrantanks (b) [31]

Unabhängige Tanks. Unabhängige Tanks sind selbsttragende Konstruktionen ohne Membranbarriere, die temperaturbedingte Werkstoffdehnungen aufnehmen könnte. Sie sind auf Stützen gelagert und tragen im Gegensatz zu Membrantanks nicht zur strukturellen Stabilität des Schiffsrumpfes bei. Die IMO-Richtlinie MSC95/22/Add.1 (IGF-Code) [32] legt die Sicherheitsanforderungen für den Bau von gasbetriebenen Schiffen fest. Darin werden unabhängige Tanks primär nach Bauart und Bemessungsdruck in drei Typen unterteilt:

- Typ A: Tanks dieses Typs besitzen prismatische Geometrien mit ebenen Flächen und verfügen über eine vollständig umschließende sekundäre Barriere. Diese Barriere muss gemäß IGF-Code im Falle einer Leckage die austretende Flüssigkeit für mindestens 15 Tage zurückhalten. Der maximal zulässige Bemessungsdruck beträgt 0,7 bar.
- Typ B: Diese Tanks können kugelförmig oder prismatisch ausgeführt sein (siehe [Abbildung 2-6 a/b](#)). Eine sekundäre Barriere ist hier nur teilweise erforderlich, üblicherweise in Form einer unterhalb des Tanks angeordneten Tropfschale. Bei einer Leckage sammelt sich die Flüssigkeit in dieser Schale. Temperaturfühler dienen zur Leckageerkennung. Im Vergleich zu Typ A gelten höhere Anforderungen. Der maximal zulässige Bemessungsdruck liegt ebenfalls bei 0,7 bar.
- Typ C: Typ-C-Tanks sind in der Regel kugel- oder zylinderförmig und für den kryogenen Transport von Flüssigkeiten konzipiert (siehe [Abbildung 2-6 c](#)). Diese werden nach den Regelwerken für Druckbehälter ausgelegt und können Bemessungsdrücke von über 2 bar aufnehmen. Eine sekundäre Barriere ist nicht erforderlich. Der Halteraum wird mit Inertgas oder trockener Luft befüllt. Sensoren überwachen die Gaszusammensetzung, um potenzielle Leckagen zu detektieren. Sie werden für kleinere Schiffe und insbesondere für Bunkertanks auf Dual-Fuel-Schiffen genutzt. IMO-Typ-C-Tanks sind heute die bevorzugte Lösung für LNG-Brennstoff, da sie sicher, druckfest und einfach zu installieren sind. Ihr Nachteil ist der hohe Platzbedarf. Sie benötigen das 3- bis 4-fache Volumen von Öltanks für denselben Energiegehalt. Zudem begrenzen hohe Drücke die maximale Füllmenge. Zur Wärmedämmung werden Vakuum- oder Schaumisolierungen eingesetzt. Vakuumtanks dämmen besser, sind aber in Form und Größe eingeschränkt. Schaumisolierte Tanks sind flexibler einsetzbar, haben jedoch höheren Wärmeeintrag.

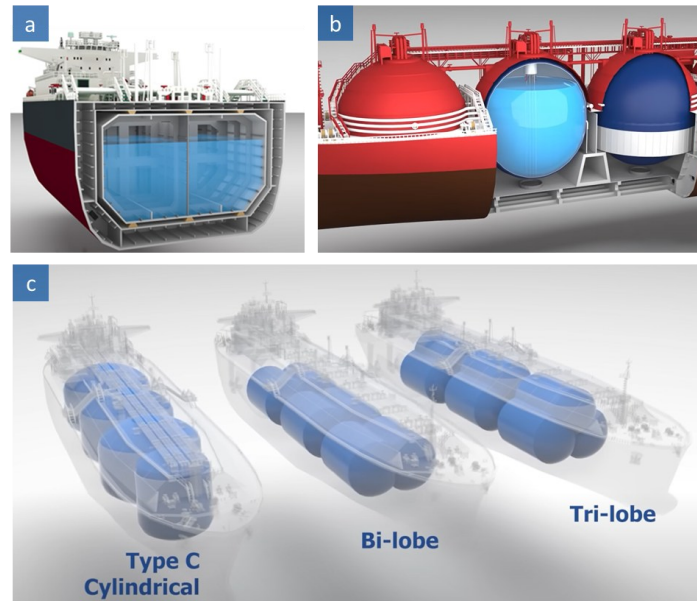


Abbildung 2-6: Verschiedene Tankarten: Typ B (a und b) und Typ C (c) [31]

2.2.2 Fertigungstechnologien und Schweißverfahren

Der Bau eines Tanks erfolgt in einer schweißtechnisch anspruchsvollen Prozesskette. Zu Beginn werden die einzelnen Blechschüsse vorbereitet und mit Versteifungsringen geheftet (siehe [Abbildung 2-7 a](#)). Diese Ringe übernehmen sowohl eine tragende als auch eine geometrisch fixierende Funktion, da sie die Maßhaltigkeit des Tanks sicherstellen. Nach dem Heften werden die Ringe voll verschweißt. Im Anschluss werden weitere Schüsse an den Ring sowie an die Stöße der bereits gesetzten Bleche ausgerichtet und geheftet. Durch das Umschließen des Rings entsteht ein erstes Tanksegment, welches nachfolgend vollständig verschweißt wird. Wie in [Abbildung 2-7 b](#) dargestellt, werden die Ringe von innen in Kehlnahtausführung in den Schweißpositionen PB (horizontal) und PD (Überkopf) verschweißt. Die Stumpfnähte zwischen den einzelnen Elementen werden mit Steignähten in Position PF von unten nach oben ausgeführt. Zum Einsatz kommen verschiedene Schweißverfahren. Das Heften erfolgt in der Regel mittels Metallschutzgasschweißen (Schweißprozessnummern nach DIN EN ISO 4063 [33]: 135; nachfolgend mit „MSG“ bezeichnet). Parallel zur Segmentfertigung erfolgt an einem weiteren Bauplatz der Aufbau der Turmabschnitte. Die einzelnen Tanksegmente werden sukzessiv übereinandergesetzt, sodass der zylindrische Tankkörper in Turmbauweise nach oben wächst ([Abbildung 2-7 c](#)). Anschließend werden die Tankabschnitte in die horizontale Lage gebracht und miteinander verschweißt ([Abbildung 2-7 d](#)). Für diese langen Rundnähte wird industriell überwiegend das Unterpulverschweißen (Schweißprozessnummern nach ISO 4063: 121; nachfolgend mit „UP“ bezeichnet) aufgrund seiner hohen Abschmelzleistung und Prozessstabilität eingesetzt (siehe [Abbildung 2-8](#)).

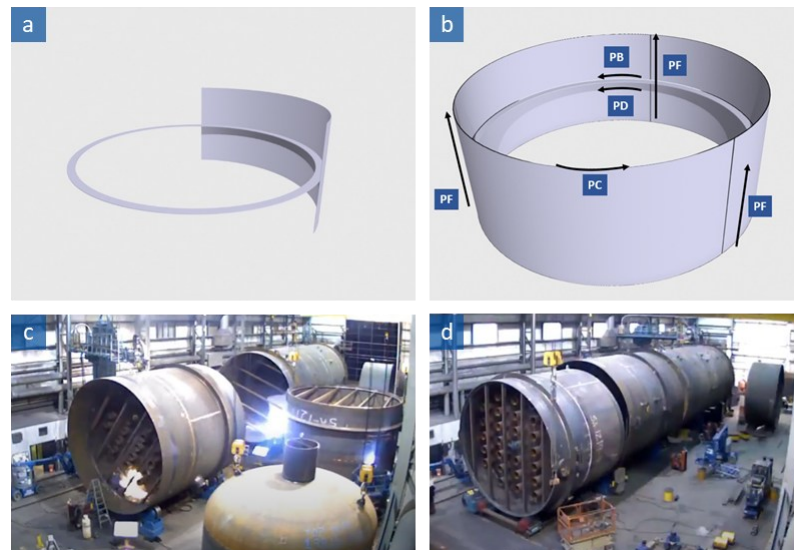


Abbildung 2-7: Beispiel eines Fertigungsprozesses eines LNG-Tanks [34]



Abbildung 2-8: Schweißen von Rundnähten mittels Unterpulverschweißens in Position PA (Prozess statisch, Bauteil dreht sich) [34]

Den Abschluss des Tankkörpers bilden die Klöpperböden, die als separate Bauteile gefertigt und anschließend angeschweißt werden. Die Herstellung von Klöpperböden stellt je nach Durchmesser und Wandstärke eine eigene schweiß- und werkstofftechnische Herausforderung dar. Bei größeren Abmessungen wird der Boden nicht aus einem Stück, sondern aus mehreren Segmenten zusammengesetzt und mittels Schweißverfahren wie UP- oder MSG-Schweißen gefügt. Anschließend werden die Schweißnähte verschliffen, um vor der Umformung eine ebene Oberfläche zu gewährleisten (siehe [Abbildung 2-9 a](#)). Nach dem Verschweißen werden die geschweißten Segmente durch Warmverformung in Pressen oder mittels Kaltumformprozessen in die gewünschte sphärische Form gebracht ([Abbildung 2-9 b](#)). Je nach Werkstoff und Blechdicke ist eine Wärmebehandlung erforderlich, um die durch das Kalt- oder Warmumformen eingebrachten Eigenspannungen abzubauen und die gewünschte Zähigkeit im Tieftemperaturbereich zu garantieren ([Abbildung 2-9 c](#)). Die Norm DIN EN 13445-4 [35] enthält Anforderungen an die Herstellung von unbefeuerten Druckbehälter und Druckbehälterteilen aus Stählen, zu denen auch

Klörperböden zählen. Sie enthält Anforderungen an Umformanforderungen sowie entsprechend notwendigen Wärmebehandlungen.



Abbildung 2-9: Beispiel eines Fertigungsprozesses eines Klörperbodens für LNG-Tanks; Planschleifen der Schweißnähte (a), Umformung der Bleche in einer Presse (b), Wärmebehandlung des fertigen Klörperbodens (c) [36]

2.2.3 Werkstoffe: Übersicht und technologische Limitierungen

Für den Bau von Tanks werden eine Vielzahl spezialisierter Werkstoffe eingesetzt, die den extremen thermischen und mechanischen Anforderungen genügen müssen. Zu den etablierten Materialien zählen kaltzähe, hochnickelhaltige Stähle gemäß DIN EN 10028-4 [37] bzw. DIN EN 10028-7 [38] sowie Aluminiumlegierungen gemäß DIN EN 573-3 [39], die insbesondere in zylindrischen oder kugelförmigen Tankausführungen mit Wandstärken bis zu 65 mm verwendet werden. Die Auswahl geeigneter Werkstoffe richtet sich neben mechanischen Kennwerten (wie Festigkeit und Zähigkeit) auch nach den wirtschaftlichen Aspekten. Die zulässigen Werkstoffe sowie die Verarbeitungsempfehlungen sind in den jeweiligen Anwendungsnormen erfasst [32], [40], [41], [42], [43]. Eine Übersicht typischer Materialien und Anwendungen ist in [Tabelle 2-1](#) dargelegt.

Tabelle 2-1: Übersicht der etablierten Werkstoffe für kryogene Anwendungen und deren Einsatzgebiet (nach [44])

Legierung	Typ	Anwendung
9 %Ni	X8Ni9	Lagertanks
304 L	AlSi 304 L (1.4301/1.4307)	Rohrleitungen, kleine Behälter, auch für große Lagertanks
36NiFe	36 % Ni-Fe Legierung (bekannt als INVAR36)	Rohrleitungen in kritischen Anwendungen, auch für große Lagertanks
Al	5083 (Al-4,5 % Mg) 5154 (Al-3,5 % Mg) 6000 (Al-Si)	Kugelförmige oder prismatische Lagertanks für den Transport per Schiff, Rohrleitungen für den Kryo-Wärmetauscher

In den letzten Jahren wurde der kaltzähe martensitische Stahl vom Typ X8Ni9 für kryogene Anwendungen vermehrt verbaut. [45], [46], [47]

Dies ist vor allem auf die wesentlich höheren Festigkeitseigenschaften, welche zum Teil bei der Bemessung verlangt werden und der resultierenden Gewichtsreduktion im Vergleich zu kaltzähen hochnickellegierten Austeniten, wie z.B. 1.4301, zurückzuführen. [32]

Hochnickellegierte austenitische Stähle, wie 1.4301, weisen zwar gute Verarbeitungseigenschaften auf, bieten jedoch nur geringe Festigkeiten bei gleichzeitig hohen Materialkosten. Zudem unterliegen Nickelpreise starken Schwankungen auf dem Weltmarkt, welche die wirtschaftliche Planbarkeit und Attraktivität dieser Werkstoffe einschränken (siehe Abschnitt 2.1). Bei extrem tiefen Temperaturen treten bei hochnickellegierten austenitischen Stählen zusätzliche Risiken auf. Durch mechanische Schlagbeanspruchung (durch Sloshing-Effekte während des Transports) kann es zu Phasenumwandlungen ($\gamma \rightarrow \alpha$) kommen. Diese Einwirkung kann zum Zähigkeitsverlust und zur Rissbildung führen. [48], [49]

Die Schweißbarkeit unterscheidet sich werkstoffspezifisch. Während Austenite sich gut schweißen lassen, bereiten insbesondere Aluminium und nickelhaltige martensitische Stähle erhebliche Probleme. Aluminiumlegierungen neigen zur Porenbildung und ihre hohe Wärmeleitfähigkeit erschwert das Einbringen der Schweißenergie besonders bei großen Wandstärken. Nickelhaltige Martensite wie X8Ni9 sind stark magnetisierbar, was den Lichtbogen destabilisieren und die Prozessführung erschweren kann. Dies begrenzt nicht nur die Schweißnahtqualität (z. B. durch Bindefehler), sondern auch den Automatisierungsgrad, was wiederum die Wirtschaftlichkeit beeinträchtigt (vgl. [Abbildung 2-10](#)). Darüber hinaus müssen die Tanks für kryogene Anwendungen sehr hohe mechanische Anforderungen erfüllen. Neben Streckgrenzen > 300 MPa und Zugfestigkeiten > 600 MPa bei Raumtemperatur sind insbesondere die Zähigkeit und Ermüdungsfestigkeit bei Tieftemperatur entscheidend. Für viele Anwendungen wird eine Kerbschlagarbeit zwischen 27 J und 40 J bei -196 °C gefordert, auch in den Schweißnähten. Diese Anforderungen sind mit herkömmlichen Werkstoffen und Schweißzusätzen nur mit erheblichem Aufwand erfüllbar. Nickelbasierte Schweißzusätze bieten zwar eine gewisse Kompatibilität, sind jedoch teuer und neigen als Vollaustenite zu Heißrissen. Alternativen auf artähnlicher Legierungsbasis konnten sich bislang nicht durchsetzen, da sie schwieriger zu verarbeiten sind und zusätzliche Wärmenachbehandlungen erfordern [50]. [Abbildung 2-11](#) zeigt dazu auftretende Rissbildungen im Schweißgut.

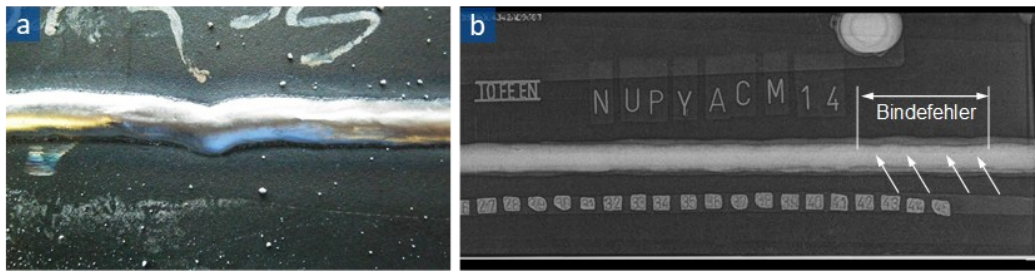


Abbildung 2-10: Schweißung an einem X8Ni9 mit NiCr15Mo16Fe6W4: Fehlerhafte Decklage durch Lichtbogenablenkung und remanenten Magnetismus (a) und Bindefehler als Fehleranzeige nach RT-Prüfung (b)

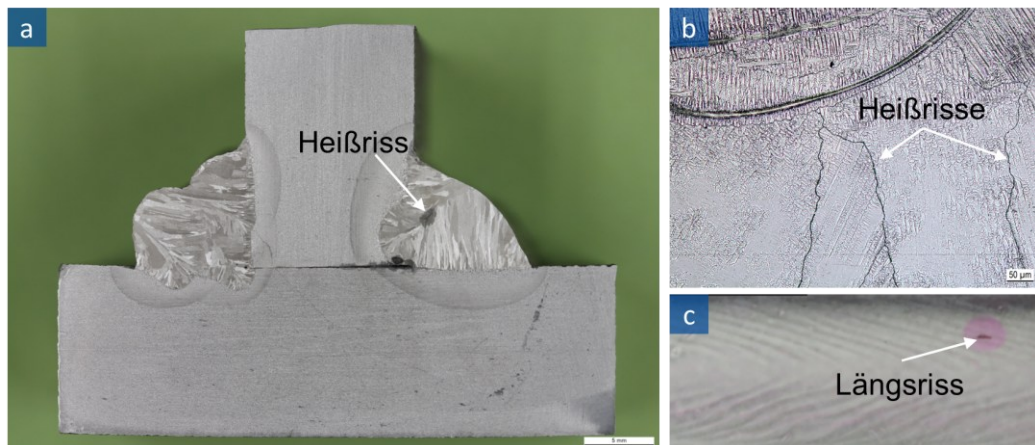


Abbildung 2-11: Schweißungen an X8Ni9 mit vollaustenitischem Schweißzusatz und Rissbildungen: Heißrisse in makro- und mikroskopischer Aufnahme (a, b) und Längsriss auf Oberfläche nach PT-Prüfung (c)

2.3 Werkstoffentwicklung für Tieftemperaturanwendungen

In diesem Abschnitt werden die technologischen und wirtschaftlichen Treiber für die Weiterentwicklung kaltzäher Werkstoffe im Kontext kryogener Anwendungen systematisch eingeordnet und hinsichtlich ihrer industriellen Relevanz bewertet.

Wirtschaftliche Aspekte: Nickelpreis und Verbrauch. Die wirtschaftliche Motivation zur Entwicklung kaltzäher Werkstoffe ist eng mit der Preis- und Versorgungssituation von Nickel verknüpft. Als zentrales Legierungselement trägt Nickel zwar entscheidend zur Tieftemperaturzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit bei, ist jedoch zugleich ein teurer und volatiler Rohstoff. In den vergangenen Jahren schwankte der Nickelpreis erheblich. Prognosen gehen davon aus, dass der Markt bis mindestens 2027 in einem deutlichen Angebotsüberschuss bleibt, da insbesondere Indonesien seine Fördermengen stark ausgebaut hat. Diese Entwicklung sorgt einerseits für temporär sinkende Preise, verdeutlicht andererseits jedoch die Abhängigkeit von wenigen großen Produzenten und die Unsicherheit der langfristigen Versorgung. Parallel dazu wächst die Konkurrenz um die Ressource, da Nickel nicht nur für Spezialstähle, sondern zunehmend

auch für die Batterieproduktion in der Elektromobilität benötigt wird. Zwar dämpfen aktuelle Trends wie die stärkere Nutzung nickelarmer Lithium-Eisenphosphat-Batterien die Nachfrage etwas, dennoch bleibt Nickel ein strategisch bedeutendes Metall. In [Abbildung 2-12 b](#) ist zu erkennen, dass der jährliche weltweite Rohnickelverbrauch ca. 8-mal so hoch ist, wie vor 65 Jahren. Für die Stahlindustrie stellt dies eine doppelte Herausforderung dar. Einerseits ist Nickel für rostfreie Stähle und insbesondere für 9 %-Ni-Stähle unverzichtbar. Andererseits steigen die Kostenrisiken durch Preisschwankungen und die geopolitische Konzentration der Förderländer. Handels- und Wettbewerbsverzerrungen können zu Rohstoffpreispeaks führen, wie es 2014 durch ein Exportverbot (Indonesien) von Nickelerzen der Fall war [\[51\]](#). Die Länderrisiken werden von der Weltbank durch den World Governance Indicator festgelegt ([Abbildung 2-12 a](#)). [\[52\]](#)

Vor diesem Hintergrund besteht ein starkes ökonomisches Interesse daran, Werkstoffe zu entwickeln, die durch optimierte Legierungsstrategien mit geringerem Nickelgehalt vergleichbare Tieftemperaturzähigkeit erreichen und damit die Abhängigkeit vom Nickel verringern.

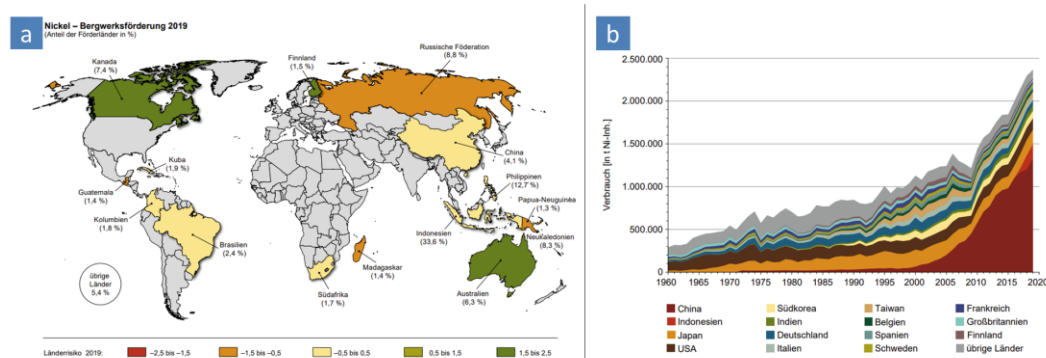


Abbildung 2-12: Bergwerksförderung von Nickel im Jahr 2019 der 15 größten Förderländer und deren Länderrisiko für das Jahr 2019 (a) [\[52\]](#); Entwicklung des Verbrauchs von Nickel zwischen 1960 und 2019 (b) [\[52\]](#)

Substitution durch Mangan. Die Substitution von Nickel durch Mangan stellt einen wichtigen Ansatz in der Entwicklung kaltzäher Werkstoffe dar. Mangan kann in Stählen teilweise die Funktion von Nickel übernehmen, indem es die Austenitbildung fördert und dadurch die Zähigkeit auch bei tiefen Temperaturen verbessert. Während Nickel durch seine starke austenitstabilisierende Wirkung traditionell in hochzähen Tieftemperaturstählen wie den klassischen 9 %-Ni-Stählen (X8Ni9) eingesetzt wird, kann Mangan in höheren Gehalten (z. B. 15–30 %) ebenfalls zur Stabilisierung des Austenits beitragen. Neben den in Europa schwer verfügbaren und selten eingesetzten mittelmanganhaltigen Austeniten, welche einen Mangan-Gehalt unter 15 % aufweisen, wurden in jüngerer Vergangenheit auch hochmanganhaltige Stähle mit Mn-Gehalten bis zu 30 % entwickelt und erprobt. Ein wesentlicher Vorteil liegt in der wirtschaftlichen Verfügbarkeit von Mangan. Mangan

ist im Vergleich zu Nickel weltweit in größeren Mengen vorhanden und unterliegt deutlich geringeren Preisschwankungen. Dadurch bietet Mangan die Möglichkeit, kostengünstigere Werkstoffe mit vergleichbaren Eigenschaften herzustellen und gleichzeitig die Abhängigkeit von den volatilen Nickelpreisen zu reduzieren. **Abbildung 2-13** zeigt dazu den historischen Verlauf der Preisrelation zwischen Nickel und Mangan. In einer aktuellen Kostenanalyse für LNG -Tanks zeigte sich, dass Hochmanganstähle Kostenvorteile gegenüber X8Ni9 sowie den in Abschnitt 2.2.3 **Tabelle 2-2** dargelegten etablierten Werkstoffen erzielen können. Dies verdeutlicht eindrucksvoll das wirtschaftliche Potenzial dieses Werkstoffkonzepts. [30]

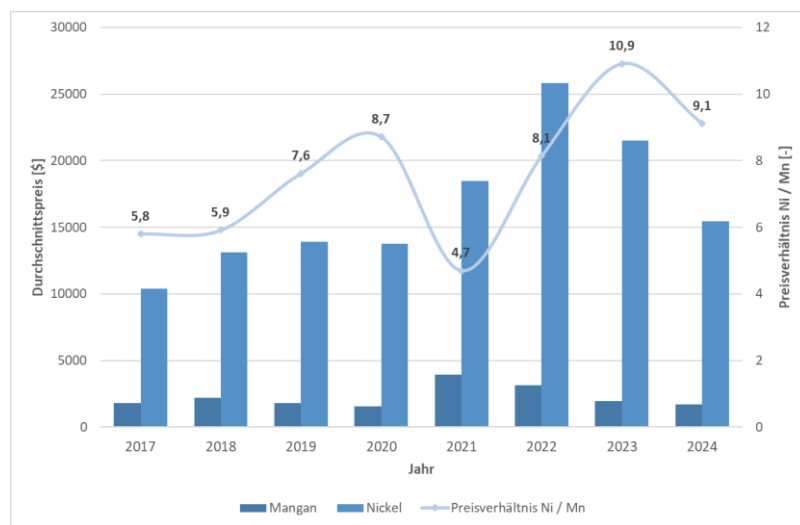


Abbildung 2-13: Durchschnittspreise und Preisverhältnis von Mangan und Nickel in den Jahren 2017 bis 2024 (eigene Darstellung in Anlehnung an [53])

Des Weiteren eröffnet Mangan durch seine Wechselwirkung mit Stickstoff zusätzliche Legierungsstrategien, da Stickstoff ebenfalls austenitstabilisierend wirkt und in Verbindung mit Mangan besonders wirksam ist. Im Vergleich zu kaltzähem Ni-Stählen gelten Austenite als nicht magnetisierbar, was die vollmechanisierte bzw. automatisierte Fertigung erheblich vereinfacht. Wie die meisten Werkstoffe mit kubisch-flächenzentriertem Raumgitter zeigen austenitische Stähle keine Tieflage bei Schlagbeanspruchung unter geringen Temperaturen, d.h. sie weisen eine hohe Kaltzähigkeit auf. Bei hochmanganhaltigen Austeniten können zudem hohe Festigkeiten über $R_{p0,2} > 400 \text{ MPa}$ bzw. $R_m > 700 \text{ MPa}$ eingestellt werden. [54], [55], [56], [57]

Tabelle 2-2: Kostenvergleich der etablierten Werkstoffe für LNG-Tanks (nach [30])

	Hochmanganstahl	Al 5083	1.4301	X8Ni9
Materialpreis	53%	100%	88%	114%
Schweißkosten	9%	100%	33%	133%
Materialmenge	167%	100%	200%	167%
Gesamtkosten	56%	100%	128%	205%

Erstmals wurden im Juni 2022 zwei große LNG-Typ-C-Tanks aus hochmanganhaltigem Stahl in einen Öltanker (VLCC) eingebaut. Diese neuartigen kryogenen Treibstofftanks entstanden in zehnjähriger Entwicklungsarbeit von DSME und POSCO und sollen in insgesamt zehn LNG-betriebenen VLCC eingesetzt werden. Die Einführung von Hochmanganstählen in LNG-Schiffstanks belegt die industrielle Umsetzbarkeit. Südkoreanische Werften und Stahlhersteller haben hier eine Vorreiterrolle übernommen. Für unabhängige Tanks (Typ C oder B) bieten sie eine attraktive Alternative zu kaltzähem Ni-Stahl. [\[58\]](#)

2.4 Manganhaltige austenitische Stähle im Fokus der Forschung

Der anschließende Abschnitt fokussiert sich auf manganhaltige austenitische Stähle, deren Metallurgie sowie Klassifizierung. Zunächst wird auf die werkstoffseitigen Besonderheiten dieser Stahlgruppe eingegangen. Das Zweistoffsystem Eisen-Mangan bildet dabei den Ausgangspunkt für die weiterführenden Darstellungen.

2.4.1 Legierungssystem Fe-Mn und metallurgische Grundlagen

Das Zweistoffsystem Eisen-Mangan bildet die Grundlage für die Entwicklung der Manganstähle und ist seit langem Gegenstand der metallurgischen Forschung. Mangan wirkt als Austenitstabilisator und ermöglicht die Ausbildung einer stabilen kubisch-flächenzentrierten Struktur auch bei tiefen Temperaturen. Im Gegensatz zu Nickel bietet Mangan zudem die Möglichkeit, Transformationseffekte gezielt zu nutzen. Bei mittleren Mangangehalten treten TRIP-Effekte auf, während bei höheren Gehalten TWIP-Mechanismen dominieren. Diese Effekte führen zu einer außergewöhnlichen Kombination aus Festigkeit und Duktilität, die für Tieftemperaturanwendungen besonders wertvoll ist. Hierzu wird in Abschnitt 2.4.3 genauer eingegangen. In [Abbildung 2-14](#) ist das Zweistoffsystem dargestellt.

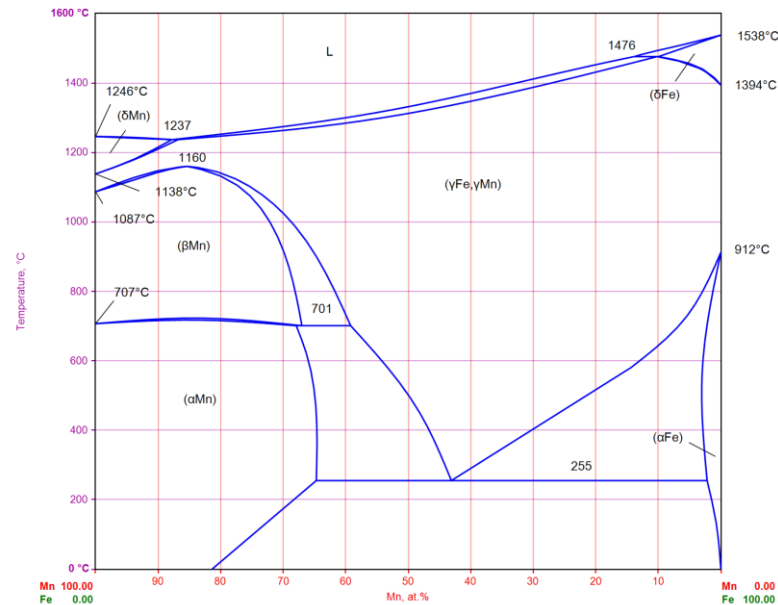


Abbildung 2-14: Zweistoffsystem Eisen-Mangan nach [59]

Über einen großen Bereich oberhalb von 255 °C weist das Zweistoffsystem eine Mischung aus Gamma-Eisen und Gamma-Mangan auf. Dieser kann durch die Zugabe weiterer Legierungselemente, wie z.B. Nickel und Kohlenstoff signifikant ausgeweitet werden, wodurch der Werkstoff über einen sehr großen Temperaturbereich eine austenitische Gefügemorphologie aufweist. Geringe Anteile an Ferrit im Gefüge sind dabei ebenfalls möglich. Hinsichtlich der Wirkung der Legierungselemente zeigt [Abbildung 2-15](#) die relative Wirkintensität unterschiedlicher Legierungselemente auf die Phasenausbildung. Als Indikator wurde hierbei die Differenz der Lösungsenthalpien in Austenit und in Ferrit des jeweiligen Legierungselements zu Rate gezogen. Sie gibt Auskunft darüber, ob die allotrope Umwandlung stattfindet oder behindert wird. [60]

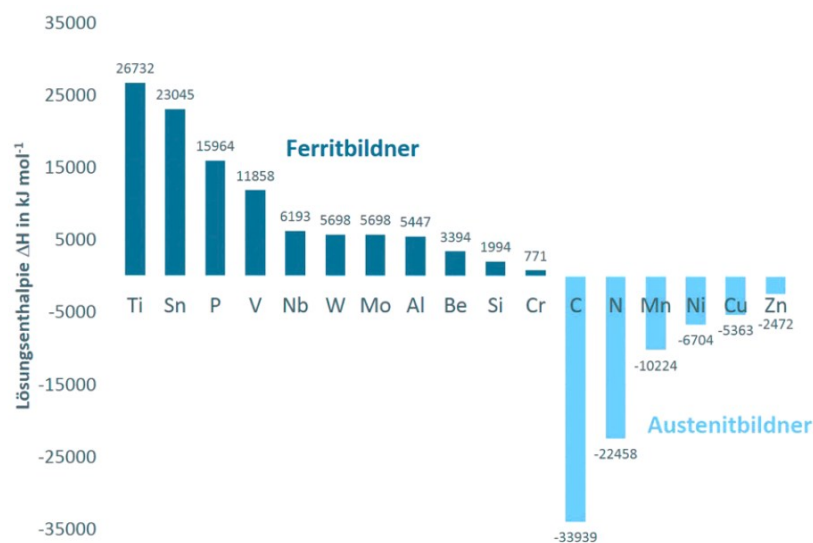


Abbildung 2-15: Wirkintensität von Legierungselemente als Ferrit- bzw. Austenitbildner [60]

Aus dem Diagramm geht hervor, dass der Kohlenstoff den größten positiven Einfluss auf die Ausbildung und Stabilisierung des Austenits hat, gefolgt von Stickstoff. Weiterhin ist abzulesen, dass Nickel und Mangan ähnlich stark die Ausbildung eines austenitischen Gefüges unterstützen. Da der Stickstoff und Kohlenstoff im Eisengitter interstitiell auf den Zwischengitterplätzen, hauptsächlich in den Oktaederlücken, gelöst werden, ist ihre Löslichkeit in Metallgitter stark begrenzt. Weiterhin schränkt auch ihre tendenziell negative Auswirkung auf die Schweißbarkeit ihre Anwendbarkeit als Legierungselement im Grundwerkstoff stark ein, wodurch sie trotz ihrer großen Wirksamkeit als austenitbildendes Hauptlegierungselement ausgeschlossen sind. [61]

Sowohl Nickel, als auch Mangan werden hingegen substitutionell auf regulären Gitterplätzen gelöst, was ihre generelle Löslichkeit erhöht und durch die Bildung von Mischkristallen zu einer Verfestigung des Werkstoffs führt. [62]

Es ist daher eine wesentlich höhere Konzentration der beiden Elemente innerhalb einer Legierung möglich, die ihre im Vergleich zu Kohlenstoff und Stickstoff geringere Wirkintensität um ein Vielfaches ausgleicht. Mangan besitzt damit das Potential, Nickel in Stählen für kryogene Anwendungsbereiche unter der Prämisse gleichbleibend guter mechanisch-technologischer Eigenschaften zumindest teilweise zu substituieren.

2.4.2 Klassifizierung manganhaltiger Werkstoffe

Entwicklung, Einordnung und Systematik. Austenitische Manganstähle gehen generell auf die, Ende des 19. Jahrhunderts, entwickelten Hartmanganstähle, sog. Hadfield-Stähle, mit einem Mangangehalt von ca. 12 Ma-% sowie einem Kohlenstoffgehalt von ca. 1,2 Ma-% zurück. Diese weisen sich durch ein hohes Potential zur Kaltverfestigung, Verschleißfestigkeit sowie Zähigkeit aus. Das heutige Einsatzgebiet der Hadfield-Stähle ist unverändert überwiegend in der Montanindustrie für Baggerschaufeln und Kugelmöhlen. Sie gelten allerdings als nicht schweißgeeignet. Darauf basierend wurden eine Vielzahl weiterer Legierungstypen mit einer breiten Variation von Legierungszusammensetzungen, Walz- und Wärmebehandlungszuständen und daraus resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften entwickelt. Die Hauptmotivation lag bzw. liegt in der Reduktion schwer verfügbarer und teurer Legierungselemente, wie z.B. Nickel durch Substitution mit den Austenitbildnern Mangan, Kohlenstoff, Stickstoff und Kupfer in unterschiedlichem Maße bei häufig gleichzeitiger Auflegung mit Aluminium, Molybdän, Chrom, Silizium sowie diverser Mikrolegierungselementen. Aus dieser Evolution haben sich u.a. zwei austenitische Manganstahltypen etabliert. Hierbei handelt es sich um mittelmanganhaltige Stähle mit Mn-Gehalten unter 15 % und hochmanganhaltige Varianten mit über 15 % Mn. [63], [64], [65]

Nachfolgend wird auf die beiden Manganstahltypen eingegangen.

Mittelmanganhaltige austenitische Stähle ($Mn < 15 \text{ Ma-\%}$). Seit den 30er Jahren wurden vermehrt in Nordamerika und Asien mittelmanganhaltige korrosionsbeständige Austenite als günstiges Substitut zu nickellegierten Austeniten, vor allem dem 1.4301, entwickelt und eingeführt. Aufgrund einer anderen Normungsphilosophie sind diese, anders als in europäischen Regelwerken, als rostfreie Güten AISI / SAE 200er-Reihe in den entsprechenden Regelwerken zusammengefasst und international bekannt. Diese Werkstoffe werden umfangreich u.a. im Bereich Lebensmittelindustrie, weiße Ware, Besteck, Möbel, Fassaden aber auch für Rahmentragwerke in der Automobil- und Schienenfahrzeugindustrie eingesetzt. [64], [66]

Die generelle Eignung der mittelmanganhaltigen Stähle als Substitut für nickellegierte Austenite wurde auch in Europa Anfang des 21. Jahrhunderts wieder vermehrt erkannt und mit entsprechenden Entwicklungen und Normungsaktivitäten (z.B. 1.4618, 1.4371, 1.4372) unterstützt. Die Werkstoffe konnten sich aufgrund industrieller Skepsis und fehlender Erfahrung bisher allerdings nicht für kryogene Anwendungen durchsetzen. [64], [67], [68], [69]

Bei den mittelmanganhaltigen Austeniten wird die überwiegend austenitische Gefügestruktur mit häufigen Restanteilen von δ -Ferrit i.d.R. durch die kombinierte Legierung mit Mangan und Kohlenstoff erzielt. Neben der austenitstabilisierenden Wirkung führt der Kohlenstoff zu einer Festigkeitssteigerung durch die Mischkristallverfestigung aber auch zu einer Reduktion der Verarbeitungseigenschaften, insbesondere beim Schweißen sowie zu einer erhöhten Gefahr von interkristalliner Korrosion. Die Werkstoffe neigen zu einer ausgeprägten Kaltverfestigung, u.a. durch Zwillingsbildung bei der Umformung. [65], [70]

Durch die relativ hohen Kohlenstoffgehalte waren die Werkstoffe für das Schmelzschweißen ungeeignet. Dem wurde bzw. wird aktuell durch die Entwicklung kohlenstoffreduzierter Güten begegnet, welche eine Austenitstabilisierung durch erhöhte Stickstoff- und Kupfergehalte sowie veränderte Wärmebehandlungen bei der Herstellung erreichen. Mit demselben Ansatz wurde die generelle Eignung für den Einsatz unter kryogenen Bedingungen bereits in den 70er und 80er Jahren für diese Materialgruppe nachgewiesen. [71], [72], [73]

Die mittelmanganhaltigen Austenite weisen generell eine gute Schweißeignung auf. Die Verarbeitung unter Berücksichtigung ausreichender mechanisch-technologischer Eigenschaften sind aktuell Gegenstand weltweiter Forschungsaktivitäten [74]. Dabei werden insbesondere der Einfluss von Wärmeführung und Schweißzusätzen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften sowie die Korrosionsbeständigkeit untersucht. In [75] und [76] wurde verbesserte Festigkeits- und Dehnungseigenschaften des Schweißgutes bei geringer Wärmeeinbringung mit dem MSG- und WIG-Prozess am AISI 201 sowie 201LN nachgewiesen. In [77] wurde bei geringer Energieeinbringung allerdings auch die vermehrte Bildung von δ -Ferrit nachgewiesen, welche sich negativ auf die Zähigkeitseigenschaften, insbesondere bei tiefen Temperaturen auswirken kann, beobachtet. Vielversprechende Legierungskonzepte für Schweißzusätze beinhalten aktuell artähnliche und artgleiche Ansätze sowie die Dotierung des Schweißgutes mit Stickstoffzugaben, da

das Erreichen ausreichender Festigkeitseigenschaften und ausreichender Zähigkeit, insbesondere für den Behälterbau, die größte Herausforderung darstellt. [78]

Über die Anwendungen mittelmanganhaltiger Austenite sowie Untersuchungen zur schweißtechnischen Verarbeitung und Schweißnahtintegrität für kryogene Anwendungen ist nach aktuellem Stand der Technik nichts bekannt, obgleich die Anwendbarkeit in diesem Bereich als prinzipiell aussichtsreich angesehen wird. [79]

hochmanganhaltige austenitische Stähle ($Mn > 15 \text{ Ma-\%}$). Ein ähnliches Potential, vor allem für Anwendungen mit höheren Festigkeitsanforderungen, bieten die austenitischen Stähle mit einem Mangangehalt über 15 %. Diese weisen meist ein vollaustenitisches Gefüge bei einer hohen Duktilität und Festigkeit auf, welches auch bei sehr niedrigen Temperaturen stabil bleibt. Je nach der Legierungszusammensetzung existieren auch Varianten mit ϵ - und α -Martensit sowie Ferritmorphologien. Neben Mangan als Hauptlegierungselement werden häufig Mikrolegierungselemente sowie Molybdän, Aluminium und Chrom bei reduziertem Kohlenstoffgehalt hinzulegiert. Bei hochmanganhaltigen Austeniten können unter bestimmten Bedingungen Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) sowie mechanische martensitische Phasenumwandlungen (TRIP-Effekt) mit einer erheblichen Festigkeitssteigerung eintreten, was die Werkstoffe insbesondere für Anwendungen in der Automotive-Branche interessant gemacht, bisher allerdings nicht zu einer nennenswerten Implementierung geführt hat. [63], [80]

Ein Großteil der Untersuchungen zu Anwendbarkeit und schweißtechnischen Verarbeitung dieser Stähle hat sich im europäischen Raum daher auch auf diese Branche mit ihren Anforderungen hinsichtlich Konstruktionsdetails (Feinblech, Mischverbindungen) sowie Fügeverfahren (Widerstandspunktschweißen, Laserstrahlschweißen) bezogen. [63], [65], [81], [82], [83], [84]

Weitere Anwendungen, bei welchen insbesondere die Eignung für den kryogenen Einsatz ausgenutzt wurde, sind für supraleitende und tiefkalte Anwendungen bei besonders geringer magnetischer Permeabilität bekannt. [85], [86]

Im ostasiatischen Raum wurde zudem das Potential für den Transport kryogener Flüssigkeiten seit einigen Jahren erkannt und untersucht (siehe Abschnitt 2.3). [56], [57], [87]

Dabei zeigte sich trotz genereller Schweißseignung insbesondere die schweißtechnische Verarbeitung der Stähle in Wärmeeinflusszone und Schweißgut als herausfordernd. Die Legierungskonzepte der Schweißzusätze, welche in der Regel als Fülldrähte erprobt wurden, lehnen sich an die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes an. [88], [89]

Dabei wurden u.a. zwischendendritische Mangan- sowie Mangan-Silizium-Seigerungen im Schweißgut nachgewiesen, welche die Duktilität und Zähigkeitseigenschaften reduzierten. Gleichzeitig kann dadurch die lokale Stapelfehlerenergie reduziert werden, was die Bildung von ϵ -Martensit begünstigt. [90], [91]

Zur Einhaltung der mechanisch-technologischen Eigenschaften wird empfohlen die Energieeinbringung oberhalb von 15 kJ/cm zu halten [89]. Schweißzusatzhersteller empfehlen aktuell die Verwendung von Nickelbasiswerkstoffen als Schweißzusatz da nach derzeitigem Stand kein Schweißzusatz für hochmanganhaltige Stähle am Markt verfügbar ist.

In [65] wurden Mischverbindungen mit einem hochmanganhaltigen austenitischen Stahl und einem niedriglegierten ferritischen Stahles hergestellt. Es konnte gezeigt werden, dass eine Modifikation von Schweißzusatzwerkstoffen mittels PVD-Beschichtung den Lösungsweg zu einem einsetzbaren Schweißzusatz deutlich verkürzen kann. Hierbei wurden auf einer Basiszusammensetzung mit einem weiteren Element aufgesetzt um die Umsetzbarkeit eines modifizierten Legierungskonzepts ohne das Durchlaufen der gesamten Drahtherstellkette zu validieren. [65]

Der eingesetzte, zum hochmanganhaltigen Stahl artgleiche Schweißzusatz, ist im Querschliff in [Abbildung 2-16](#) mit Oberflächenbeschichtung aus Chrom mit einer Dicke von 20 µm dargestellt.

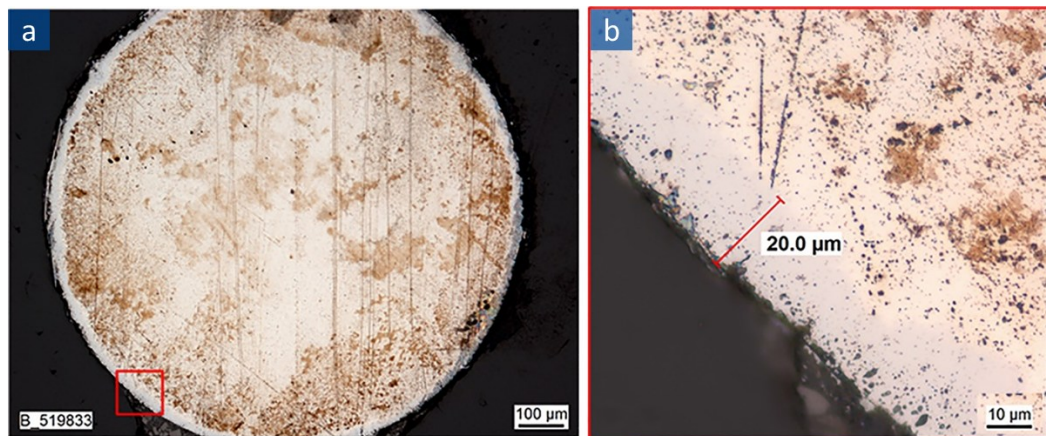


Abbildung 2-16: Querschliff artgleicher Schweißzusatz für hochmanganhaltige Austenite; Übersichtsaufnahme (a), Detailaufnahme am Rand (b) [65]

In [Abbildung 2-17](#) sind die Unterschiede in der Martensitausbildung und im Erstarrungsverhalten deutlich zu erkennen. Die PVD-Modifikation demonstrierte die prinzipielle Umsetzbarkeit artgleicher Zusatzkonzepte. Es wurde in diesem Fall gezeigt, dass durch die Modifikation mit Niob eine deutliche Reduktion von metallurgisch unerwünschten Effekten bei Mischverbindungen aus einem hochmanganhaltigen Stahl und einem unlegierten Baustahl erreicht werden kann.

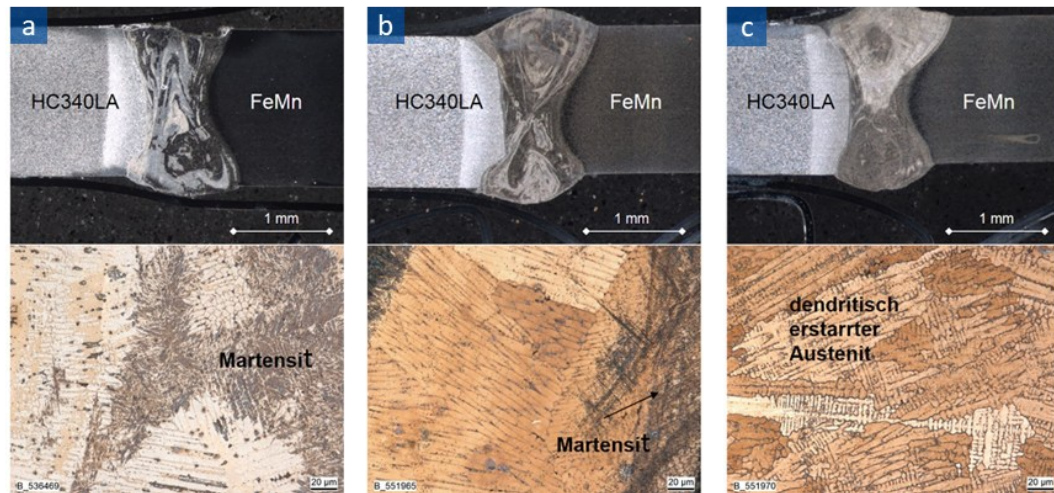


Abbildung 2-17: Übersichtsaufnahmen und Mikrogefüge der Mischverbindungen HSD 600/HC340LA, geschweißt unter Verwendung von beschichteten Zusatzdrähten: a) Aluminium b) Chrom c) Niob; Vergrößerung Detailaufnahmen: 500:1 [65]

2.4.3 Verformungsmechanismen und Eigenschaften von Manganausteniten

FeMn-Stähle besitzen eine polykristalline Gitterstruktur. Ihre hohen Festigkeiten und ihr ausgeprägtes Dehnungsvermögen beruhen auf spezifischen Verformungsmechanismen, die bei plastischer Deformation auf atomarer Ebene wirksam werden. Grundsätzlich können drei Mechanismen unterschieden werden:

- Versetzungsbewegung,
- mechanische Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) und
- verformungsinduzierte Phasenumwandlung (TRIP-Effekt). [92]

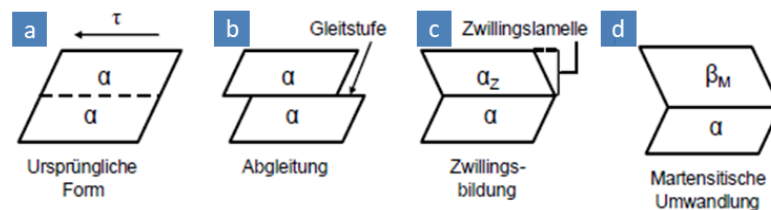


Abbildung 2-18: Verformungsmechanismen [65]

Unter äußerer Belastung bewegen sich die Versetzungen durch das Kristallgitter. Damit dieser Prozess einsetzen kann, muss zunächst die sogenannte Peierls-Spannung überwunden werden, die als energetische Hürde für das Versetzungsgleiten wirkt. Mit zunehmender Versetzungsdichte behindern sich die Versetzungen aufgrund ihrer elastischen Verzerrungsfelder gegenseitig, was zu einer Erhöhung der Festigkeit des Materials führt [65], [70], [92], [93]. Ist das Gleiten von Versetzungen eingeschränkt, tritt bevorzugt die mechanische Zwillingsbildung auf (TWIP-Effekt). Dabei verschieben sich unter geeigneten Schubspannungen bestimmte Kristallebenen gegeneinander, sodass Zwillinge entstehen. Diese neu gebildeten Grenzflächen behindern wiederum

die Versetzungsbewegung und bewirken eine kontinuierliche Verfestigung. Der TWIP-Effekt ist charakteristisch für Werkstoffe mit niedriger Stapelfehlerenergie ($20\text{--}40\text{ mJ/m}^2$) und wird durch tiefe Temperaturen begünstigt. Besonders die hochmanganhaltigen Austenitstähle mit mindestens 15 Ma-% Mn zeigen aufgrund ihrer geringen Stapelfehlerenergie eine starke Neigung zu diesem Mechanismus [65], [70], [94], [95]. Demgegenüber beruht der TRIP-Effekt auf einer Phasenumwandlung. Durch Scherung geht die austenitische γ -Phase in martensitische Strukturen über. Dieser Umwandlungsprozess reduziert die freie Energie des Systems und führt ebenfalls zu einer ausgeprägten Verfestigung. In FeMn-Stählen mit 15–20 Ma-% Mn und typischerweise sehr niedrigen Stapelfehlerenergien ($< 20\text{ mJ/m}^2$) entstehen dabei ϵ -Martensit (hcp) und α' -Martensit (bcc) innerhalb der kfz-austenitischen Matrix [65], [70]. Welcher der Mechanismen im Vordergrund steht, hängt entscheidend von der chemischen Zusammensetzung, der Temperatur sowie in besonderem Maß von der Stapelfehlerenergie ab. Während hohe Stapelfehlerenergien das konventionelle Versetzungsgleiten begünstigen, fördern niedrige Werte die Ausbildung von Zwillingen oder martensitischen Umwandlungsprodukten. Die Zusammensetzung und Prozessbedingungen bestimmen somit unmittelbar die mechanischen Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle. [65]

In [Abbildung 2-19](#) ist das Schöffler-Diagramm dargestellt. Es basiert auf der Annahme, dass sich die Wirkung der verschiedenen Legierungselemente auf das Gefüge durch sogenannte Äquivalenzzahlen beschreiben lässt. Dabei werden ferritbildende Elemente wie Chrom, Molybdän, Silizium und Niob im sogenannten Chromäquivalent zusammengefasst, während austenitbildende Elemente wie Nickel, Kohlenstoff und Mangan im Nickeläquivalent berücksichtigt werden. Trägt man das Chromäquivalent auf der x-Achse und das Nickeläquivalent auf der y-Achse auf, so lässt sich aus der jeweiligen Position im Diagramm ablesen, ob das Gefüge überwiegend austenitisch, ferritisch, martensitisch oder eine Mischung dieser Phasen ist. In der Praxis wird das Schöffler-Diagramm vor allem eingesetzt, um die Gefügeausbildung von Schweißnähten vorherzusagen und damit mögliche Probleme wie Rissbildung oder Sprödigkeit zu vermeiden. Gleichzeitig dient es in der Legierungsentwicklung dazu, gezielt die Balance zwischen Austenit und Ferrit einzustellen, etwa bei Duplexstählen. Trotz der breiten Anwendungsmöglichkeiten stößt das Schöffler-Diagramm bei modernen hochlegierten Stählen oder hochmanganhaltigen FeMn-Stählen an Grenzen. Es treten zusätzliche Verformungsmechanismen und Phasenumwandlungen, wie eben beschrieben, auf, die nicht erfasst werden. Erste Ansätze zur Erweiterung des klassischen Schöffler-Diagramms auf hochmanganhaltige Stähle werden in [96] beschrieben. In den Untersuchungen wurden rund 50 unterschiedliche Legierungstypen von FeMn-Stählen auf Temperaturen von etwa 1000 bis 1100 °C erwärmt und anschließend durch Abschrecken in Wasser rasch abgekühlt. Die dabei entstehenden Gefügestrukturen wurden anschließend analysiert und mit den Vorhersagen des herkömmlichen Schöffler-Diagramms sowie mit modifizierten Varianten verglichen, bei denen die Berechnung der Chrom- und Nickeläquivalente an die besonderen Legierungseigenschaften manganreicher Stähle angepasst wurde. Auf diese Weise konnte gezeigt werden, dass eine direkte Übertragung des

ursprünglichen Schöffler-Diagramms auf FeMn-Stähle nur eingeschränkt möglich ist und für eine zuverlässige Vorhersage der Mikrostruktur eine Anpassung der Äquivalenzzahlen erforderlich ist. [96]

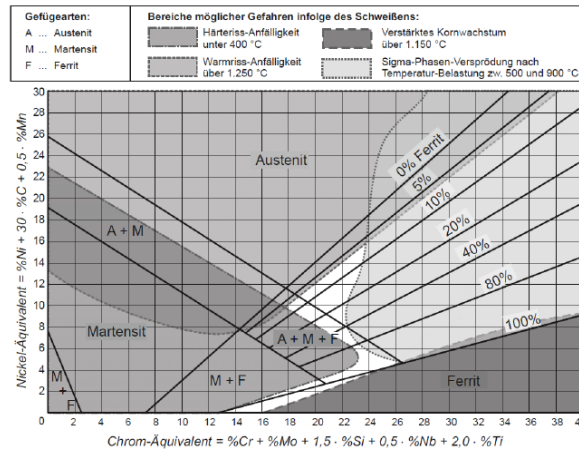


Abbildung 2-19: Schöffler-Diagramm mit Gefügearten und Bereiche möglicher Gefahren infolge des Schweißprozesses [97]

2.5 Normative Rahmenbedingungen und sicherheitstechnische

Aspekte bei der Verwendung und Verarbeitung von Manganstählen

In diesem Abschnitt werden die für die schweißtechnische Verarbeitung von Manganstählen relevanten normativen Vorgaben sowie die daraus resultierenden arbeitssicherheits- und gesundheitstechnischen Anforderungen systematisch zusammengefasst. Ziel ist es, den aktuellen regulatorischen Rahmen aufzuarbeiten und dessen Bedeutung für die praktische Anwendung aufzuzeigen.

2.5.1 Relevante Normen für Werkstoffe und Schweißverbindungen für kryogene Anwendungen

Die Verarbeitung von Werkstoffen im Schiffbau ist streng normativ reguliert. Für kryogene Tanks gelten internationale Standards. Diese Normen definieren die Anforderungen an Werkstoffe, Schweißverbindungen, Prüfmethode und Sicherheitsstandards. Manganhaltige Stähle sind bislang nur eingeschränkt erfasst, was ihre industrielle Einführung erschwert. Die vorliegende [Abbildung 2-20](#) stellt die normativen Anforderungen für diese Stähle dar und unterteilen sich in allgemeine Werkstoffnormen, spezifische Anwendungsnormen sowie Schweißqualifizierungen. Die folgenden Abbildungen und Tabellen bündeln die maßgeblichen Normanforderungen (Werkstoff, Verbindungen, Prüfprogramm) für den Untersuchungsrahmen.

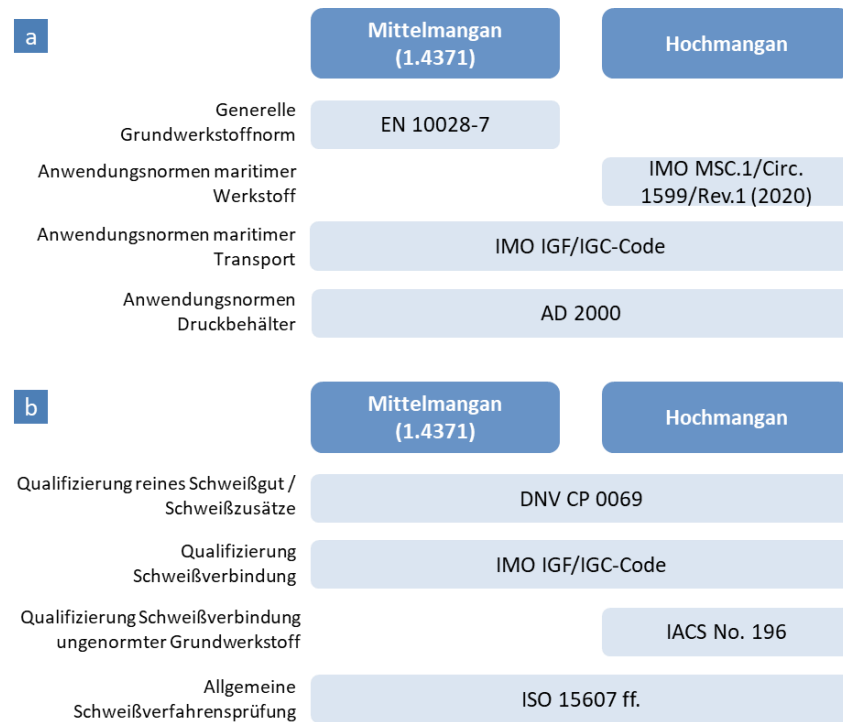


Abbildung 2-20: Normative Anforderungen der Werkstoffe (a) und Qualifizierungsnormen der Schweißverbindungen (b), (eigene Darstellung)

Normenlage für Mittelmanganstähle. Für die schweißtechnische Qualifizierung mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle gelten grundsätzlich die gleichen normativen Anforderungen wie für andere nichtrostende austenitische Werkstoffe. Insbesondere finden die Vorgaben aus der DIN EN ISO 15614-1 [98] (Schweißverfahrensprüfung für das Schmelzschweißen von Stählen) Anwendung, ergänzt durch die spezifischen Anforderungen aus dem Druckbehälter- sowie dem Schifffbaurecht. Hierbei rücken die Anforderungen an die Zähigkeit bei tiefen Temperaturen in den Vordergrund. Die Norm ISO 21028-1 [99] fordert in diesem Zusammenhang einen Nachweis der Kerbschlagzähigkeit des Werkstoffs bei -80 °C . In der Praxis wird dieser Nachweis typischerweise über Kerbschlagbiegeversuche an Vollproben bei -196 °C geführt, mit einer geforderten Mindestkerbschlagarbeit von 32–38 J sowie einer lateralen Breitung (Lateral Expansion) von mindestens 0,38 mm. Entsprechend stellen auch der IMO IGF-Code [32] sowie der IGC-Code [100] Anforderungen an die Tieftemperaturzähigkeit von Werkstoffen für den Bau von LNG-Transport- und Bunkertanks. Die geforderten Zähigkeitswerte (typischerweise $\geq 27\text{ J}$ bei der jeweiligen Betriebstemperatur (für LNG: -163 °C)) gelten dabei nicht nur für das Grundmaterial, sondern explizit auch für Schweißverbindungen einschließlich der Wärmeeinflusszone (WEZ). Daraus ergibt sich, dass im Rahmen der Schweißverfahrensprüfung zusätzliche Kerbschlagbiegeversuche bei kryogenen Temperaturen durchgeführt werden müssen, um die Eignung des gewählten Schweißprozesses für den beabsichtigten Einsatz zu validieren. Im Rahmen einer Qualifizierung

werden geschweißte Verbindungen hergestellt, aus denen u.a. folgende Prüfungen durchgeführt werden:

- Querkzugprüfung
- Biegeprüfung
- Kerbschlagbiegeprüfung
- Laterale Breitung
- Härteprüfung

Ergänzend zur Verfahrensprüfung ist auch die Qualifizierung des verwendeten Schweißzusatzwerkstoffs erforderlich. Diese erfolgt auf Basis der technischen Vorschrift DNV CP-0069 [101]. Die Norm regelt die Prüfung von Schweißgutproben, insbesondere im Hinblick auf die chemische Zusammensetzung, mechanische Kennwerte und metallurgische Eignung. Die Untersuchung von reinem Schweißgut dient vor allem der Bewertung des eingesetzten Schweißzusatzes und gewinnt insbesondere bei neuartigen Werkstoffkombinationen oder im Rahmen von Zulassungsverfahren für nicht standardisierte Zusatzwerkstoffe an Bedeutung. Hierfür werden Schweißgutproben unter definierten Bedingungen hergestellt und anschließend geprüft.

Die mittelmanganhaltigen austenitischen Stähle sind bereits in der europäischen Norm EN 10028-7 [38] enthalten. Für den Schiffbau gelten zusätzlich die Vorgaben des IMO IGF-Codes [32]. Während der Code in der Richtlinie MSC.1/Circ.1599 [102] vorrangig hochmanganhaltige Stähle adressiert, gelten mittel-Mn-Stähle mit reduziertem Nickelgehalt als konventionelle austenitische Werkstoffe und benötigen keine Sonderzulassung. Auch im landbasierten Druckbehälterbau kann der Werkstoff nach dem AD 2000-Regelwerk [42] verwendet werden. Für kryogene Anwendungen sind hier ergänzende Nachweise erforderlich.

Normenlage für Hochmanganstähle. Da hochmanganhaltige austenitische Stähle eine relativ neue Werkstoffklasse für kryogene Anwendungen darstellen, existieren bislang wenige und zum Teil nur vorläufige normative Vorgaben. International ist vor allem die ASTM A1106/A1106M-17 [103] und ISO 21635 [104] relevant. So schreibt die ISO 21635 beispielsweise Mn-Gehalte zwischen 22,5 % und 25,5 % vor, bei maximal 0,55 % Kohlenstoff, 0,03 % Phosphor und 0,01 % Schwefel. Zusätzlich sind Mindestzähigkeitswerte unter kryogenen Bedingungen definiert, um die Einsatzfähigkeit in tiefkalten Medien sicherzustellen. In der europäischen Normung ist die Einordnung hochmanganhaltiger Stähle bislang nicht abschließend erfolgt. Diese sind derzeit nicht in EN 10028-7 [38] enthalten. Für die Anwendung in Druckgeräten im Geltungsbereich der Druckgeräterichtlinie [105] wäre daher eine Einzelzulassung erforderlich, etwa in Form eines Eignungsnachweises nach AD 2000 [42] oder über eine Europäische Zulassung für Werkstoffe [106]. Im maritimen Sektor hingegen ist die normative Entwicklung deutlich weiter fortgeschritten. Die International Maritime Organization (IMO) hat mit der Richtlinie MSC.1/Circ.1599 [102] sogenannte

Interim Guidelines zur Verwendung von hochmanganhaltigem Stahl in kryogenen Anwendungen herausgegeben. Diese ergänzen die bestehenden Regularien des IGC- und IGF-Codes und ermöglichen den Einsatz in LNG-, Ethan- und Ethylen-Tanksystemen unter definierten Rahmenbedingungen. Die Richtlinie schreibt zudem umfangreiche Prüfungen vor, darunter Zugversuche bei -165 °C sowie Kerbschlagbiegeversuche bei tiefkalten Temperaturen. In [Abbildung 2-21](#) ist das Prüfprogramm nach [\[107\]](#) dargestellt.

Table A2 Tests on weld material

Type of Test	Position of the samples and direction of the test specimens	Remarks
1) Transverse tensile test	Top, T-direction(cross weld direction)	
2) Charpy impact test	Top, 1/4t, T-direction(cross weld direction)	Charpy impact test on center of WM, FL, FL+1, FL+3 and FL+5
3) Ductile fracture toughness test J_{IC}	Top	(a) Test method should comply with ASTM E1820:2020, ISO 15653:2018 or equivalent method. (b) This test may be omitted at the discretion of each Classification Society.
4) CTOD test	Top, T-direction(cross weld direction)	Test method should comply with ISO 15653:2018, ASTM E1820:2020, or equivalent method.
5) Hardness test	Top	
6) Stress corrosion crack(SCC) test	Top	Test method should comply with ASTM G36:2018 or equivalent method. Test specimen should comply with ASTM G58: 2015 or equivalent.
7) Micro and macro examination	Top	
8) Bending test	Top, L-direction	
9) S-N fatigue test	Top, T-direction(cross weld direction)	Test method should comply with ASTM E466:2015 or equivalent method.
10) Fatigue crack growth rate test	Top	Test method should comply with ASTM E647:2015 or equivalent method.
11) General corrosion test	Top	Test method should comply with ASTM G31-21 or equivalent method.
12) Intergranular corrosion test	Top	Test method should comply with ASTM A262:2015 or equivalent method.

Abbildung 2-21: Prüfprogramm nach Norm [\[107\]](#)

Parallel haben führende Klassifikationsgesellschaften, wie DNV, LR und BV die IMO-Vorgaben in ihre eigenen Regelwerke übernommen. Die IACS Recommendation No. 196 [\[107\]](#) stellt eine konsolidierte Empfehlung der internationalen Klassifikationsgesellschaften dar. Sie beschreibt den erforderlichen Prüfumfang für Basismaterialien und Schweißverbindungen und dient als Grundlage für eine einheitliche Bewertung im Schiffbau. Im AD-2000-Regelwerk [\[42\]](#) liegt derzeit keine spezifische Regelung für hochmanganhaltige austenitische Stähle vor. Die Qualifizierung von Schweißverfahren für hochmanganhaltige austenitische Stähle stellt aufgrund der spezifischen Gefügeeigenschaften und chemischen Zusammensetzung besondere Herausforderungen dar. Da diese Werkstoffe in der DIN CEN ISO/TR 15608:2017 [\[108\]](#) ebenfalls noch keiner eigenen Werkstoffgruppe zugeordnet sind, erfolgt die Schweißverfahrensprüfung projekt- bzw. anwendungsspezifisch. In der Praxis wird die Qualifikation analog zu ISO 15614-1 [\[98\]](#) durchgeführt, wobei der Prüfumfang um Untersuchungen zur Tieftemperaturtauglichkeit erweitert wird.

Überblick allgemeiner Zähigkeitsanforderungen kryogene Anwendungen. Nach den Vorgaben der DIN EN 13445-2 [109] muss für drucktragende Bauteile aus austenitischen Stählen der Werkstoffgruppe 8 eine Kerbschlagarbeit von mindestens 40 J nachgewiesen werden. Für das Schweißgut und die Wärmeeinflusszone ist dabei die Probenentnahme nach den Festlegungen der DIN EN 13445-4 [35] vorzunehmen. Der Mittelwert aus drei Einzelproben muss den geforderten Mindestwert erreichen. Ein einzelner Probenwert darf unterschritten werden, jedoch nicht unter 70 % des Sollwertes liegen (hier also ≥ 28 J). [110]

Tabelle 2-3: Zusammenfassung der Zähigkeitsanforderungen wichtiger Normen für austenitische Verbindungen

Norm	Einsatztemperatur [°C] Prüftemperatur= -196 °C	SG [J]	WEZ [J]	Laterale Breitung [mm]
IGC bzw. IGF Code	< -55 °C bis -165 °C	27	27	-
DIN EN 13445-4 und DIN EN 13445-2	< -105 °C	40	40	-
DIN EN 13458-2	> -196 °C	40	40	-
DIN EN 13530-2	> -196 °C	40	40	-
DIN EN 14532-1:2005-02	< -10 °C	32	-	-
DIN EN ISO 21028-1	-80 bis -196 °C	32	32	0,38
	< -196 °C	38,4	38,4	0,53
AD2000	< -10 °C	32	27	-

Für ortsfeste, vakuumisolierte Kryobehälter legt die DIN EN 13458-2 [111] abweichende Prüfanforderungen fest. Bei Wanddicken ≤ 12 mm sind neben Biegeproben auch eine Querkzugprobe und ein Makroschliff erforderlich, während bei Wanddicken > 12 mm zusätzlich ein Kerbschlagbiegeversuch am Schweißgut durchzuführen ist. Identische Vorgaben enthält die DIN EN 13530-2 [112] für große, ortsbewegliche, vakuumisolierte Kryobehälter mit einem Volumen von mehr als 1000 l. Ergänzend definiert die DIN EN ISO 21028-1 [99], die unter Mitwirkung des Technischen Komitees CEN/TC 268 „Kryobehälter und spezielle Einsatzgebiete der Wasserstofftechnologie“ erarbeitet wurde, die Zähigkeitsanforderungen für Werkstoffe bei Temperaturen unter -80 °C. Für alle eingesetzten Werkstoffe ist dabei chargenbezogen ein Zähigkeitsnachweis durch Kerbschlagbiegeversuche zu führen. Dies gilt gleichermaßen für den Grundwerkstoff, die Wärmeeinflusszone und das Schweißgut. Bei austenitischen CrNi-, CrNiMo- und CrNiMn-Stählen ist bei Einsatztemperaturen unter -196 °C ein Mindestwert der Kerbschlagarbeit von 48 J/cm² festgelegt, was einer Kerbschlagarbeit von 38,4 J für eine Probe der vollen Größe (10 × 10 mm) entspricht. Die geforderten Werte beziehen sich auf den Mittelwert aus drei Proben, wobei eine Probe bis zu 70 % des Sollwertes unterschreiten darf. Wird dieser Grenzwert nicht eingehalten, dürfen drei Zusatzproben entnommen werden. In diesem Fall muss der Mittelwert aus sechs Proben den Mindestwert erreichen, wobei maximal zwei Werte darunterliegen dürfen. Parallel dazu ist für

den Nachweis der Duktilität eine Mindestanforderung der lateralen Breite von 0,53 mm definiert. Wird der Mittelwert der Kerbschlagarbeit erreicht, jedoch eine Einzelprobe unterschreitet den Grenzwert, darf dieser nicht kleiner als zwei Drittel des Sollwertes sein. In diesem Fall sind ebenfalls drei Ergänzungsproben zu prüfen, die alle den Mindestwert erfüllen müssen. In der aktuellen Fassung der DIN EN 14532-1:2005-02 [113] wird für reines Schweißgut der Gruppe 8.1 eine Mindestkerbschlagarbeit von 32 J gefordert, sofern kein höherer Wert vereinbart wurde.

2.5.2 Arbeits- und Gesundheitsschutz: Schweißrauchemission und Grenzwerte

Die schweißtechnische Verarbeitung manganhaltiger austenitischer Stähle führt aufgrund des hohen Mangan- und Chromgehalts zu einer ausgeprägten Freisetzung ultrafeiner Metalloxidpartikel im Schweißrauch. Diese besitzen ein erhebliches gesundheitliches Gefährdungspotenzial, insbesondere im Hinblick auf neurotoxische Effekte. Nationale und internationale Regelwerke reagieren darauf mit zunehmend spezifischen Grenzwertvorgaben. Das folgende Unterkapitel stellt den aktuellen Kenntnisstand zu Emissionseigenschaften und geltenden Expositionsgrenzwerten dar und bewertet deren Relevanz für die praktische Anwendung.

Entstehung und Zusammensetzung von Schweißrauchen. Die Zusammensetzung schädlicher Schweißrauche ergibt sich aus einer Kombination von Grund- und Zusatzwerkstoffen, Schutzgasen, Beschichtungen, Verunreinigungen und der Umgebungsluft. Die Schadstoffe entstehen dabei durch die Einbringung hoher Energie durch beispielsweise dem Verdampfen, Kondensieren oder Oxidieren der Werkstoffe/ Gase. Dadurch bilden sich gasförmige (z.B. Kohlenmonoxid, Stickstoffoxid) und partikelförmige Schadstoffe (z.B. Chrom-Verbindungen, Nickel-/ Manganoxide) aus, welche von den gewählten Werkstoffen und Gasen abhängen. Außerdem ist die Menge der schädlichen Emissionen maßgeblich von bestimmten Einflussfaktoren abhängig. Ein paar wesentliche Faktoren, die einen erhöhten Schadstoffausstoß begünstigen, sind:

- Höherer Schweißstrom/ -spannung
- Wechselstrom (im Vergleich zu Gleichstrom)
- Größerer Elektrodendurchmesser
- Steile Anstellwinkel

Die partikelförmigen Schadstoffe lassen sich in die Art ihrer Belastung in die Kategorien lungenbelastende, toxische und krebserregende Stoffe unterteilen. Manganoxide gehören zu den toxischen Stoffen, während Chrom-Verbindungen und Nickeloxide zu den krebserregenden Stoffen zählen. Eine erhöhte Gefahr besteht, wenn die Partikel zunehmend eine alveolengängige Größe erreichen.

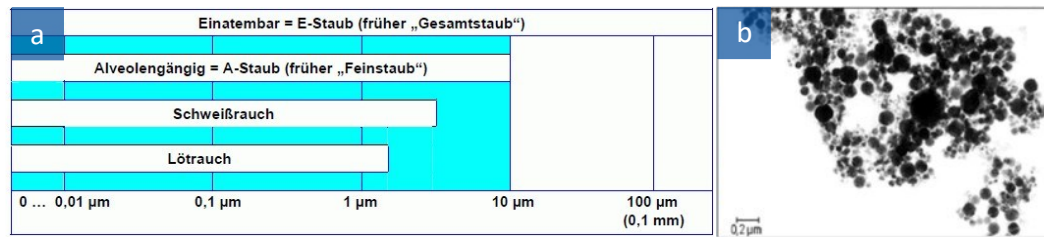


Abbildung 2-22: Einteilung partikelförmiger Schadstoffe (a; [114]) und Elektronenmikroskopaufnahme von MAG-Schweißrauch (b; [115])

Arbeitsplatzgrenzwerte und gesetzliche Vorgaben. Die International Agency for Research on Cancer (IARC) klassifiziert Schweißrauche als potenziell krebserregend und stuft diese in die Gruppe 2B ein. Insbesondere Elemente wie Chrom und Nickel stehen im Verdacht, mit einer erhöhten Lungenkrebsrate in Verbindung zu stehen. Mangan wird als toxisch angesehen und wurde mit schädlichen Auswirkungen auf das Nervensystem in Verbindung gebracht. Zudem wurde 2010 für Mangan ein biologischer Arbeitsstoff-Referenzwert (BAR) von 15 µg/l im Blut angesetzt, da es im Gehirn (genauer: Globus Pallidus) abgelagert wird und somit zur Schädigung der Dopamin-bildenden Neuronen führt. Daraus ergibt sich für den Schweißer ein zehnfach höheres Risiko einer manganinduzierten Parkinsonerkrankung, die sich durch Steifigkeit der Gliedmaßen oder Sprachproblemen äußert. Aufgrund dieser gesundheitlichen Risiken wurden in den letzten Jahren spezifische Arbeitsplatzgrenzwerte für die Schweißrauchexposition in Deutschland festgelegt. [116], [117], [118]

Tabelle 2-4: Grenzwerte für Chrom, Nickel und Mangan am Arbeitsplatz [116], [117], [118]

Grenzwerte	Rauch gesamt	Chrom	Nickel	Mangan
Alveolengängiger Staub (A-Fraktion)	3 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	0,012 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	0,006 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	0,02 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$
Einatembarer Staub (E-Fraktion)	10 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	2 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	0,03 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$	0,2 $\frac{\text{mg}}{\text{m}^3}$

Gesundheitsrisiken und Schutzmaßnahmen. Nach Möglichkeit sind Verfahren einzusetzen, die eine Freisetzung gesundheitsgefährdender Stoffe bzw. Schweißrauche weitgehend minimieren. Schadstoffarme Verfahren sind beispielsweise das WIG- und das UP-Schweißen. Beim Schutzgas und Lichtbogenhandschweißen hängt die Schadstofffreisetzung von der Art der Legierungen und vom Legierungsgehalt ab und kann nicht pauschalisiert werden. Unabhängig der Verfahren ist der Arbeitgeber verpflichtet lufttechnische Maßnahmen, wie z.B. Absaugungen (für örtliche Erfassung von Schadstoffen), technische, natürliche Lüftungen oder Kombinationen/ andere Einrichtungen zu ergreifen. Die genauen lufttechnischen Maßnahmen ergeben sich aus den Verfahren und Werkstoffen und müssen im Zweifelsfall durch entsprechende Atemschutzgeräte ergänzt werden. [119]

Tabelle 2-5: Lüftungsvorgaben in Räumen bei Verfahren mit Zusatzwerkstoffen; in Anlehnung an [115]

Verfahren	Zusatzwerkstoff				Schweißen am beschichteten Bauteil	
	Unlegierter und Niedriglegierter Stahl, Al-Werkstoffe		Hochlegierter Stahl, NE-Werkstoffe			
	kurzfristig	langfristig	kurzfristig	langfristig	kurzfristig	langfristig
MSG-Schweißen:						
ortsgebunden	Technische Lüftung	Absaugung	Absaugung	Absaugung	Absaugung	Absaugung
nicht ortsgebunden	Freie Lüftung	Technische Lüftung	Technische Lüftung	Absaugung	Technische Lüftung	Absaugung
UP-Schweißen:						
ortsgebunden	Freie Lüftung	Technische Lüftung	Technische Lüftung	Technische Lüftung	Technische Lüftung	Technische Lüftung
nicht ortsgebunden	Freie Lüftung	Freie Lüftung	Freie Lüftung	Technische Lüftung	Freie Lüftung	Technische Lüftung

2.6 Grundlagen der eingesetzten Schweißverfahren

In diesem Abschnitt werden die prozesstechnischen Grundlagen des UP- und MSG-Schweißens dargestellt, welche die methodische Basis, für die im weiteren Verlauf durchgeführten experimentellen Untersuchungen bilden.

2.6.1 Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (UP-Schweißen)

Das UP-Schweißen gehört zu den verdeckten Lichtbogenschweißverfahren. Hierbei brennt der Lichtbogen, für das Auge nicht sichtbar, unter einer Pulveraufschüttung zwischen der Elektrode und dem Werkstück. Dabei entsteht eine mit Metaldämpfen und Reaktionsgasen gefüllte Kaverne, die durch eine Schicht flüssiger Schlacke begrenzt wird. Sie entsteht durch teilweises Aufschmelzen des umgebenden Pulvers und Verdampfen von Pulverbestandteilen und besteht im Wesentlichen aus CO, Metaldampf und den sich aus der Schlacke bildenden Gasen. Gleichzeitig wird der Schweißzusatz abgeschmolzen und geht tropfenförmig in den aufgeschmolzenen Grundwerkstoff über. Der Schweißzusatz bildet mit dem durch den Lichtbogen aufgeschmolzenen Grundwerkstoff ein Schmelzbad, welches bei Relativbewegung zwischen Schweißkopf und Werkstück zur Schweißnaht erstarrt. Die Schmelze erstarrt durch Wärmeabgabe an den angrenzenden Grundwerkstoff. Während der Erstarrung decken Schlacke und nichtaufgeschmolzenes Pulver die Schweißnaht nach oben ab. Das nicht aufgeschmolzene Pulver wird abgesaugt und kann erneut dem Pulverkreislauf zugeführt werden. Das Verfahrensprinzip ist in Abbildung 2-23 dargestellt. [120], [121], [122], [123], [124]

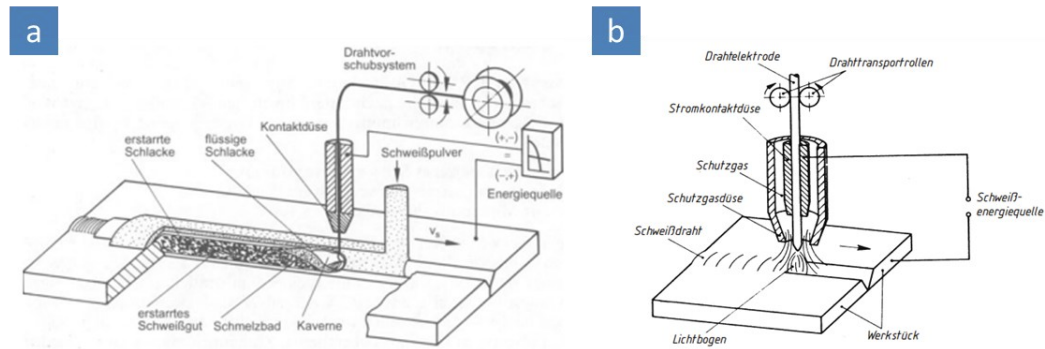


Abbildung 2-23: Verfahrensprinzip des Unterpulverschweißens (Prozessnummer: 121 [33]) (a) [97] und MSG-Schweißverfahren (Prozessnummern: 135/136/138 [33]) (b) [120]

Infolge der vollständigen Abdeckung der Schweißstelle durch Schlacke und Pulver ist der thermische Wirkungsgrad des Verfahrens sehr groß und der Schutz vor der Atmosphäre optimal. Die Kaverne dämpft störende Einflüsse, stabilisiert den Lichtbogen und erlaubt höhere Strombelastungen der Drahtelektrode als bei offenen Lichtbogenprozessen. Außerdem werden Abstrahlungs- und Konvektionsverluste verhindert, wodurch hauptsächlich der Einbrand und die Abschmelzleistungen im Vergleich zu anderen Schweißverfahren höher sind. Der thermische Wirkungsgrad des gesamten UP-Schweißprozesses wird in DIN EN 1011 [125] mit $\epsilon=1,0$ angegeben. Allerdings entspricht die tatsächlich benötigte Wärmemenge, um den Grundwerkstoff und das Schweißgut aufzuschmelzen, einem Wirkungsgrad beim UP-Schweißen von 40-70 %. [97]

Zu einer kompletten UP-Schweißanlage gehört eine Schweißkopfkomponente, die eine Stromkontakteinrichtung, eine Positionier- und Elektrodevorschubeinrichtung, eine Elektrodenaufnahme, sowie Einrichtungen für Pulverzufuhr, Pulverabsaugung, Steuerung, Schweißstromquelle und Regelung umfasst. Die gebräuchlichsten Schweißstromquellen für das UP-Schweißen sind Gleichstromquellen (in der Regel Gleichrichter mit Konstantspannungs-Kennlinie) und Wechselstromquellen, die auf thyristorgesteuerten Transformatoren mit Rechteckwellen-Charakteristik zurückgreifen. Beim Schweißen mit Gleichstrom kann die Elektrode am Plus- oder am Minuspol liegen. Die Regelung des Schweißablaufes bei diesem automatischen Verfahren, d.h. die Konstanzhaltung der Lichtbogenlänge, geschieht je nach Kennlinie der Stromquelle entweder durch die sog. ΔU -Regelung oder die sog. ΔI -Regelung.

Des Weiteren werden neben dem Schweißkopf und der Stromquelle Mechanisierungseinrichtungen zum Positionieren und Bewegen des Schweißkopfes und / oder zum Halten und Bewegen der Werkstücke benötigt. [126]

2.6.2 Verfahrensprinzip des Metallschutzgasschweißens (MSG-Schweißen)

Das MSG-Schweißen umfasst sowohl das Metall-Inertgas-Schweißen (MIG) als auch das Metall-Aktivgas-Schweißen (MAG). Beim MIG-Prozess ist Argon ein typisches Schutzgas, da es keine chemischen Reaktionen mit dem Schweißgut eingeht, wodurch das Schweißbad vor unerwünschten Reaktionen mit der Atmosphäre geschützt wird. Das MIG-Schweißen wird hauptsächlich für legierte, insbesondere austenitische Stähle, sowie Aluminium und Kupfer und deren Legierungen verwendet. Es kann für Materialstärken ab 0,7 mm eingesetzt werden und findet breite Anwendung im Apparate-, Behälter-, Schiff- und Flugzeugbau. Im Gegensatz zum MIG-Schweißen kommen beim MAG-Prozess aktive Gase wie CO₂ oder Mischgase aus Argon und CO₂ zum Einsatz. Dabei stabilisiert das CO₂ den Lichtbogen und verbessert durch die chemischen Reaktionen die Festigkeit der Schweißnaht. MAG-Schweißen eignet sich besonders für unlegierte und niedriglegierte Stähle. Das Metall-Aktivgasschweißen wird überwiegend für beruhigte, unlegierte und niedriglegierte Stähle in allen Dickenbereichen ab 0,7 mm angewendet. Dieses Verfahren eignet sich sowohl für Verbindungs- als auch Auftragsschweißen (Schweißplattieren) und ist vielseitig einsetzbar. [120], [127]

Beim MSG-Schweißen können verschiedene Lichtbogenarten und damit verbundene Tropfenübergänge erreicht werden. In dieser Arbeit werden der Kurzlichtbogen (KLB) und Impulslichtbogen (ILB) eine übergeordnete Rolle spielen. Beim KLB bildet der Schweißdraht beim Kontakt mit dem Schweißbad einen Kurzschluss, indessen Folge dieser als Tropfen unter hoher Stromstärke bei sonst geringer Wärmeeinbringung abschmilzt. Dabei tritt in der Regel Spritzerbildung auf. KLB werden generell für dünne Bleche, Zwangspositionen und / oder Wurzellagen verwendet, da die geringe Wärmeeinbringung den Materialverzug minimiert und das kleine Schweißbad relativ leicht kontrollierbar ist. Beim ILB wird der Schweißdraht durch präzise Stromimpulse abgeschmolzen und somit die einzelnen Tropfen (ohne Kurzschluss) gezielt auf das Schweißbad übertragen. Dabei entstehen minimale bis keine Spritzer. ILB werden grundlegend im Bereich mittlerer Blechdicken genutzt und bieten sich ebenfalls durch den kontrollierten Tropfenübergang für Zwangslagen an. [120]

3 Wissenschaftliche Hypothesen und Forschungsansatz

Manganhaltige austenitische Stähle weisen ein erhebliches technisches wie wirtschaftliches Potenzial für die Anwendungen unter kryogenen Einsatzbedingungen auf. Der aktuelle Forschungsstand zeigt jedoch weiterhin relevante Kenntnislücken auf. Auf Grundlage des in Kapitel 2 dargestellten Standes der Technik werden daher im Folgenden die übergeordnete Forschungshypothese sowie zugehörige Teilhypothesen formuliert, die im Rahmen dieser Arbeit systematisch und empirisch überprüft werden:

- 1) Manganhaltige austenitische Stähle lassen sich reproduzierbar, sicher und normkonform mit MSG- und UP-Verfahren verarbeiten. Die resultierenden Schweißverbindungen erfüllen die mechanischen und arbeitsschutzrelevanten Anforderungen für kryogene Anwendungen im Tankbau.
 - a. Die hergestellten Schweißverbindungen erreichen mechanisch-technologische Eigenschaften, die den relevanten Normen geforderten Mindestwerten entsprechen.
 - b. Die mechanischen Kennwerte der Mn-haltigen Schweißverbindungen sind vergleichbar mit oder überlegen gegenüber denen von 9 %-Ni-Stählen und anderen im Tankbau eingesetzten Werkstoffen.
 - c. Der Einsatz von stickstoffhaltigen Schutzgasen beim MSG-Schweißen verbessert die Gefügestabilität und die Zähigkeit der Schweißverbindungen.
 - d. Modifikationen an Zusatzwerkstoffen, wie z. B. durch PVD-Beschichtungen, wirken sich positiv auf Nahtqualität und mechanische Eigenschaften aus.
 - e. Die Schweißung von manganhaltigen Stählen führt zu einer erhöhten Emission von Schweißrauchen, die ohne technische Schutzmaßnahmen die Arbeitsplatzgrenzwerte überschreiten können.
 - f. Durch die Anpassung der Schweißparameter und die Auswahl von geeigneten Zusatzwerkstoffen lassen sich die Emissionen signifikant reduzieren.
 - g. Bei der Herstellung von Klöpperböden aus geschweißten Ronden aus manganhaltigen austenitischen Stählen erfordert der hohe Umformgrad gemäß den Vorgaben aus *DIN EN 13445-4* (Unbefeuerte Druckbehälter – Herstellung) ein anschließendes Lösungsglühen, um die mechanischen Eigenschaften sicherzustellen.

4 Materialauswahl und methodisches Vorgehen

Ausgehend von den formulierten Hypothesen werden in diesem Kapitel das methodische Vorgehen und die Auswahl der eingesetzten Werkstoffe begründet. Darüber hinaus wird die angewandte Methodik der Prüf- und Analyseverfahren detailliert beschrieben.

4.1 Methodisches Vorgehen

Es wurde ein mehrstufiges methodisches Vorgehen entwickelt, um die schweißtechnische Eignung von manganhaltigen austenitischen Stählen zu bewerten. Dieses basiert auf den in Kapitel 2 dargestellten Normen und wissenschaftlichen Rahmenbedingungen. Das Ziel war es, die mechanischen, technologischen und metallurgischen Eigenschaften von Schweißverbindungen umfassend zu charakterisieren und ihre Eignung für sicherheitsrelevante Anwendungen, insbesondere in kryogenen Tanksystemen, zu demonstrieren. Das Vorgehen umfasst aufeinander aufbauende Arbeitspakete, die in [Abbildung 4-1](#) schematisch dargestellt sind. Dazu werden zwei repräsentative Materialien mit verschiedenen Mangangehalten ausgewählt und charakterisiert. Die Charakterisierung beinhaltete chemische Analysen, Zugversuche und Kerbschlagbiegeprüfungen bei -196 °C . Die Umsetzung erfolgte gemäß den relevanten Standards. Diese werden in Abschnitt 4.6 näher beschrieben. Daraufhin wurden die Schweißuntersuchungen durchgeführt. Die Arbeit wurde in zwei experimentelle Hauptblöcke aufgeteilt:

- Schweißuntersuchungen an Stählen mit mittlerem Mangangehalt (Kapitel 5)
- Schweißuntersuchungen an Stählen mit hohem Mangananteil (Kapitel 6)

Die Resultate dieser zwei wesentlichen Untersuchungen dienten als Basis für die Beurteilung der Schweißeignung und der Verbindungsqualität im Labormaßstab. Anschließend wurden die Erkenntnisse auf industrielle Maßstäbe übertragen und die Ergebnisse im Kontext der tatsächlichen Herstellung von Lagertanks validiert. Das Kapitel 7 behandelt die praktische Anwendung im Tankbau. Anhand von Demonstratorschweißungen in den Positionen PC und PF wurde hier untersucht, wie weit die im Labor identifizierten Prozessparameter und das Werkstoffverhalten auf den industriellen Maßstab übertragbar sind. Der Fokus lag vor allem auf der Reproduzierbarkeit der Tieftemperaturzähigkeit und der Nahtintegrität bei Werftbedingungen. Im Anschluss erfolgt eine Untersuchung einer Wärmenachbehandlung (Kapitel 8) unter labornahen und realfallorientierten Bedingungen der Klöpperbodenfertigung. Obwohl die Untersuchungen im Labormaßstab durchgeführt werden, orientieren sie sich an den tatsächlichen Prozessschritten der industriellen Klöpperbodenherstellung. Dies dient dazu, die Übertragbarkeit der Laborergebnisse auf die Fertigungspraxis zu bewerten. Im Kapitel 9 werden die arbeitsschutzrelevanten Aspekte der Schweißprozesse behandelt. Der Fokus liegt auf den Schweißrauchemissionen von manganhaltigen Schweißverbindungen sowie deren Arbeitsschutzbewertung. Die Abhängigkeiten

der Emissionsraten von Stromstärke, Mangengehalt, Schutzgaszusammensetzung und Lichtbogenart wurden durch standardisierte Fume-Box-Messungen ermittelt. Darüber hinaus wurde die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung und der Partikelmorphologie durchgeführt, um das Expositionspotenzial zu beurteilen. Auf dieser Basis wurden Kombinationen von Parametern sowie emissionsreduzierende Prozessstrategien entwickelt. Die integrative Bewertung und Diskussion (Kapitel 10) stellt den Abschluss dar. Hier wurden die erzielten Ergebnisse zusammengeführt, mit dem Stand der Technik abgeglichen und in praxisorientierte Handlungsempfehlungen überführt.

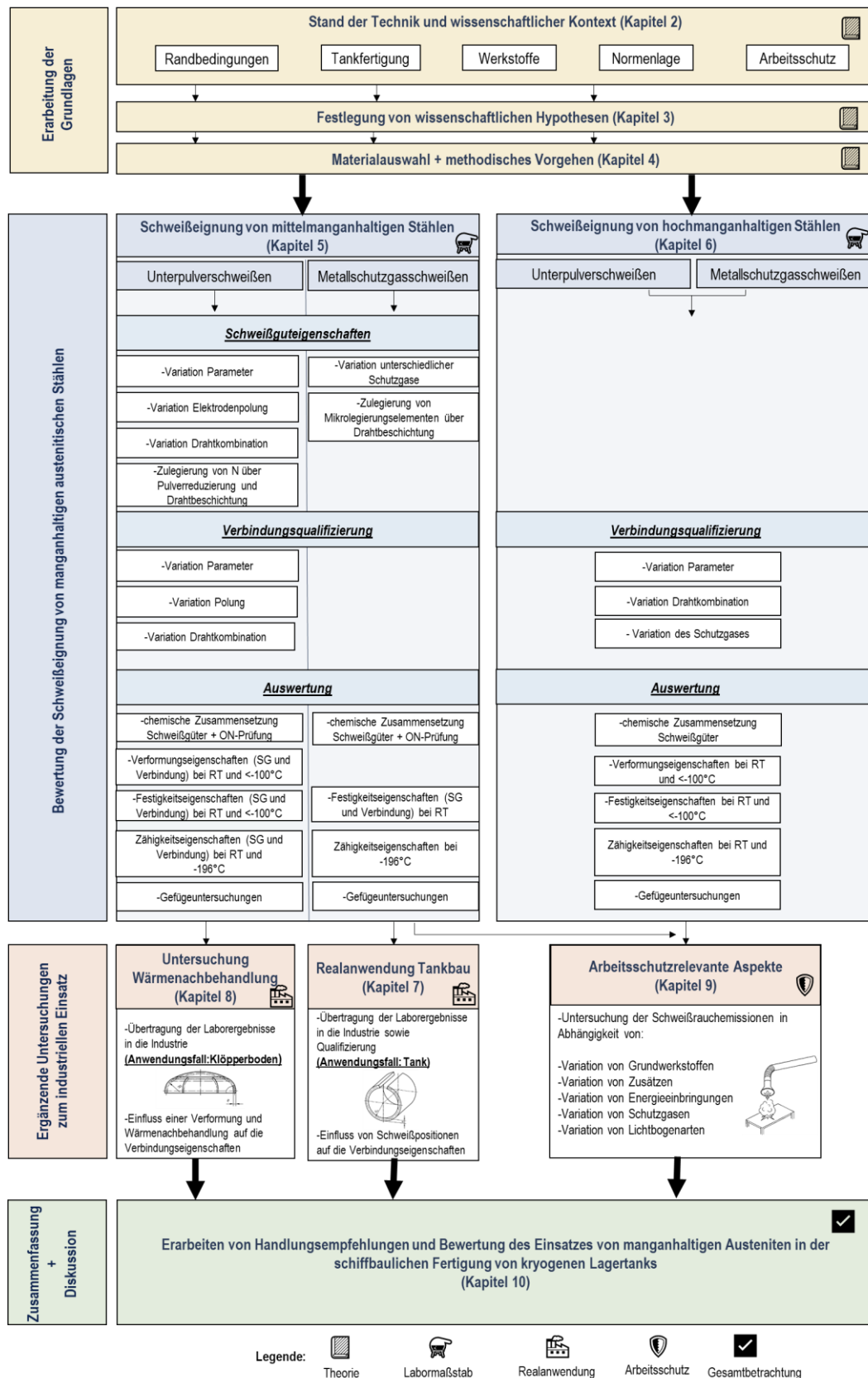


Abbildung 4-1: Methodisches Vorgehen

4.2 Werkstoffauswahl und Charakterisierung

In diesem Abschnitt wird die relevante Werkstoffbasis vorgestellt, begründet ausgewählt und die maßgeblichen Eigenschaften charakterisiert.

4.2.1 Mittelmanganhaltiger austenitischer Stahl

Als Vertreter der Mittelmanganstähle wurde eine kohlenstoffreduzierte und modifizierte bzw. mikrolegierte Varianten des Werkstoffes EN 10028-7 [38] – X2CrMnNi17-7-5 (1.4371) untersucht. Die chemische Zusammensetzung des Basismaterials ist in [Tabelle 4-1](#) aufgeführt. Der Werkstoff befindet sich im lösungsgeglühten Zustand (1000 °C-1100 °C) und weist trotz seines hauptsächlich austenitischen Gefüges einen geringen Anteil an Deltaferrit auf, wie in [Abbildung 4-2](#) dargestellt (Ätzverfahren: V2A-Beize). Das Gefüge zeigt eine gleichmäßige, feinkörnige Struktur.



Abbildung 4-2: Austenitisches Gefüge des untersuchten mittelmanganhaltigen Stahls (X2CrMnNi17-7-5)

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung des Grundmaterials in Ma-%

	Cr	Mn	Ni	C	Si	N	S	P
X2CrMnNi17-7-5 (gemäß EN 10028-7)	16-17	6-8	3,5-5,5	≤0,03	≤1	0,15-0,20	≤0,015	≤0,045
X2CrMnNi17-7-5 (Versuchsmaterial)	16,7	6,52	4,50	0,03	0,54	0,18	<0,01	0,03

Im Vorfeld der Versuche wurde der Grundwerkstoff auf seine mechanisch-technologischen Eigenschaften getestet. Der Grundwerkstoff besitzt eine Zugfestigkeit (R_m) von etwa 700 MPa, eine Dehngrenze ($R_{p0,2}$) von 370 MPa, eine Bruchdehnung (A) von 55 % und erreicht eine Kerbschlagarbeit (K_V) von >40 J bei –196 °C sowie Härtewerte um die 230 HV10.

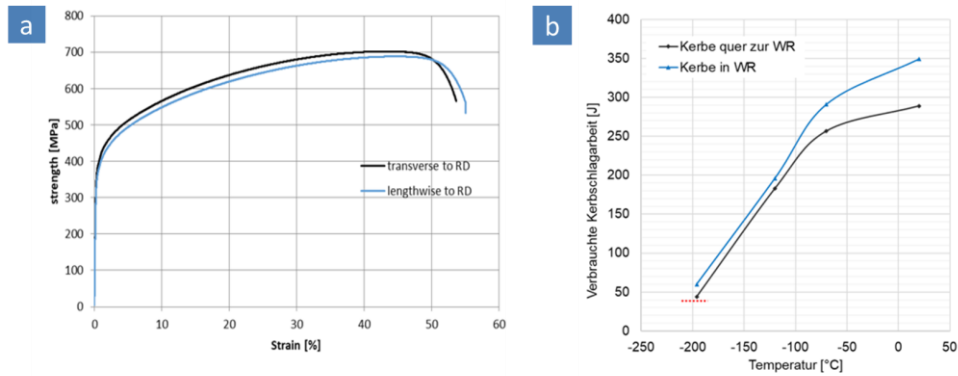


Abbildung 4-3: Spannungs-Dehnungsdiagramm (a) und Verlauf der verbrauchten Kerbschlagarbeit des eingesetzten mittelmanganhaltigen Stahls 1.4371 (b);



Abbildung 4-4: Geprüfte Zugprobe $t = 12$ mm: Übersichtsaufnahme (a), Nahaufnahme der Bruchfläche

4.2.2 Hochmanganhaltiger austenitischer Stahl

Bei diesem Stahl handelt es sich um eine Versuchsschmelze. Im Vorfeld wurde der Werkstoff mikroskopisch und mechanisch- technologisch untersucht. Das austenitische Gefüge zeigt eine gleichmäßige, feinkörnige Struktur. Die genaue chemische Zusammensetzung des Werkstoffes und seine mechanisch-technologischen Eigenschaften sind vertraulich. Daher dürfen detaillierte Eigenschaften des Grundwerkstoffes nicht bekannt gegeben werden. Die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften für einen Hochmanganstahl gemäß ASTM Standard A1106 / A1106M-17 [103] und IMO-Richtlinie [102] sind in Tabelle 4-2 aufgeführt. Um die mechanisch-technologischen Eigenschaften entsprechend einzustellen, sind diese Anforderungen der geltenden Standards zu berücksichtigen.

Tabelle 4-2: Chemische Zusammensetzung für Hochmanganstähle in Ma-% gemäß ASTM A1106/A1106M-17 [103]

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	B	N
Anforderung	0,35 – 0,55	0,1 – 0,5	22,5 – 25,5	≤0,03	≤0,01	3 - 4	0,3 – 0,7	≤0,005	≤0,05

Tabelle 4-3: Anforderung an die Schweißverbindung gemäß IMO-Richtlinie [102], [103]

Eigenschaften	Anforderungen
Mindeststreckgrenze	≥400 MPa
Mindestzugfestigkeit	≥660 MPa
Mindestdehnung	≥22 %
Kerbschlagarbeit	≥27 J bei -196 °C
Biegeprüfung	Keine Risse / kein Bruchversagen
Härte	≤350 HV10

4.2.3 Referenzwerkstoff 9 %-Ni-Stahl

Als Referenzwerkstoff wurde 9%-Ni-Stahl X8Ni9+QT640 gewählt, da er in der industriellen Praxis als Standardmaterial für LNG-Tanks etabliert ist. Die Tieftemperatureigenschaften sind umfassend dokumentiert und er ist normativ international anerkannt. Der Vergleich mit 9 %-Ni-Stahl ermöglicht eine objektive Einordnung der manganhaltigen Alternativen und bildet die Grundlage für Handlungsempfehlungen zur industriellen Anwendung. Referenzuntersuchungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften sind in [128] und ausschnittsweise im Anhang 0 hinterlegt. Dieser Werkstoff weist ein feinkörniges martensitisches Gefüge auf (siehe [Abbildung 4-5](#)). Er hat eine Zugfestigkeit (R_m) von etwa 730 MPa, eine Streckgrenze ($R_{p0,2}$) von 690 MPa, eine Bruchdehnung (A) von 25 % und eine Kerbschlagzähigkeit (KV) von mehr als 200 J bei -196 °C. Die chemische Zusammensetzung ist in [Tabelle 4-4](#) aufgeführt.

**Abbildung 4-5: Gefüge des 9 %-Ni-Stahls****Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung des verwendeten 9 %-Ni-Stahl in Ma-%**

Element	Cr	Mn	Ni	C	Si	N	S	P
9 %-Ni-Stahl	0,026	0,484	9,38	0,046	0,25	-	<0,0005	0,0051

4.3 Auswahl der Schweißverfahren

Für die experimentellen Schweißversuche kamen das UP-Schweißen und das MSG-Schweißen zum Einsatz. Diese Verfahren wurden aufgrund ihrer industriellen Bedeutung für die Produktion von LNG- und Wasserstofftanks ausgewählt (siehe Abschnitt 2.2.2). Das UP-Schweißen wird im Tankbau typischerweise für lange, gerade Schweißnähte an dickwandigen Bauteilen eingesetzt. Es eignet sich hervorragend für die vollmechanisierte Verarbeitung großer Blechlängen, wie bei der Herstellung von Zylindersegmenten oder der Verbindung von Mantelblechen, aufgrund der hohen Abschmelzleistung, des tiefen Einbrandes und der gleichmäßigen Nahtausbildung. Das MSG-Schweißen wird in Tanks und an Stellen mit eingeschränktem Zugang verwendet. Es ist geeignet für das Schweißen in unterschiedlichen Positionen, vor allem in den Lagen PF (Steignäht), PC (Horizontalnäht) und PD (fallend), die typischerweise bei der manuellen oder teilmechanisierten Verarbeitung von Tankkomponenten vorkommen. Durch die Anwendung dieser Verfahren in den Tests wird ein praxisnaher Bezug zur tatsächlichen Tankfertigung hergestellt. Dies ermöglicht eine fundierte Einschätzung des Schweißnahtverhaltens unter annähernd realen Bedingungen.

4.4 Auswahl und Charakterisierung der Schweißzusatzwerkstoffe

Um die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnähte entsprechend einzustellen, sind die Spezifikationen des Grundwerkstoffs von entscheidender Bedeutung. Dabei sollten nicht nur die Mindestanforderungen an die mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffs berücksichtigt werden, sondern auch die Anforderungen der geltenden Standards und Normen, wie beispielsweise dem IGC-Code (siehe Abschnitt 2.5). In [Tabelle 4-5](#) sind die vom Autor festgelegten Anforderungen an die Schweißverbindung für den Mittelmanganstahl aufgeführt, die aus den Grundwerkstoffspezifikationen sowie den Mindeststandards abgeleitet wurden. Die Anforderungen für den Hochmanganstahl sind in [Tabelle 4-3](#) ersichtlich.

Tabelle 4-5: Zielstellung an die mechanisch-technologischen Eigenschaften

Werkstoff	Rp0,2 in MPa	Rm in MPa	KV in J bei -196 °C	A in %	Laterale Breitung in mm
EN 10028-7-1.4371 (GW nach Norm)	≥ 300	≥ 650	≥ 60	≥ 45	-
IGC- bzw. IGF- Code	-	≥ 650	≥ 27	-	≥ 0,38 (LNG) / ≥ 0,53 (LH2)
Ziel	≥ 300	≥ 650	≥ 27	-	≥ 0,38 / ≥ 0,53

4.4.1 Zusatzwerkstoffe für mittelmanganhaltige Systeme

Im Rahmen der Untersuchungen mit dem UP-Schweißen wurden vier verschiedene Drahtelektroden (siehe [Tabelle 4-6](#)) mit einem Durchmesser von 2,4 mm bzw. 3,2 mm verwendet. Als Schweißpulver wurde das UP-Schweißpulver EN ISO 14174 [129] - S A FB 2 55 53 AC (OK Flux 10.99) sowie EN

ISO 14174 - S A FB 2 (OP79) eingesetzt. Die Drahtelektroden EN ISO 14343 [130] -A - S 20 16 3 Mn N L (ER316LMn und OE 20/16L) sind manganlegierte Chrom-Nickel-Molybdän-Zusatzwerkstoff, die für das Schweißen von austenitischen Chrom-Nickel-Legierungen verwendet werden. Die Drahtelektrode EN ISO 14343-A - S 25.22.2.LMn (ER310LMo) ist ebenfalls ein manganlegierter Chrom-Nickel-Molybdän-Zusatzwerkstoff. Die Schweißgüter weisen eine ausgezeichnete Tieftemperaturzähigkeit auf, die sie für die Verbindung von nichtrostenden Stählen für den Tieftemperaturbetrieb geeignet macht. Als Referenzelektrode wurde die Nickelbasiselektrode S Ni6276 verwendet, welche hauptsächlich für kryogene Anwendungen mit Stahlsorten wie EN10028-4 [37]: 12Ni19 und X8Ni9 (5 % Ni und 9 % Ni Stähle) empfohlen wird. Im Rahmen der Untersuchungen des MSG-Schweißens wurden Drahtelektroden vom Typ EN ISO 14343-A – G 20 16 3 Mn N L (ER316LMn) mit einem Drahtdurchmesser von 1,2 mm verwendet. Die chemische Zusammensetzung ist [Tabelle 4-7](#) zu entnehmen. Als Schutzgase kamen diverse Mischgase (Standardgase als auch Sondermischungen) zum Einsatz (siehe Abschnitt 5.2).

Tabelle 4-6: Typische Zusammensetzung der Schweißgüter bzw. des Drahtes* in Ma-% (UP)

Draht /Pulver	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
316 LMn / OK 10.99	0,03	7,0	0,5	0,01	0,02	16,0	20,0	3,0	0,3	0,17	Bal.
310 LMo / OK 10.99	<0,02	4,5	<0,2	<0,015	<0,015	22,0	25,0	2,1	0,05	0,13	Bal.
S Ni6276 / OK 10.99	0,015	0,7	0,08	0,002	0,006	Rest	15,2	15,6	0,1	-	6,5
*OE20/16L / OP79	0,1	7,0	-	-	-	16,0	20,0	3,0	-	0,15	Bal.

Tabelle 4-7: Typische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe in Ma-% (MSG)

Draht	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N	W	Fe
316 LMn	0,03	7,5	0,5	0,002	0,014	15,5	20,5	3,0	0,1	0,18	-	Bal.
G Z 17 15 Mn W	0,2	10,5	0,4	-	-	14,0	17,5	-	-	-	3,5	Bal.

4.4.2 Zusatzwerkstoffe für hochmanganhaltige Systeme

Die Auswahl der Schweißzusatzwerkstoffe erfolgte auf Basis ihrer Legierungszusammensetzung. Die Zusatzwerkstoffe werden in artfremde und artgleiche Zusätze in Bezug auf den hochmanganhaltigen Stahl unterteilt. Im Rahmen der Untersuchungen mit dem UP-Schweißen wurden zwei verschiedene artfremde Drahtelektroden mit einem Durchmesser von 2,4 mm verwendet. Die Drahtelektrode EN ISO 14343-A - S Z 22 17 8 4 N L ist ein manganlegierter Chrom-Nickel-Molybdän-Zusatzwerkstoff, der für das Schweißen von austenitischen Chrom-Nickel-Legierungen verwendet wird. Als zweiter Zusatz wurde die Nickelbasiselektrode EN ISO 14343-A -

S Ni6276 verwendet. Als Schweißpulver kam das fluorid-basische UP-Schweißpulver EN ISO 14174 - S A FB 2 AC zum Einsatz. Für das MSG-Schweißen wurden Drahtelektroden vom Typ EN ISO 14343-A – G Z 17 15 Mn W und EN ISO 14343-A – G Z 22 17 8 4 N L mit einem Drahtdurchmesser von 1,2 mm verwendet.

Zudem wird die Verarbeitung mit einem im Rahmen der Arbeit prototypisch angefertigten Zusatzwerkstoff untersucht, der das artgleiche Verschweißen von FeMn-Stählen realisieren soll („HiMn FD“). Dieser wurde als Fülldraht umgesetzt. Die Zusammensetzung wurde dabei unter Berücksichtigung der angenommenen Zusammensetzung des Hochmanganaustenits gewählt. Der Durchmesser des Drahtes beträgt 1,6 mm. Die chemischen Zusammensetzungen der Zusätze sind [Tabelle 4-8](#) zu entnehmen. Als Schutzgase kamen die Mischgase ISO 14175 [131] -M12-ArC-2 sowie ISO 14175-Z-ArHeNC-5 / 5 / 0,05 zum Einsatz.

Tabelle 4-8: Typische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe in Ma-% gemäß Datenblättern

Prozess	Draht	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N	W	Al	Fe
121	S Z 22 17 8 4 N L	0,03	7,0	0,7	18,0	22,3	3,7	0,24	-	-	Bal
	S Ni6276	0,01	0,4	0,07	70,0	15,5	16,0	-	3,5	-	5,0
135	G Z 22 17 8 4 N L	0,03	7,3	0,7	18,0	22,3	3,7	0,24	-	-	Bal
	G Z 17 15 Mn W	0,2	10,5	0,4	14,0	17,5	-	-	3,5	-	Bal
	HiMn FD	<0,1	27,0	0,5	2,0	2,0	-	-	-	0,8	Bal

4.5 Schweißtechnische Ausrüstung

Für die Herstellung der Schweißproben als Untersuchungsgegenstand kommen unterschiedliche schweißtechnische Anlagen zum Einsatz. Die eingesetzte Ausrüstung wird im Folgenden beschrieben und hinsichtlich ihrer prozessrelevanten Merkmale spezifiziert.

4.5.1 Metallschutzgasschweißanlage

Zur Verwendung kommt ein Schweißroboter des Herstellers Autonox Robotics vom Typ Delta RL4-TS1-ATS-1600-20kg. Bei diesem Modell handelt es sich um einen sogenannten Delta-Roboter oder auch Parallelarmroboter, wie in [Abbildung 4-6 b](#) dargestellt. Die Eigenschaften dieses Robotertyps sind allgemein die schnelle und präzise Bewegung von Bauteilen bzw. Werkzeugen. Ein Delta-Roboter besteht aus drei parallel arbeiteten Armen, die wiederum aus jeweils zwei Gliedern bestehen und an der Basis sowie an der Werkzeugaufnahme befestigt sind. Angetrieben werden die einzelnen Arme durch Servomotoren. Es wird die Stromquelle alphaQ 551 Multimatrix der Firma EWM eingesetzt. Sie bietet eine präzise Regelung der Schweißparameter, die es ermöglicht, hochwertige Schweißnähte bei unterschiedlichsten Materialien und Bedingungen zu erzeugen.

4.5.2 Unterpulverschweißanlage

Für die Schweißversuche kam eine UP-Schweißanlage des Typs *Lincoln Electric AC/DC 1000* mit zwei Inverterstromquellen zum Einsatz. Diese ermöglichen einen maximalen Arbeitsbereich von $I_{max} = \pm 1000$ A. Die digital gesteuerten Inverterstromquellen erlauben eine frei definierbare Kennliniencharakteristik und bieten darüber hinaus die Möglichkeit, im Wechselstrombetrieb Zeit- und Amplitudenbalancen („Balance“ und „Offset“) um bis zu ± 5 % vom jeweiligen ausgeglichenen Verhältnis einzustellen. Die Frequenz des Wechselstroms kann innerhalb eines Bereichs von $10 \text{ Hz} \leq f_{AC} \leq 100 \text{ Hz}$ frei variiert werden. Für alle durchgeführten Schweißversuche wurde eine Konstant-Strom-Kennlinie mit ΔU -Regelung als Stromquellencharakteristik gewählt. Die [Abbildung 4-6 a](#) veranschaulicht die eingesetzte Schweißtechnik. Eine Erhöhung des Zeit- oder Amplitudenanteils der positiven Halbwelle (DCEP) führt zu einer gesteigerten Einbrandtiefe und verbessert die Stabilität des Lichtbogens. Im Gegensatz dazu bewirkt ein erhöhter Anteil der negativen Halbwelle (DCEN) eine Steigerung der Abschmelzleistung, jedoch mit einer gleichzeitig reduzierten Lichtbogenstabilität.

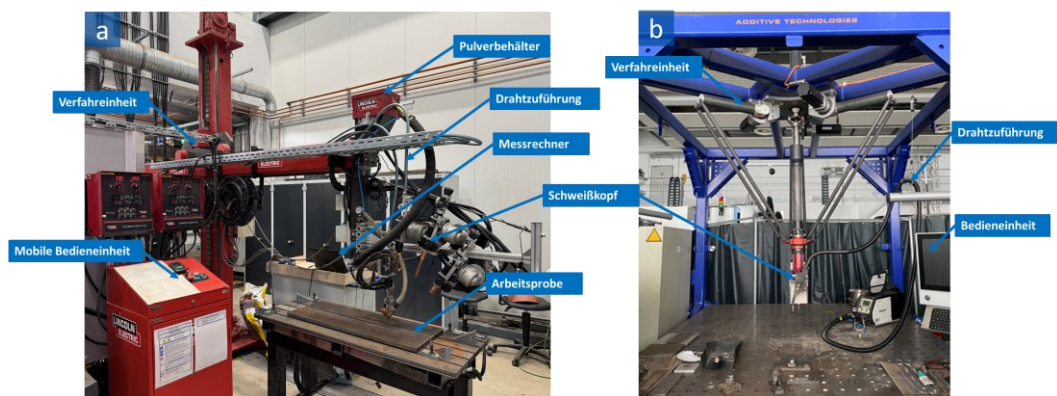


Abbildung 4-6: Verwendete Anlagen: UP-Schweißanlage (a) und Delta-Roboter mit Schweißbrenner (b)

4.6 Methoden zur Prüfung und Analyse von Schweißverbindungen

Zur Charakterisierung und Qualifizierung der erzeugten Schweißverbindungen sowie zur Bewertung der arbeitsschutztechnischen Aspekte und der Wirksamkeit modifizierter Schweißzusätze kommen verschiedene Prüf- und Analysemethoden zum Einsatz. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Verfahren werden im Folgenden jeweils kurz vorgestellt.

4.6.1 Metallografische und mikrostrukturelle Untersuchungen

Zur Beurteilung des Nahtgefüges wurden an ausgewählten Proben Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie (REM) eingesetzt. Fokus lag auf der Ermittlung von Phasen,

Korngrenzen und eventuellen Rissen in der Naht und WEZ. Die Untersuchungen erfolgten in Anlehnung an DIN EN ISO 17639. [132]

Lichtmikroskopie. Die Untersuchung der Mikrostruktur erfolgte mit einem Auflicht-Mikroskop (LM) Leica DM6000M (Leica Microsystems GmbH, Wetzlar, Deutschland) an präparierten Schweißverbindungen.

Die Probenpräparation für die lichtmikroskopischen Arbeiten erfolgte dabei nach folgendem Ablauf:

- Die Einbettung erfolgte mit der Warmeinbettpresse OPAL 410 (QATM) unter Verwendung von Bakelit-Granulat.
- Die Einbettparameter lagen bei 170 °C und einer Pressdauer von 4,5 Minuten, gefolgt von einer Abkühlzeit von 2–3 Minuten.
- Nach dem Einbetten wurden die Proben beschriftet und am Schleifgerät FORCIPOL (Metkon) in mehreren Stufen bearbeitet.
- Das Schleifen erfolgte mit Siliziumkarbid-Schleifpapier unter Wasserzufuhr, beginnend bei grober Körnung bis zu 2500er Körnung.
- Das Polieren wurde mit Diamantsuspensionen (6 µm und 3 µm) und Schmiermittel auf geeigneten Polierscheiben durchgeführt.
- Für die Endpolitur kam eine Oxidpoliersuspension (OPS) zum Einsatz, um letzte Kratzer und Unebenheiten zu entfernen.
- Eine abschließende Reinigung erfolgte mit Alkohol im Ultraschallbad

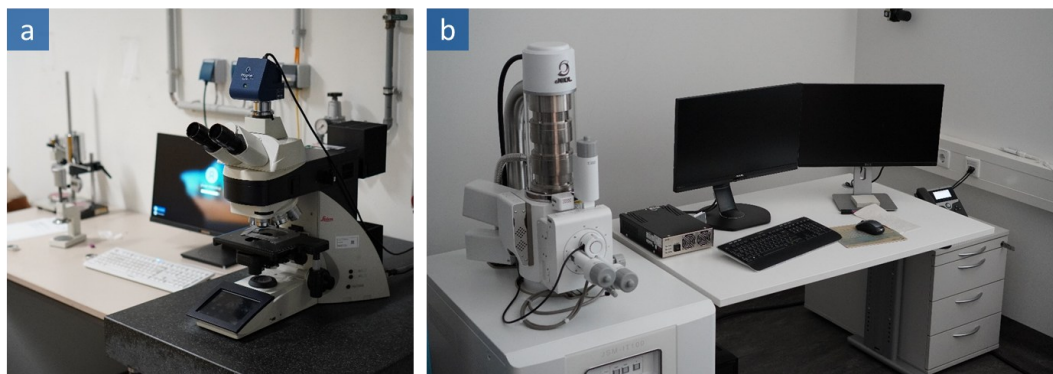


Abbildung 4-7: Verwendetes Auflicht-Mikroskop: (LM) Leica DM6000M (a), verwendetes Rasterelektronenmikroskop JEOL JSM-IT100 (b)

Ätzverfahren. Nach dem Polieren wurden die Proben zur Verstärkung des Gefügekontrastes geätzt. Es fanden unterschiedliche Ätzungen Anwendung. Eine Übersicht ist in [Tabelle 4-9](#) dargestellt. Vor und nach jedem Ätzvorgang sind die Proben jeweils gründlich unter fließendem Wasser gespült, mit Alkohol benetzt und mit einem Föhn getrocknet worden.

Tabelle 4-9: Übersicht der verwendeten Ätzmittel in Anlehnung an [133]

Ätzmittel	Einsatzbereich	Vorgehen
V2A-Beize	Mittel- und hochmanganhaltige Stähle, Untersuchung der Mikrostrukturen	60 °C, Tauchätzung, Ätzdauer: wenige Sekunden bis max. 1 Minute; Spülen mit Wasser, Reinigung mit Ethanol
Farbätzmittel nach BERAHA II	Mittel-Mangan-Stähle, eignet es sich zur Färbung von Delta-Ferrit und Austenit, während die Sigma-Phase weiß bleibt	RT, Tauchätzung, Ätzdauer: 10–30 Sekunden, Spülen mit Wasser & Ethanol
Ätzmittel nach ADLER	Hochmangan-Stähle, Untersuchung von Schweißnahtverbindungen und Grobkorn der WEZ	RT, Tauchätzung, Ätzdauer: 5–20 Sekunden, Spülen mit Wasser & Ethanol, trocknen

Korngrößenbestimmung. Die Korngrößenbestimmung für austenitische Werkstoffe wurde gemäß DIN EN ISO 643 [134] durchgeführt. Ziel war der qualitative und quantitative Vergleich zwischen dem Gefüge des Grundwerkstoffs und dem Grobkornbereich der wärmebeeinflussten Zone (WEZ). Zur Ermittlung der Korngröße wurde das Kreisschnittverfahren angewendet, welches eine präzise und normgerechte Charakterisierung der Gefügestruktur ermöglicht. Beim Kreisschnittverfahren wird ein Kreis definierter Größe über das metallographische Schliffbild gelegt, sodass dieser eine repräsentative Anzahl an Körnern schneidet (siehe [Abbildung 4-8](#)). Anschließend werden die Schnittpunkte zwischen dem Kreis und den Korngrenzen gezählt. Die Korngröße ergibt sich aus der Anzahl der Schnittpunkte in Kombination mit dem bekannten Durchmesser des Kreises. Dieses Verfahren bietet den Vorteil einer statistisch fundierten Ermittlung der mittleren Korngröße und erlaubt eine zuverlässige Bewertung von Kornwachstum oder -verfeinerung infolge thermischer Einwirkungen während des Schweißprozesses.

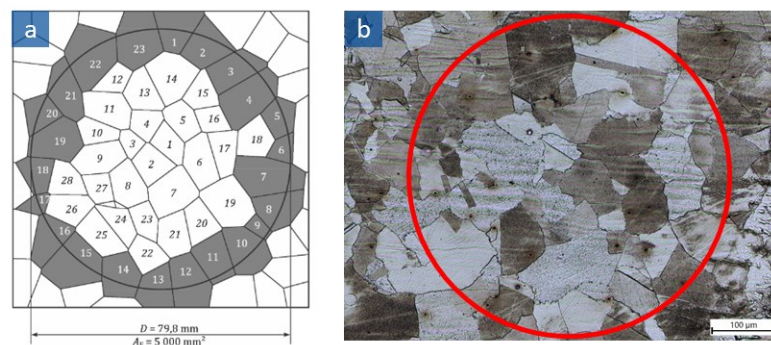


Abbildung 4-8: Korngrößenbestimmung für austenitische Werkstoffe gemäß DIN EN ISO 643 [134]: schematische Darstellung des Verfahrens (a), beispielhafte Anwendung auf das Gefüge einer Versuchsprobe (b)

Rasterelektronenmikroskopie. Für die Untersuchungen wurde das Rasterelektronenmikroskop JEOL JSM-IT100 eingesetzt (siehe [Abbildung 4-7](#)). Der Schwerpunkt lag auf der Analyse von Bruchflächen, der Identifizierung von Ausscheidungen sowie der Bestimmung der chemischen

Zusammensetzung einzelner Phasen. Die chemische Analyse erfolgte mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX).

4.6.2 Mechanisch-technologische Prüfverfahren

Im Folgenden werden die zerstörenden Prüfverfahren vorgestellt, die zur Charakterisierung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen eingesetzt wurden.

Quasistatischer Zugversuch gemäß DIN EN ISO 4136 [135] und Längszugversuch im Schweißgut gemäß DIN EN ISO 5178 [136]. Mithilfe der Prüfmaschine Z400 der Firma Zwick/Roell wurden die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen unter quasistatischer Belastung mittels Querzugversuchen ermittelt. Die Prüfmaschine besitzt eine maximale Prüfkraft von 400 kN. Alle Versuche wurden wegeregelt bei einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min durchgeführt. Die aufgebrachte Kraft wurde über die integrierte Kraftmessdose erfasst. Die Wegmessung erfolgte mithilfe eines taktilen Wegaufnehmers, der eine präzise Erfassung der Längenänderung während der Prüfung ermöglicht. Zum Einsatz kamen Querzugproben mit einer parallelen Länge von 110 mm sowie einem Querschnitt von 25 mm × 12 mm. Zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes (Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung) unter quasistatischer Belastung wurden Längszugversuche durchgeführt.

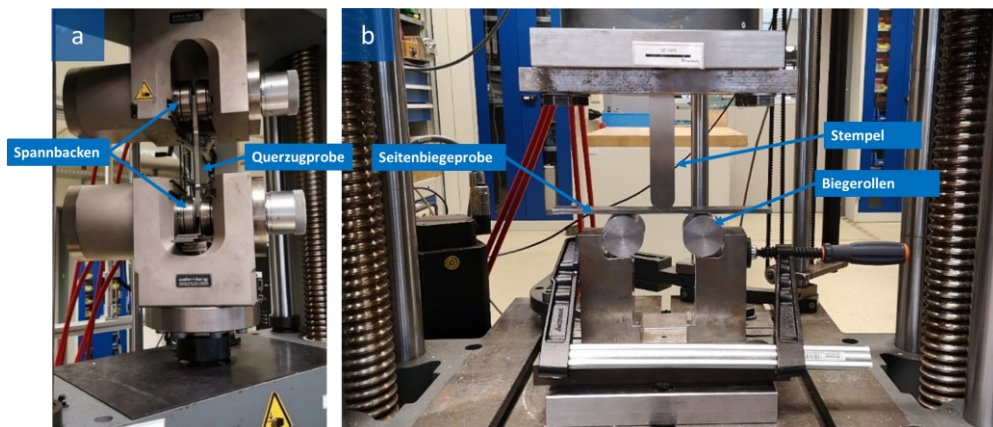


Abbildung 4-9: Versuchsaufbau: quasistatischer Zugversuch (a) und technologischer Dreipunkt-Biegeversuch (b)

Technologischer Dreipunkt-Biegeversuch gemäß DIN EN ISO 5173 [137]. Die Dreipunkt-biegeversuche zur Ermittlung der Biegeeigenschaften der Schweißverbindungen wurden ebenfalls an der Prüfmaschine Z400 der Firma Zwick/Roell durchgeführt. Die maximale Prüfkraft beträgt 400 kN. Die Versuche wurden wegeregelt bei einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min durchgeführt.

Kryogene Untersuchungen. Zum Nachweis der Verwendbarkeit unter kryogenen Bedingungen bzw. zur Untersuchung der Temperaturabhängigkeit der zu erfassenden mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden zusätzlich Versuche in Tieftemperaturbereichen durchgeführt. Die Methodik hierzu wurde in vorhergehenden Untersuchungen validiert. Die Biegeprüfungen wurden bei -100 °C durchgeführt. Die Querkzugversuche wurden bei -100 °C und bei -165 °C in Anlehnung an ISO 6892-3 [138] durchgeführt. Die zu erreichenden Temperaturen wurden mittels einer Kaltgasanlage und einem vakuumisolierten kryogenen Behälter erzeugt. Flüssiger Stickstoff wird hierzu in einem LN_2 -Vorratsbehälter mittels eines Verdampfers erwärmt. Das durch die Verdampfung entstandene kalte Gas, wird durch eine vakuumisolierte Rohrleitung zur Gasaustrittsdüse geführt. In der vakuumisolierten Rohrleitung befindet sich ein Wärmetauscher, der das kalte Stickstoffgas auf die am Regelgerät vorgegebene Temperatur erwärmt. In [Abbildung 4-10](#) ist der Versuchsaufbau der Biege- und Zugprüfung dargestellt.

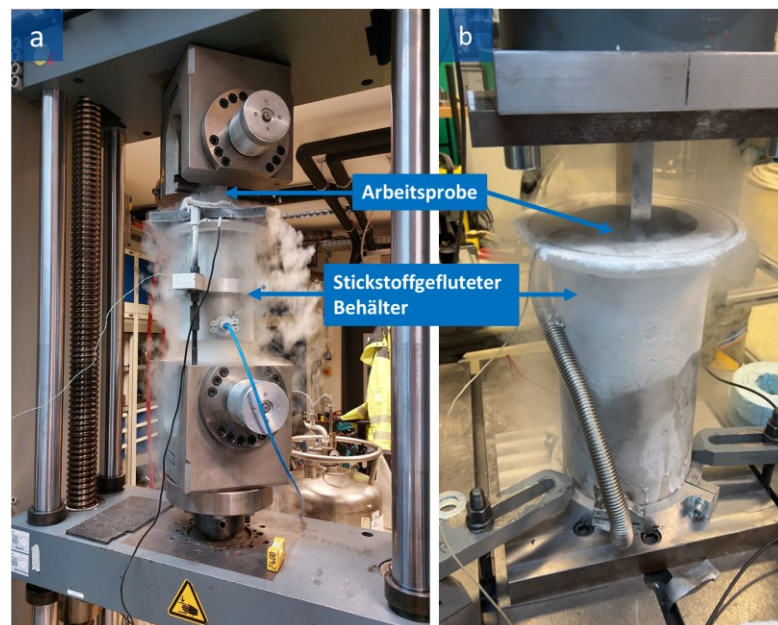


Abbildung 4-10: Zugversuch bei -165 °C (a) und Biegeprüfung unter -100 °C (b)

Kerbschlagbiegeversuch gemäß DIN EN ISO 148-1 [139]/ DIN EN ISO 9016 [140]. Bei dem Kerbschlagbiegeversuch handelt es sich um den am häufigsten angewandten Versuch, neben der Härteprüfung und dem Zugversuch, der mechanischen Werkstoffprüfung. Der Hauptzweck des Kerbschlagbiegeversuchs besteht darin, die Zähigkeit des Materials zu bewerten. Bei dem Prüfstand wird die kinetische Energie durch die Anfangshöhe und das Gewicht des Pendelschlaghammers vorgegeben. Die [Abbildung 4-11](#) zeigt die genutzte Prüfeinrichtung. Das Arbeitsvermögen des Pendels beträgt hier 450 J . Die Versuche wurden an Charpy-Normalproben mit V-Kerbe ($10\times 10\times 55\text{ mm}$) bei -196 °C untersucht. Die Kerben lagen jeweils in der Schweißnaht, auf der Schmelzlinie sowie in der Wärmeeinflusszone.

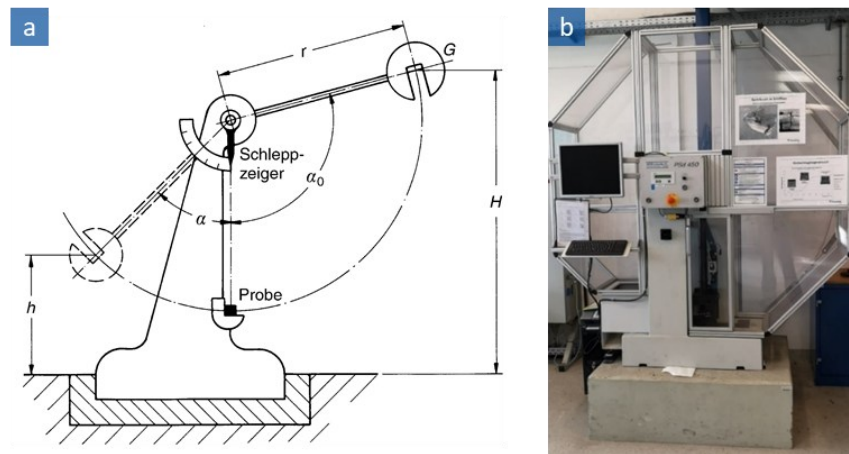


Abbildung 4-11: Schematische Darstellung des Kerbschlagbiegeversuchs (a) [141] und Versuchsanordnung am Fraunhofer IGP (b)

Die laterale Breitung stellt eine weitere wichtige Kenngröße im Kerbschlagbiegeversuch dar (vgl. [Abbildung 4-12](#)). Sie beschreibt die seitliche Verformung des Werkstoffs entlang der Rissfläche nach der Schlagbelastung. Zur Bestimmung wird die Differenz der Probenbreite im Bereich der Bruchstelle vor und nach dem Versuch gemessen. Auf diese Weise lässt sich quantifizieren, in welchem Maß der Werkstoff plastisch deformiert wurde. Eine hohe laterale Breitung ist ein Indikator für eine ausgeprägte Zähigkeit des Materials. Dies bedeutet, dass der Werkstoff in der Lage ist, mehr Energie aufzunehmen und größere plastische Verformungen zu ertragen, bevor es zum Bruch kommt. Eine geringe laterale Breitung weist dagegen auf ein sprödes Verhalten hin, bei dem nur wenig Energie aufgenommen und kaum plastische Deformation erreicht wird. Damit ergänzt die laterale Breitung andere Kenngrößen des Kerbschlagversuchs, wie die Schlagarbeit, und ermöglicht eine umfassendere Beurteilung der Zähigkeit und Duktilität eines Werkstoffs.

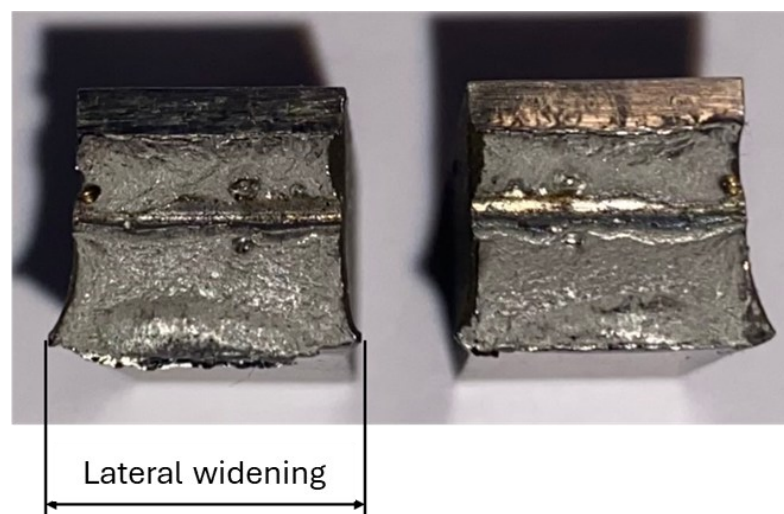


Abbildung 4-12: Laterale Breitung [mm] der geprüften Kerbschlagproben nach ISO 148-1

Härteprüfung nach Vickers gemäß DIN EN ISO 9015-1 [142]. Die Härteprüfungen wurden gemäß dem Vickers-Verfahren durchgeführt. Dabei kommt ein pyramidenförmiger Diamantkörper mit einer quadratischen Grundfläche und einem Spitzenwinkel von 136° zum Einsatz, welcher senkrecht zur Oberfläche der Probe eingedrückt wird. Anschließend erfolgt die Messung des Eindrucks, um die Härte des Materials zu bestimmen. Ziel der Untersuchungen war die Erfassung von Aufhärtungen und Entfestigungen innerhalb der Schweißnahtbereiche. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Härtemessungen mit einer Prüfkraft von HV10 durchgeführt. Die Prüfungen erfolgten an planparallelen Schliffproben, die zuvor einer metallographischen Präparation unterzogen wurden, um eine reproduzierbare und präzise Bestimmung der Härteverläufe sicherzustellen. Für die Prüfung wurde die Härteprüfmaschine FALCON 500 von InnovaTest verwendet. In [Abbildung 4-13](#) ist das Härteprüfgerät dargestellt.

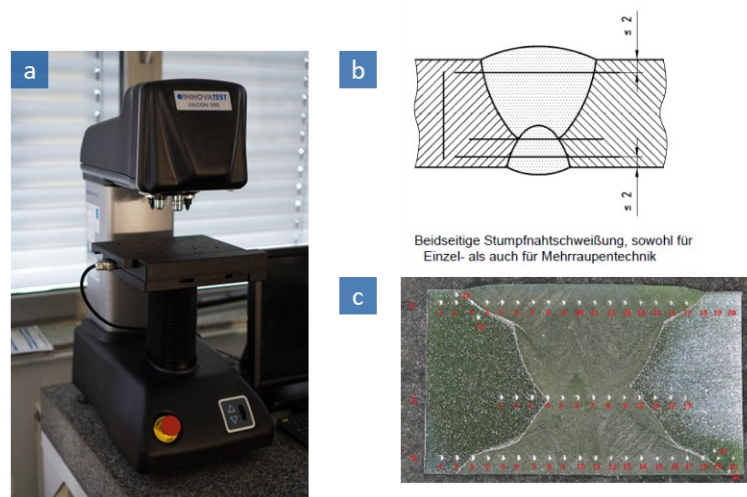


Abbildung 4-13: Verwendetes Laborhärteprüfgerät: FALCON 500 (a), schematische Darstellung der Härtereihe (b), beispielhafte Anordnung der Härteprüfungen auf einer Versuchsprobe (c)

4.6.3 Chemische Analytik

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schweißverbindungen werden zwei analytische Verfahren herangezogen, die im Folgenden erläutert werden.

Optische Emissionsspektrometrie (OES). Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Ausgangsmaterialien und Schweißgüter wurde die optische Emissionsspektrometrie (OES) eingesetzt. Dieses Verfahren ermöglicht eine präzise Analyse der chemischen Elemente in metallischen Proben, indem die charakteristische Lichtemission angeregter Atome untersucht wird. Die Messung erfolgt mittels eines Funken- oder Lichtbogenverfahrens, bei dem eine elektrische Entladung auf der Oberfläche der Probe erzeugt wird. Die emittierte Strahlung wird durch ein

Spektrometer in ihre Wellenlängenbestandteile zerlegt, sodass die einzelnen Elemente identifiziert und quantifiziert werden können. Zur Durchführung der Analysen wurde das Spektrometer Spectromaxx verwendet. Dieses Gerät ist speziell für die metallurgische Analyse ausgelegt und bietet eine hohe Messgenauigkeit sowie kurze Analysezeiten. Das Spectromaxx arbeitet mit einer Argon-Atmosphäre, um die Emissionen der Probe zu optimieren und externe Störeinflüsse zu minimieren. Die zu untersuchenden Proben wurden vor der Analyse entsprechend präpariert, indem die Oberflächen mechanisch gereinigt und plangeschliffen wurden, um reproduzierbare Messergebnisse zu gewährleisten.

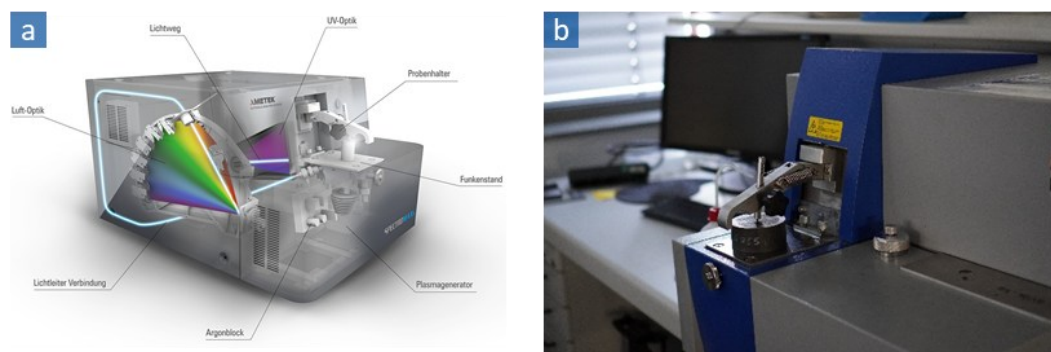


Abbildung 4-14: Spektrometer Spectromaxx zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung: schematischer Geräteaufbau (a) und beispielhafte Versuchsaufbau (b)

Bestimmung gelöster Gase (ON-Analyse) gemäß DIN EN ISO 15350 [143]. Zur Bestimmung der Stickstoff- und Sauerstoffgehalte im Schweißgut wurde die Trärgasschmelzextraktionsmethode angewendet. Diese Methode ermöglicht eine präzise quantitative Analyse gasförmiger Elemente in metallischen Proben, indem sie durch eine gezielte Schmelzextraktion freigesetzt und anschließend detektiert werden. Die Analysen wurden mit dem G8 GALILEO-Analysator der Firma Bruker Corporation durchgeführt. Dabei erfolgt die Messung in mehreren Schritten. Zunächst werden Proben mit einem definierten Gewicht in einem Hochfrequenzofen aufgeschmolzen. Während des Schmelzvorgangs werden die aus der Probe austretenden Gase durch ein Helium-Trärgas transportiert und verschiedenen Detektoren zugeführt. Der Stickstoffgehalt wird mithilfe eines Wärmeleitfähigkeitsdetektors (Thermal Conductivity Detector, TCD) direkt bestimmt, während der Sauerstoffgehalt indirekt über den Kohlenmonoxidgehalt ermittelt wird, der mit einem nichtdispersiven Infrarotsensor (NDIR) detektiert wird. Diese Methode zeichnet sich durch eine hohe Genauigkeit und Reproduzierbarkeit aus, da sie empfindlich auf selbst geringe Gehalte an Stickstoff und Sauerstoff reagiert. Für die chemische Analyse des Schweißgutes wurden mehrere Proben mittels Nasstrennschleifer entnommen, um eine Kontamination durch thermische Einflüsse zu vermeiden. Die Probenmasse wurde im Bereich von $0,3 \text{ g} \leq \text{mTSE} \leq 0,5 \text{ g}$ gehalten und nach der Entnahme mit einer Laborwaage auf vier Nachkommastellen exakt bestimmt. Vor der Analyse

erfolgte eine Reinigung der Proben mit Aceton, gefolgt von einer Trocknung mit Heißluft, um mögliche Verunreinigungen zu eliminieren. [Abbildung 4-15](#) zeigt den verwendeten Analysator zur Durchführung der Messungen.



Abbildung 4-15: Verwendeter ONH-Analysator der Firma Bruker

4.7 Modifikation der Zusatzwerkstoffe durch PVD-Beschichtung

Zur gezielten Beeinflussung des Schweißzusatzwerkstoffes werden ausgewählte Zusatzwerkstoffe mittels PVD-Beschichtung modifiziert. Im Folgenden werden die angewandten Beschichtungsstrategien und deren prozessrelevante Zielsetzungen beschrieben. Der Schweißzusatzwerkstoff wird durch die PVD-Anlage (physical vapour deposition / Physikalische Gasphasenabscheidung) oberflächlich mit einer Dünnschicht beschichtet. Der Beschichtungsprozess wird innerhalb der Prozess- oder Vakuumkammer der PVD-Anlage durchgeführt, wo unter speziellen Bedingungen die dünnen Schichten aufgetragen werden. Hierbei spielt die kontrollierte Umgebung der Kammer eine entscheidende Rolle, um die gewünschten Materialeigenschaften zu erzielen.

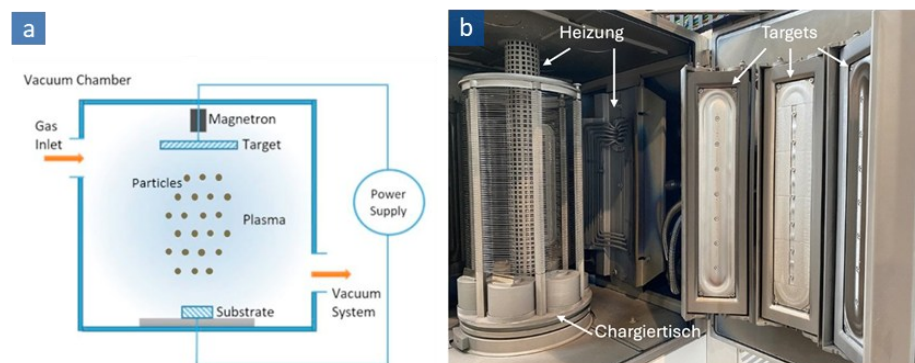


Abbildung 4-16: Funktionsweise des Magnetron Sputterns (a), Prozesskammer der PVD-Anlage (b) [144], [145], [146]

Die Prozesskammer ist mit zwei Außenheizungen ausgestattet, die an zwei Seiten der Prozesskammer angebracht sind, sowie einer Mittenheizung in der Mitte des Chargiertisches (siehe [Abbildung 4-16](#)). In der Anlage werden je nach Anwendung und Verfahren, Temperaturen von bis zu 500 °C eingesetzt. Der Chargiertisch, der sich in der Mitte der Prozesskammer befindet, wird durch einen Motor während des Prozesses rotiert. Die Beschichtungselemente werden in Form von Targets geliefert. Dies sind reine Elementplatten, die auf Trägersubstraten aufgebracht sind. Für die Phasenabscheidung werden die Targets auf den Kathoden der Anlage befestigt, wo sie mit elektrischer Leistung versorgt werden. Bei der Phasenabscheidung werden die Legierungselemente aus den Targets herausgelöst und haften an dem Substrat, welches auf der Anode befestigt ist, an. Verwendet wird eine PVD-Anlage vom Modell CC800/9 des Herstellers CemeCon. Diese Anlage nutzt die Prozessart des Magnetronsputters. Bei diesem Vorgang wird in der Vakuumkammer eine Argonatmosphäre erzeugt. Durch die Spannung zwischen dem Target und dem Substrat, die durch die Anode und Kathode hergestellt wird, werden die Argonatome auf die Targetoberfläche beschleunigt. Dadurch bildet sich ein Plasma am Target. Durch das Aufprallen der Argonatome auf das Target, werden einzelne Atome aus dem Target herausgelöst. Diese werden dann in der Prozesskammer verteilt. Durch das Magnetfeld in der Kammer, werden die Atome verwirbelt und auf diesen verwirbelten Bahnen durch die Kammer bewegt. Durch die Spannung der Anode, werden die Atome des Targetwerkstoffs angezogen und kondensieren an dem Substrat. Dieser Prozess wird schematisch in [Abbildung 4-16](#) dargestellt. Der Prozessablauf der PVD-Anlage, wie in [Abbildung 4-17](#) dargestellt, beginnt mit dem Bestücken der Anlage mit dem zu beschichteten Werkstoff. Nach Beendigung des ersten Schritts wird die Prozesskammer geschlossen und der Prozess gestartet. Nach dem eigenständigen Komponententest der Anlage startet die Hochlaufphase. In der Hochlaufphase heizt sich die Prozesskammer auf, ein Vakuum wird erzeugt und eine Argonatmosphäre in der Kammer geschaffen. Nach diesem Schritt wird eine Oberflächenvorbehandlung durchgeführt. Dabei entfernt ein Plasma organische Rückstände und Oxide, damit später eine gleichmäßige Beschichtung gewährleistet werden kann. Bei der Beschichtung besteht die Möglichkeit verschiedene Gase der Prozesskammer zuzuführen, um beispielsweise Nitride, durch Stickstoff, zu erzeugen. Nach dem Beschichtungsvorgang startet die Auslaufphase des Prozesses. Dabei wird die Prozesskammer heruntergekühlt und schlussendlich belüftet, damit im nächsten Schritt die Anlage geöffnet werden kann, um das Substrat zu entnehmen.

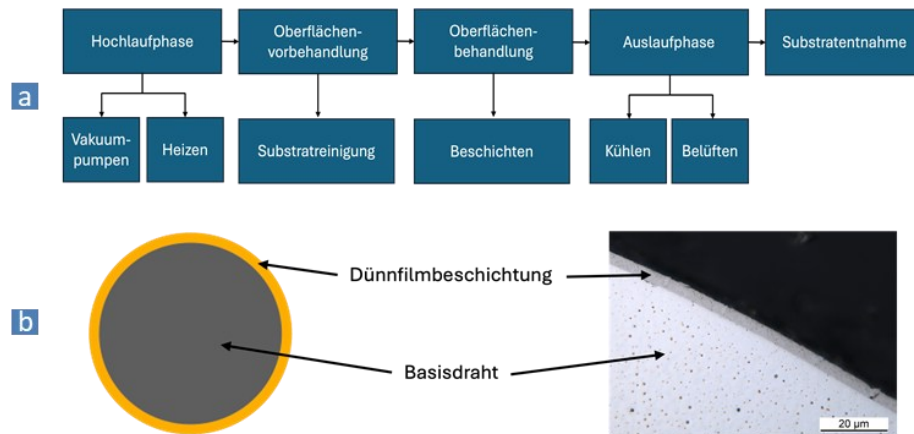


Abbildung 4-17: Prozessablauf des PVD-Beschichtungsprozesses (a), [144], [147] und fertige Dünnfilmbeschichtung auf Basisdraht (b), [148]

Während des Beschichtungsvorgangs sorgen die beiden Heizelemente für eine bessere Schichthaftung. Zudem wird der Chargiertisch durchgehend rotiert, um ein gleichmäßiges Auftragen der Dünnfilmbeschichtung zu sorgen. Nach dem Beschichten der Schweißdrähte werden Schliffbilder des Drahts erstellt, um die Schichtstärke zu ermitteln. Die linke Darstellung in [Abbildung 4-17](#) zeigt schematisch die Dünnfilmschicht, die auf dem Draht aufgebracht wurde. Die rechte Darstellung zeigt einen vergrößerten Ausschnitt eines Drahtschliffbildes, auf der man deutlich die aufgetragene Beschichtung sieht.

5 Schweißtechnische Bewertung mittelmanganhaltiger Stähle

Die experimentelle Bewertung der schweißtechnischen Eignung mittelmanganhaltiger Stähle erfolgt in zwei getrennten Verfahrenssträngen. Abschnitt 5.1 befasst sich mit den Untersuchungen zum UP-Schweißen, während Abschnitt 5.2 die Ergebnisse des MSG-Schweißens darstellt.

5.1 Untersuchungen zum Unterpulverschweißen

Ziel der Untersuchungen zum UP-Schweißen war die Herstellung von Schweißverbindungen, die die Anforderungen einschlägiger Normen sowohl unter Raumtemperaturbedingungen als auch unter kryogenen Einsatzbedingungen erfüllen. Die experimentellen Arbeiten umfassten dabei sowohl die Charakterisierung der reinen Schweißgüter als auch die Bewertung der Integrität vollständiger Verbindungen. Erste Ergebnisse wurden bereits in [149], [150] und [151] veröffentlicht.

5.1.1 Versuchsplanung und -durchführung

Untersuchung reiner Schweißgüter. Als Variablen wurden vier unterschiedliche Zusatzwerkstoffe sowie drei Stromarten (Gleichstrom DC+, Wechselstrom AC und modifizierter Wechselstrom AC mod.) herangezogen. Die Versuchsplanung und die Parameter der Versuchsschweißungen sind in [Tabelle 5-1](#) aufgeführt.

Tabelle 5-1: Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Untersuchung des Schweißgutes

Nr.	Draht/Pulver	Lagen	Draht-Ø in mm	I in A	U in V	Polarität	v in cm/min	E in kJ/cm
1	ER316LMn (S 20 16 3 Mn N L) / OK Flux 10.99	6	2,4	400	30-32	DC +	50-55	13-15
6						AC		
3						AC mod.		
5	ER310LMo (S 25 22 2 N L) / OK Flux 10.99	6	2,4	400	30-32	DC+	50-55	13-15
2						AC		
4						AC mod.		
7	OE20/16 / OP79	5	3,2	500	28-30	DC+	50-55	15-17
8						AC		
9	S Ni 6276 (NiCr15Mo16Fe6W4) / OK Flux 10.99	7	2,4	380	28	AC mod.	55	11
10	S Ni 6276 (NiCr15Mo16Fe6W4) / OP79	7	2,4	380	28	AC mod.	55	11

Des Weiteren wurden auch prozesseitige Anpassungen, Drahtmodifikationen und Wärmenachbehandlungen durchgeführt. Diese werden im Folgenden beschrieben.

- **Reduzierung der Pulverschütthöhe**

Eine Variante war die Veränderungen der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes. Wie in [152] bereits gezeigt werden konnte, hat das Einbringen von Stickstoff über das Schutzgas zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit und Dehngrenze geführt. So besteht auch beim UP-Schweißen der Ansatz, über das Element Stickstoff die Zieleigenschaften zu erreichen. Nach [153] kann durch eine Verringerung der Pulverschütthöhe und Reduzierung der freien Drahtlänge eine Stickstoffaufnahme begünstigt werden. Der Ansatz zur Eigenschaftsverbesserung bestand in der gezielten Veränderung der Pulverschütthöhe von 30 mm auf ca. 16 mm.

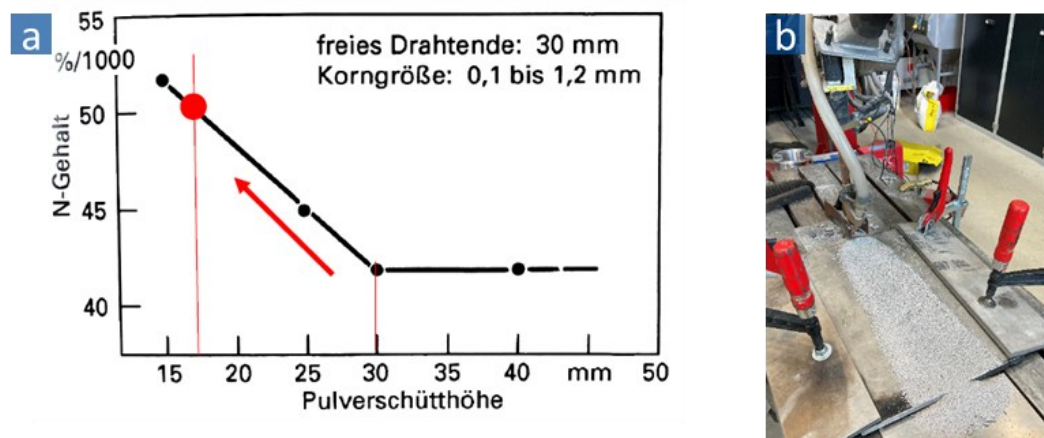


Abbildung 5-1: Einfluss der Pulverschütthöhe auf den Stickstoffgehalt im Schweißgut [153] (a) und UP-Versuchsschweißung mit reduzierter Pulverschütthöhe (b)

- **Drahtbeschichtung**

Um die Metallurgie des Schweißgutgefüges zu beeinflussen, wurde die chemische Zusammensetzung des verwendeten Schweißzusatzes 316 LMn angepasst. In einem ersten Ansatz wurde der Draht mittels PVD-Verfahren mit TiN beschichtet. Hierzu wurden drei verschiedene Schichtdicken aufgebracht.

Tabelle 5-2: Versuchsplan zur Drahtbeschichtung

Nr.	Draht/Pulver/ Beschichtung	Lage	Zusatz- Ø in mm	Strom I in A	Spannung U in V	Polarität	v in cm/min	E in kJ/cm
13	ER316LMn 20 min OK Flux 10.99	6	2,4	400	30-32	DC +	50-55	13-15
14	ER316LMn 40 min OK Flux 10.99	6	2,4	400	30-32	DC +	50-55	13-15
15	ER316LMn 120 min OK Flux 10.99	6	2,4	400	30-32	DC +	50-55	13-15

- **Reduzierung der Streckenenergie**

Ein weiterer Optimierungsansatz bestand in der gezielten Reduzierung der Streckenenergie.

Tabelle 5-3: Versuchsplan reduzierte Streckenenergien

Nr.	Draht/Pulver/ Beschichtung	Lage	Zusatz- Ø in mm	Strom I in A	Spannung U in V	Polarität	v in cm/min	E in kJ/cm
16	ER316LMn OK Flux 10.99	6	2,4	300	26-28	DC +	50-55	9-10
17	ER316LMn OK Flux 10.99	6	2,4	300	26-28	AC	50-55	9-10

- **Durchführung einer Wärmenachbehandlung**

Zur weiteren Verbesserung der Eigenschaften wurde eine Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen) nach dem Schweißen evaluiert. Diese kann die Mikrostruktur positiv beeinflussen, insbesondere in Hinblick auf den Eigenspannungsabbau, der Phasenumwandlungen und Kornverfeinerung. Beim Lösungsglühen werden die im Gefüge vorliegenden Karbidausscheidungen sowie weitere Phasen im Mischkristall in Lösung gebracht und durch eine schnelle Abkühlung an einer erneuten Ausscheidung gehindert. Die Bauteile werden dazu nach einer zügigen Aufheizung im Bereich um 1.150 °C für 20 Minuten gehalten und anschließend möglichst schnell abgekühlt. Diese Untersuchungen dienen als Voruntersuchungen. Detaillierte Ergebnisse einer Wärmenachbehandlung sind Bestandteil des Kapitels 8.

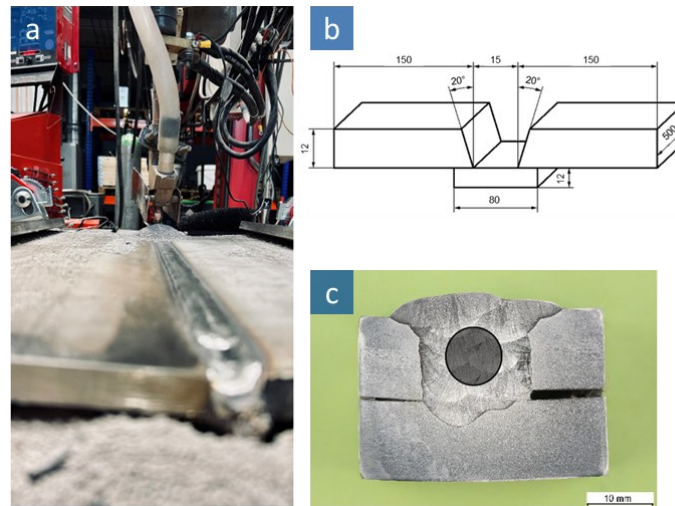


Abbildung 5-2: Schweißversuch mittels UP-Anlage (a); Schweißnahtvorbereitung (b); geschweißte Naht mit Probenposition Rundzugprobe (c)

Gemäß den Richtlinien von DNV-CP-0069 [101] erfolgten die Schweißungen an einem 12 mm-Stumpfstoß mit V-Nahtvorbereitung (Abbildung 5-2). Zur Bestimmung der Zugfestigkeit des Schweißguts wurden Rundzugproben DIN 50125 – B 6 x 30 entlang der Längsachse der Schweißnaht entnommen und mechanisch bearbeitet. Die Kerbschlagarbeit der Schweißverbindung wurde an Charpy-VWT-Normalproben mit den Maßen 10 mm x 10 mm x 55 mm geprüft, die quer zur Schweißnaht mit der Kerbpositionierung in der Mitte der Schweißnaht entnommen wurden. Der Kerbschlagbiegeversuch wurde bei einer Temperatur von -196 °C durchgeführt. Zusätzlich wurden mikroskopische und makroskopische Schliffe hergestellt sowie chemische Analysen und Härteprüfungen durchgeführt. Abbildung 5-3 zeigt die Schweißprobe mit den entsprechenden Entnahmepositionen.

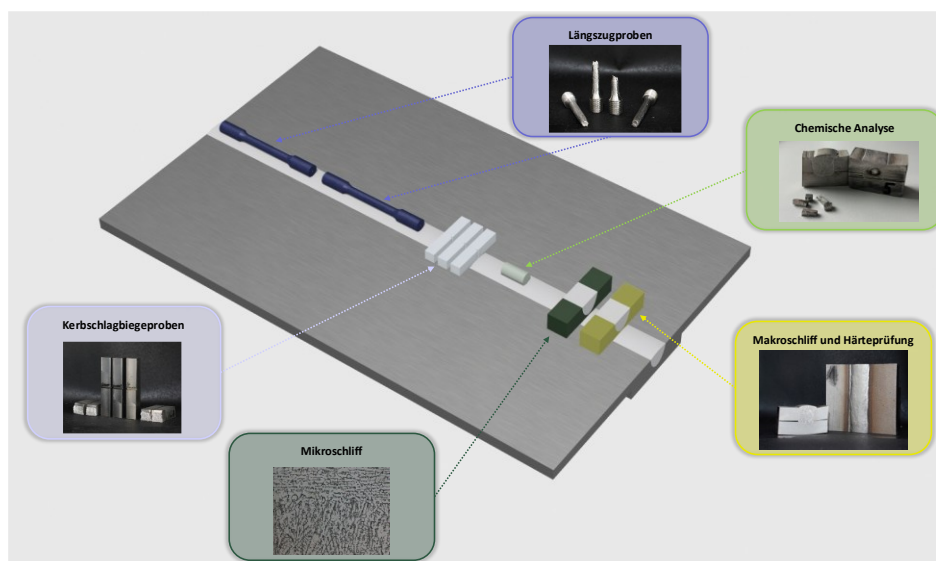


Abbildung 5-3: Probenübersicht Schweißgutprobe in Anlehnung an DNV-CP-0069

Verbindungsschweißungen. Um die Schweißnahtintegrität zu untersuchen, wurden Qualifizierungsschweißungen gemäß DIN EN ISO 15614-1 [98] durchgeführt und ausgewertet. Dabei wurde die Schweißung an einem 12 mm-Stumpfstoß mit X-Nahtvorbereitung gemäß der Versuchsmatrix in [Tabelle 5-4](#) durchgeführt. Die mechanisch-technologischen Prüfungen umfassten Querkzugprüfungen, Biegeprüfungen, Kerbschlagbiegeprüfungen, Härteprüfungen und Makroschliffuntersuchung. Zum Nachweis der Verwendbarkeit unter kryogenen Bedingungen bzw. zur Untersuchung der Temperaturabhängigkeit der zu erfassenden mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden zusätzlich Versuche in Tieftemperaturbereichen durchgeführt. Die Biegeprüfungen erfolgten hier auch bei $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Querkzugversuche wurden bei $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ und bei $-165\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. [Abbildung 5-4](#) gibt eine Übersicht der Proben und deren Probenlage.

Tabelle 5-4: Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Verbindungsschweißungen

Nr.	Draht/Pulver	Draht-Ø in mm	I in A	U in V	Polarität	v in cm/min	E in kJ/cm
VS2	ER316LMn (S 20 16 3 Mn N L)	2,4	400	30-32	DC +	50-55	13-15
VS5	OK Flux 10.99				AC		
VS4	ER310LMo Exaton 25.22.2.LMn (S 25 22 2 N L)	2,4	400	30-32	DC+	50-55	13-15
VS1	OK Flux 10.99				AC		
VS6	OE20/16L /	3,2	500	28-30	DC+	50-55	15-17
VS7	OP79				AC		
VS3	S Ni 6276 OK Flux 10.99	2,4	380	28-30	AC	50-55	11

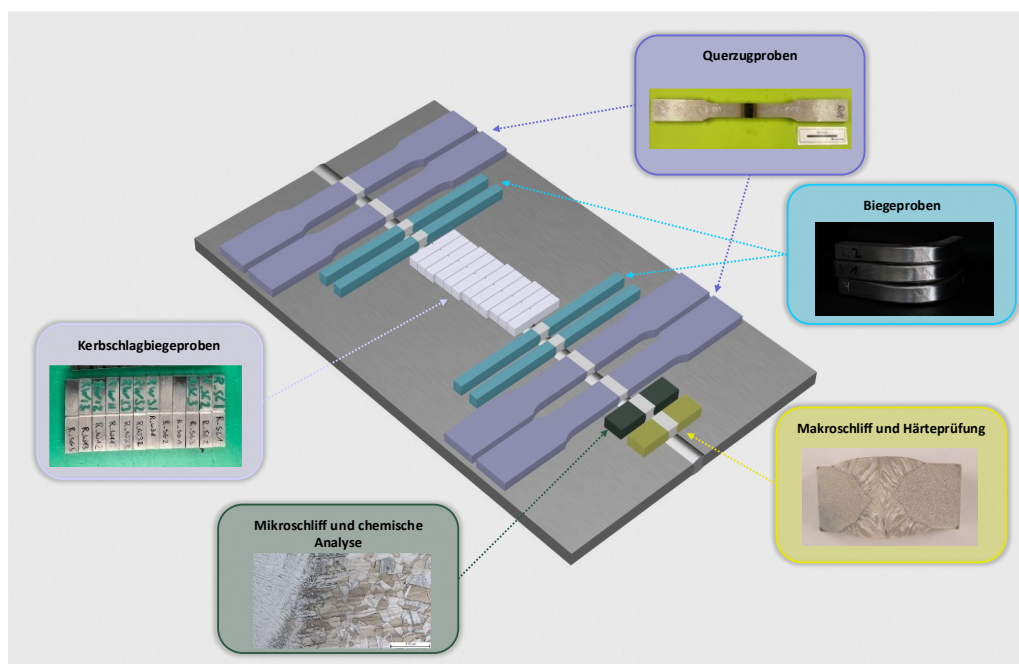


Abbildung 5-4: Probenübersicht der Verbindungsschweißungen

5.1.2 Ergebnisse und Auswertung

- **Untersuchung der reinen Schweißgüter**

Nachfolgend werden die Ergebnisse der mechanisch-technologischen Untersuchungen des reinen Schweißgutes thematisiert.

Tabelle 5-5: Übersicht der mechanischen Eigenschaften der erzeugten Schweißgüter

	Nr.	Draht / Polarität	R _m in MPa	R _{p0,2} in MPa	A _{30mm} in %	KV in J bei -196 °C	Laterale Breitung in mm
Ausgangsschweißungen	1	316LMn / DC+	639	386	38	51,0	0,54
	6	316LMn / AC	630	383	38	60,0	0,61
	3	316LMn / AC mod.	612	363	39	67,5	0,66
	5	310LMo / DC+	614	355	38	60,5	0,65
	2	310LMo / AC	612	369	39	73,6	0,72
	4	310LMo / AC mod.	603	359	37	62,4	0,78
	7	OE20/16L / DC+	641	379	38	83,8	0,85
	8	OE20/16L / AC	635	385	41	119,5	0,9
	9	S Ni6276 /AC mod.	711	437	43	75	1,1
	10	S Ni6276 /AC mod.	739	465	25	70	0,7
Anpassungen	3* (12)	316LMn / AC mod. (↓Pulverschüttung)	625	388	39	53	0,54
	1* (15)	316LMn / DC+ (Drahtbeschichtung)	651	422	36	63	0,64
	1* (16)	316LMn / DC+ (↓Streckenenergie)	646	390	33	42	0,46
	6* (17)	316LMn / AC (↓Streckenenergie)	645	414	35	62	0,65
	6* (18)	316LMn / AC (mit PWHT)	596	307	45	90	1,21
	Zieleigenschaften		>650	≥ 300	-	≥27	>0,38

Die Charakterisierung der reinen Schweißgüter der Ausgangsschweißungen ergab, dass nicht alle untersuchten Kombinationen die geforderten Zugfestigkeiten erreichten. Die höchste Zugfestigkeit der Chrom-Nickel-legierten Zusätze wurde mit dem Zusatzwerkstoff 316LMn und OE20/16L in Verbindung mit DC+ erzielt (R_m = 639 bzw. 641 MPa). Alle Schweißgüter zeigten eine ausreichende Bruchdehnung sowie eine Kerbschlagarbeit oberhalb der geforderten 27 J bei -196 °C. Der Versuch mit OE20/16L / AC erreichte die höchste Kerbschlagarbeit. Die laterale Breitung der Kerbschlagproben überstieg in allen Fällen den Mindestwert von 0,38 mm. Es wurde ein deutlicher Einfluss der Polarität festgestellt. DC+ -geschweißte Proben zeigten im Vergleich zu AC-geschweißten Proben höhere Zugfestigkeiten, jedoch eine geringere Kaltzähigkeit.

Der Nickelbasiszusatz S Ni 6276 führte zu den besten kombinierten Eigenschaften hinsichtlich Festigkeit, Duktilität und Tieftemperaturverhalten.

Nachfolgend sind die Sauerstoff- und Stickstoffmessungen ausgewählter Schweißungen dargestellt. Infolge der reduzierten Schutzwirkung durch eine Verringerung der Pulverschütthöhe konnte eine erhöhte Stickstoffaufnahme im Schweißgut erzielt werden (ca. 25 ppm), wie aus ON-Messungen ersichtlich war (Abbildung 5-5). Dies führte zu einer Zugfestigkeit von 625 MPa und einer Streckgrenze von 388 MPa, bei gleichbleibender Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit. Der Sauerstoff- bzw. Oxidanteil im Schweißgut hat ebenfalls einen Einfluss auf die Tieftaltzähigkeit. Für die Sauerstoffaufnahme sind verschiedene Faktoren wie die chemische Zusammensetzung des Pulvers, Lichtbogenlänge und Tropfengröße des Werkstoffübergangs relevant [154]. Es lässt sich erkennen, dass DC+ zu höheren Anteilen von Sauerstoff im Schweißgut führt.

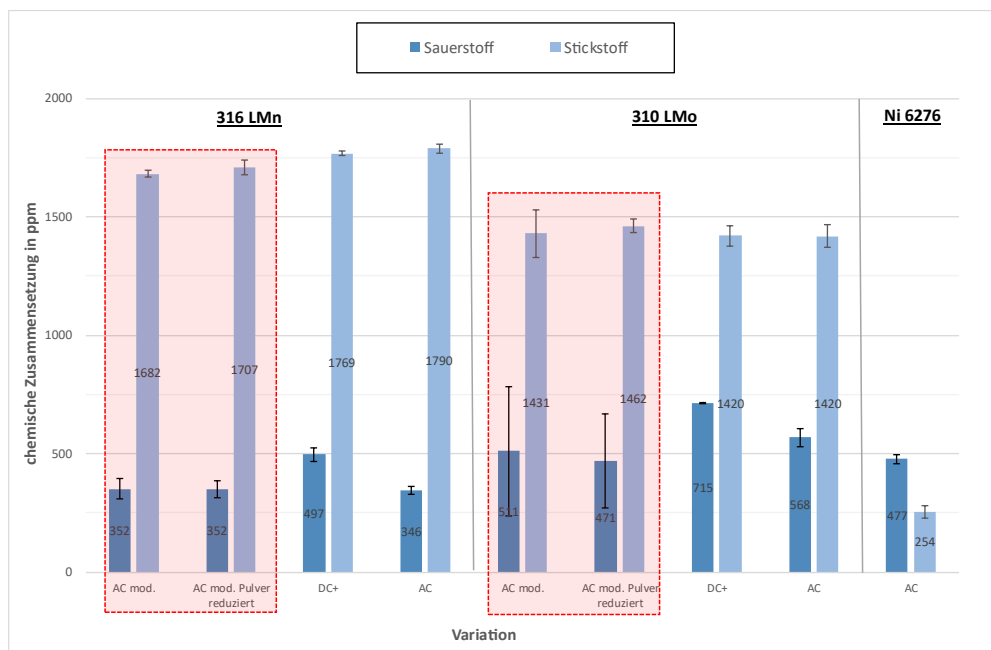


Abbildung 5-5: ON-Messungen der reinen Schweißgüter bei unterschiedlichen Versuchsreihen: 316LMn, 310LMo, Ni6276; Trägerschmelzextraktion; Probenmasse 0,3 – 0,5 g; n = 5 je Zustand; Mittelwert (±SD)

Die PVD-Beschichtung des Schweißzusatzwerkstoffs 316LMn mit Titanitrid (TiN) zeigte einen festigkeitssteigernden Effekt bei gleichzeitig leicht verbesserter Zähigkeit. TiN (120 min) erhöhte R_m auf 651 MPa, KV_2 auf 63 J und LB auf 0,64 mm. Es konnte eine erhöhte Stickstoffaufnahme von 45 ppm festgestellt werden. Durch die Reduzierung der Streckenenergie konnten moderate Verbesserungen der Festigkeitskennwerte ($\Delta R_m = +7$ MPa) erzielt werden. Allerdings ging dieser Effekt mit einem leichten Rückgang der Zähigkeit ($\Delta KV_2 = -18$ J, $\Delta LB = -0,08$ mm) einher, was die Gesamtbewertung der Maßnahme relativierte. Des Weiteren belegen die mechanischen Prüfungen,

dass ein nachgeschaltetes Lösungsglühen die Duktilität und Tieftemperaturzähigkeit signifikant verbessert. So steigt etwa die Bruchdehnung im Längzugversuch von 38 % auf 45 %, während gleichzeitig die Kerbschlagarbeit bei -196 °C im Schweißgut deutlich zunimmt. Auch die laterale Breitung verdoppelt sich nahezu, was auf eine verbesserte Zähigkeit hinweist. Allerdings geht die Wärmebehandlung mit einem moderaten Rückgang der Zugfestigkeit und Streckgrenze einher, sodass die angestrebte Festigkeit von 650 MPa nicht erreicht wird. Insgesamt stellt das Lösungsglühen eine sinnvolle Maßnahme dar, wenn die Anforderungen an Zähigkeit und Bruchverhalten im Vordergrund stehen.

- **Verbindungsschweißungen**

Nachfolgend werden die Ergebnisse der Verbindungsschweißungen thematisiert.

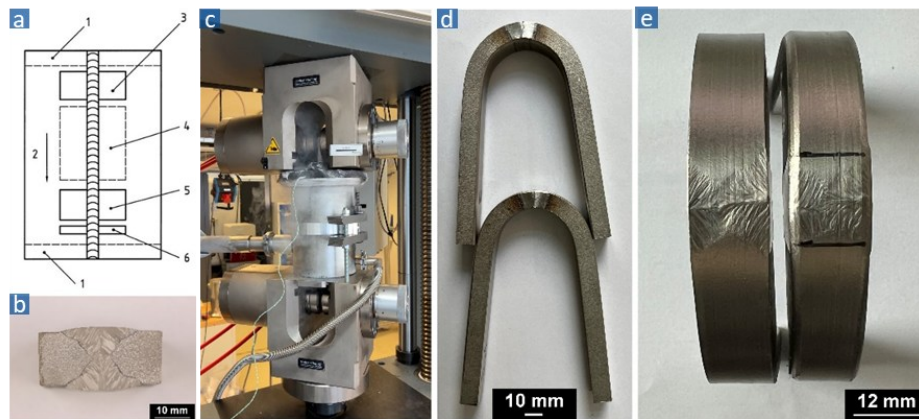


Abbildung 5-6: Probenübersicht vom geschweißten Blech (a), Makroschliff einer Verbindungsschweißung (b), Zugversuch (c) und kryogene Biegeversuche (d, e)

Querzugversuch und Biegeprüfung. Die Zugfestigkeitswerte der Querzugproben der Verbindung lagen jeweils oberhalb der geforderten 650 MPa mit Bruchlage im Schweißgut. Aufgrund der geringeren Festigkeiten des reinen Schweißgutes war dies zu erwarten. Die Schweißungen mit dem 316 LMn erreichten die höchsten Festigkeiten. Mit sinkender Prüftemperatur steigen die Zugfestigkeiten an und erreichen bei -165 °C Werte von bis zu 1146 MPa. Im Vergleich zu den Festigkeiten der reinen Schweißgüter wiesen die Ergebnisse der Verbindungsschweißungen deutlich höhere Werte auf. Dies ist durch die Aufmischung aus dem Grundwerkstoff erklärbar, welche zu einer Absenkung des Ferritanteils im Schweißgut führt. Beim Schweißen dickerer Bleche würde sich dieser Effekt relativieren, da es zur Annäherung an das reine Schweißgut kommt [110]. Das Verformungsverhalten der Proben ändert sich hierbei kaum. Alle Querbiegeproben der Versuchsreihe zeigten keine Unregelmäßigkeiten auf und erfüllten somit die 180° -Biegewinkelanforderung sowohl bei RT als auch bei -100 °C .

Tabelle 5-6: Übersicht der Ergebnisse aus dem Querkzugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen

Schweißung	RT	-100 °C	-165 °C	Versagensort
	R _m in N/mm ²	R _m in N/mm ²	R _m in N/mm ²	
VS2 (316LMn DC+)	696	948	1146	Schweißgut
VS5 (316LMn AC)	698	968	1127	Schweißgut
VS4 (310LMo DC+)	670	879	1036	Schweißgut
VS1 (310LMo AC)	670	905	1042	Schweißgut
VS6 (OE20/16 L DC+)	657	938	1031	Schweißgut
VS7 (OE20/16 L AC)	656	866	960	Schweißgut
VS3 (S Ni6276 /AC mod.)	665	-	-	Schweißgut

Kerbschlagbiegeversuch. Es wurden Proben aus verschiedenen Bereichen der Schweißverbindung bei einer Prüftemperatur von -196 °C untersucht. Die Prüfungen erfolgten gemäß ISO 9016 mit Charpy-V-Kerben. Untersucht wurden dabei das Schweißgut (SG), die Schmelzlinie (SL) sowie die Wärmeeinflusszone (WEZ). Die Proben im Schweißgutbereich erreichten Werte von 50 – 96 J und damit eine gute Zähigkeit bei Tieftemperatur. Auch die Proben im Bereich der Schmelzlinie wiesen gute Zähigkeiten auf und lagen über dem Mindestwert von 27 J. In der Wärmeeinflusszone zeigt sich bei allen Versuchen ein deutlicher Abfall der verbrauchten Kerbschlagarbeit. Die Proben erreichten lediglich Werte von 27- 43 J. Diese Ergebnisse weisen darauf hin, dass die WEZ deutlich versprödeter ist und somit ein potenzielles Risiko für Spröbruchverhalten bei tiefen Temperaturen darstellen kann. In weiteren Versuchen zeigte sich, dass mit abnehmender Streckenenergie die Zähigkeiten in der Wärmeeinflusszone reduziert werden. So zeigte sich im direkten Vergleich einer Schweißung mit 15 kJ/cm und 10 kJ/cm, dass sich die Zähigkeit von 40 J auf 30 J reduziert. Dies könnte auch die geringsten Zähigkeiten bei der Schweißung VS3 erklären, da hier mit einer geringeren Streckenenergie von 11 kJ/cm (im Vergleich zu bis zu 17 kJ/cm bei VS7) geschweißt wurde. Die Auswertung der Kerbschlagbiegeversuche bei -196 °C sind nachfolgend dargestellt.

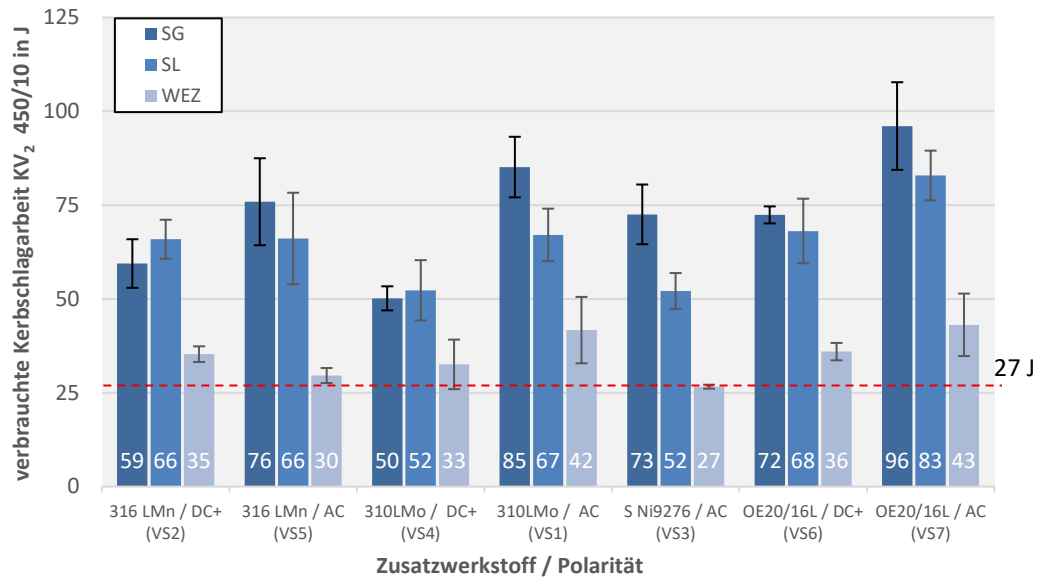


Abbildung 5-7: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs bei $T = -196\text{ °C}$; ISO 148-1; -196 °C ; Kerbpositionen SG/SL/WEZ; $n = 3$ je Position; Mittelwert ($\pm SD$)

Mikroskopische Betrachtung. In allen Schweißgütern (Bereich 1) lässt sich hauptsächlich dendritischer Austenit mit nur sehr geringen Anteilen an Deltaferrit feststellen. Im Übergangsbereich bzw. partiell angeschmolzene Zone PAZ lässt sich vermicularer (wurmformiger) Deltaferrit erkennen. Es wurde festgestellt, dass sich die Bereiche der Proben mit unterschiedlicher Polarität hinsichtlich der Breite der PAZ als auch geringfügig im Deltaferritanteil unterscheiden. Die Proben, welche mit DC+ geschweißt wurden, weisen eine schmalere PAZ und geringere Deltaferritanteile auf als die Proben, die mit AC geschweißt wurden. Die geringeren Deltaferritgehalte lassen sich durch den Effekt der geringeren Abkühlungsrate in Verbindung mit der hohen Wärmeerbringung im Schweißprozess erklären. Die durchschnittliche Temperatur in der Schweißzone bei AC kann im Vergleich zu DC+ niedriger sein, da die Wärmeauswirkungen auf das Werkstück durch die Umkehr des Stroms gemildert werden. Dieser Effekt der geringeren Abkühlungsrate könnte bewirken, dass der Deltaferrit mehr Zeit hat, sich in die Austenitphase umzuwandeln [77]. Die Bereiche neben der PAZ (Bereich 3) unterscheiden sich weder von der Korngröße noch vom Deltaferritgehalt gegenüber des Grundwerkstoffes. Das bedeutet, dass es hier durch das Schweißen ebenfalls zu keiner Kornvergrößerung gekommen ist. Somit stellt dies nicht die Ursache für die geringen Kerbschlagwerte in der WEZ bzw. die geringen lateralen Breitungen der Kerbschlagproben dar. Es lässt sich ein globulares austenitisches Gefüge mit geringem Anteil an Deltaferrit erkennen. Geprägt ist das Gefüge auch von einigen Zwillingen. Nachfolgend ist das Gefüge einer Schweißverbindung exemplarisch dargestellt.

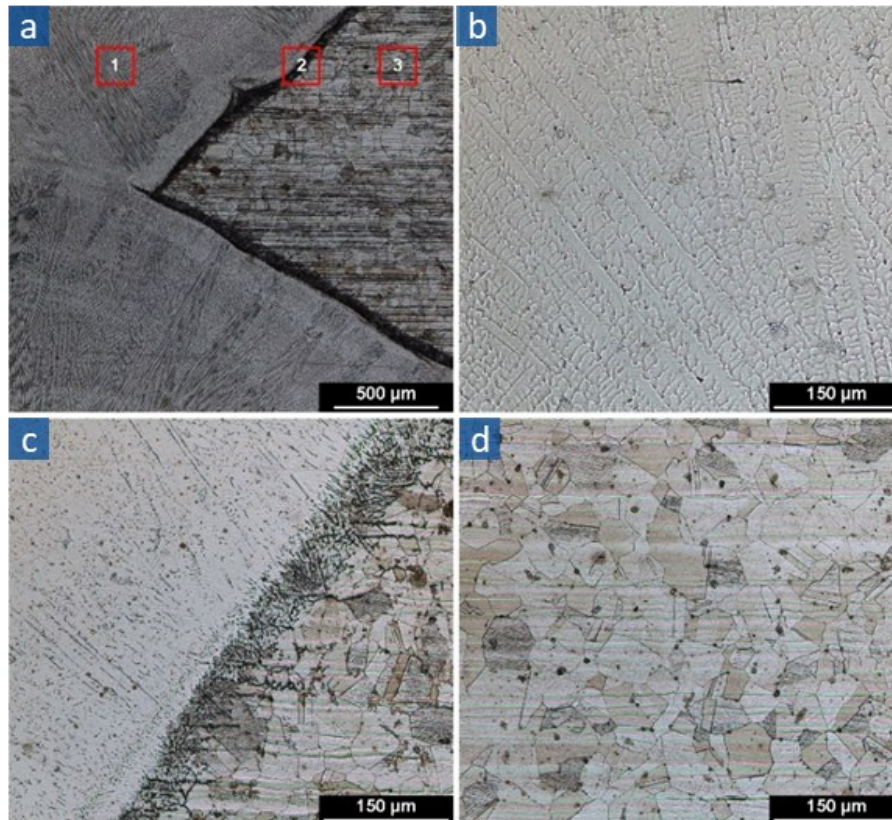


Abbildung 5-8: Mikroskopaufnahmen des Gefüges der Verbindung VS5 bzw. 316LMn / AC: Übersichtsaufnahme der Bereiche (a); Schweißgut (b); Übergangszone (c); WEZ/GW (d)

Härteprüfung. Auch hier konnte keine Eigenschaftsänderung in der WEZ festgestellt werden. Es werden Härtewerte von ca. 220 HV10 erreicht, welche dem Härteniveau des Grundwerkstoffs entsprechen. Unterschiede zwischen den Polaritäten AC und DC+ lassen sich ebenfalls nicht erkennen. Auffällig dagegen ist das unterschiedliche Härteniveau der Schweißgüter. Exemplarisch sind zwei Härteverläufe in [Abbildung 5-9](#) dargestellt. Die Schweißungen mit dem Draht 316LMn ergaben Härtewerte von ca. 180 HV10, wohingegen die Schweißungen mit dem Draht 310LMo Härtewerte von ca. 160 HV10 erreichen. Dies korreliert allerdings auch mit den unterschiedlichen Festigkeiten der jeweiligen Schweißgüter. Eine Härteprüfung der Verbindungsschweißung ergab die dargestellten Ergebnisse.

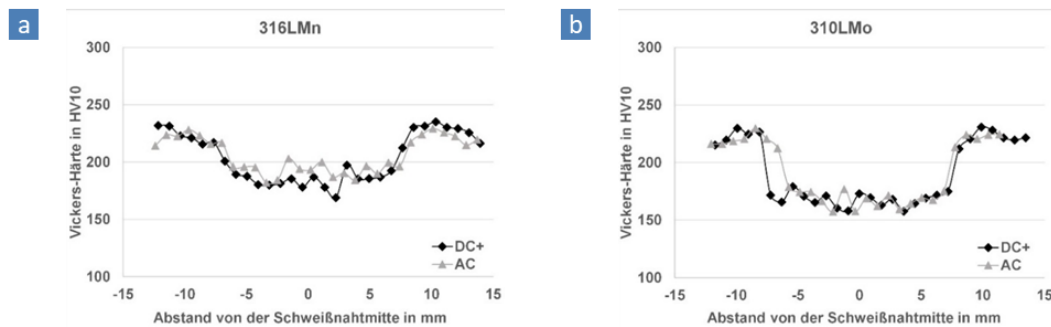


Abbildung 5-9: Härteverläufe der Verbindungsschweißungen der unterschiedlichen Schweißgüter in Abhängigkeit der Polarität: 316LMn (a) und 310LMo (b); HV10; Einzelmesspunkte im Abstand 1,0 mm über den Nahtquerschnitt; Darstellung als Einzelwerte

Zusammenfassung der Untersuchungen. Der Fokus lag auf der Analyse der mechanischen Eigenschaften reiner Schweißgüter sowie der Bewertung der Nahtintegrität von Verbindungsschweißungen. Zum Einsatz kamen vier Zusatzwerkstoffe (ER316LMn, ER310LMo, OE20/16L und der Nickelbasisdraht S Ni 6276) sowie drei verschiedene Stromarten (DC+, AC, AC modifiziert). Die Proben wurden gemäß den Richtlinien von DNV und DIN EN ISO 15614-1 vorbereitet und geprüft. Dabei erfolgten Zugversuche, Härteprüfungen und Kerbschlagbiegeprüfungen bei bis zu -196°C sowie Verbindungstests mit Querzug- und Biegeversuchen bei Temperaturen bis -165°C . Die reinen Schweißgüter erreichten in einzelnen Fällen nicht die geforderte Zugfestigkeit von $>650\text{ MPa}$. Die höchste Zugfestigkeit (639 MPa bzw. 641 MPa) wurde mit 316LMn und OE20/16L bei DC+ erzielt. Alle untersuchten Kombinationen erfüllten jedoch die Anforderungen an Dehnung, Kerbschlagzähigkeit und laterale Breitung der Bruchfläche. Die beste Kombination aus Festigkeit, Duktilität und Tieftemperaturverhalten zeigte der Nickelbasisdraht. Zur gezielten Optimierung wurden drei Maßnahmen untersucht: die Reduzierung der Pulverschütthöhe zur Erhöhung des Stickstoffgehalts, eine Drahtbeschichtung mittels TiN zur Verbesserung der Festigkeit und Zähigkeit, sowie die Reduzierung der Streckenenergie. Alle Ansätze zeigten positive Wirkungen auf die mechanischen Kennwerte. Ergänzend konnte durch eine nachgeschaltete Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen) die Zähigkeit weiter gesteigert werden.

Die Verbindungsschweißungen erfüllten durchweg die geforderten mechanischen Mindestwerte von 27 J. Besonders der Zusatzwerkstoff 316LMn zeigte hohe Festigkeiten bis 1146 MPa bei -165°C . Die Bruchlagen befanden sich jeweils im Schweißgut. Metallographisch wurden überwiegend dendritischer Austenit und geringe Deltaferritanteile nachgewiesen, ohne Kornvergrößerung in der Wärmeeinflusszone. Insgesamt konnte gezeigt werden, dass durch geeignete Werkstoff- und Prozessauswahl leistungsfähige, normkonforme Verbindungen realisierbar sind.

5.2 Untersuchungen zum Metallschutzgasschweißen

Der Fokus wird hier auf die Untersuchungen der Schweißgüter gelegt, da dieser nicht nur die geforderte Tieftemperaturzähigkeit, sondern auch die Festigkeit des Grundwerkstoffs sicherstellen soll. Im Folgenden wird dargestellt, wie sich durch gezielte Modifikationen beim MSG-Schweißen, insbesondere hinsichtlich Schutzgaszusammensetzungen und Drahtzusammensetzungen, eine an den Grundwerkstoff angegliche Festigkeit im Schweißgut realisieren lässt. Die Ergebnisse sind bereits teilweise in [152] und [155] veröffentlicht worden.

5.2.1 Versuchsplanung und -durchführung

Untersuchung von Gasvariation. Ein wesentlicher Fokus der Qualifikation des MSG-Schweißens für diese Stahlgüte liegt insbesondere auf den verwendeten Schutzgasen. Berücksichtigt werden neben dem empfohlenen Schutzgas M12 auch M14 sowie adaptierte Varianten dieser Schutzgase. Hierzu wurden Stickstoffdotierungen der standardmäßigen Zusammensetzung in Betracht gezogen. Ziel dieser Dotierung war eine Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes infolge des erhöhten Stickstoffgehaltes bei gleichzeitigem Ausschluss negativer Einflüsse auf das Gefüge gegenüber dem Ausgangszustand. Für die Untersuchungen sind dazu speziell angefertigte Gase vom Typ M12 mit 4 % Stickstoffdotierung sowie M14 mit 5 % bzw. 6 % Stickstoffdotierung verwendet worden. Die der Arbeit zu Grunde liegenden verwendeten Stickstoffgehalte wurden in Voruntersuchungen evaluiert, auf die hier nicht weiter eingegangen werden soll. Es zeigte sich mit Erhöhung des Stickstoffgehaltes eine Zulegierung und eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, wie nachfolgend dargestellt.

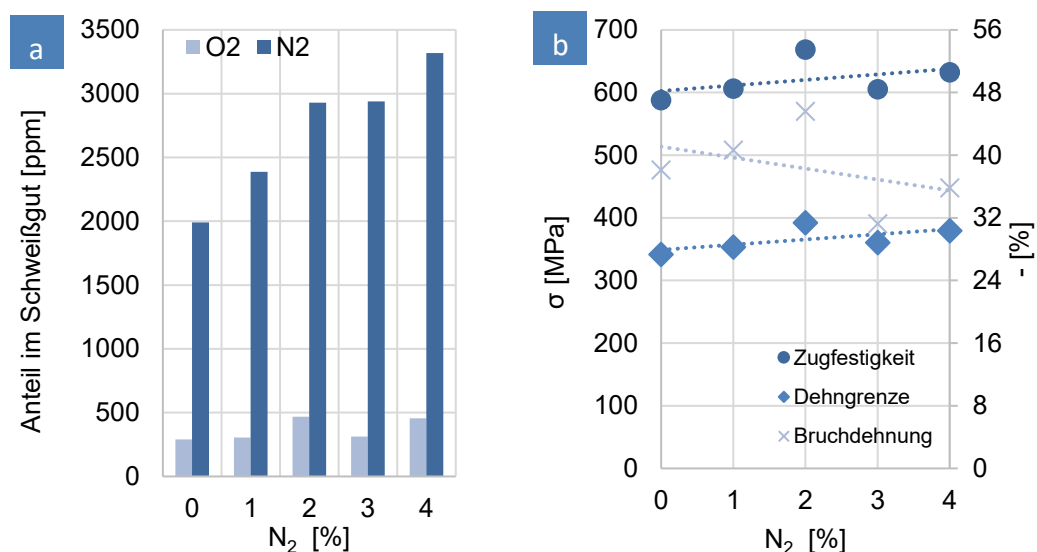


Abbildung 5-10: ON-Anteil des mit M12 und den dotierten Varianten geschweißtem Schweißgut (a); mechanisch-technologische Eigenschaften in Abhängigkeit der Dotierung (b)

Bei OES- Untersuchungen wurde außerdem festgestellt, dass Stickstoff scheinbar ein stärker oxidierendes und vor allem nitrierendes Reaktionsklima aufweist. Chrom, Mangan und Silizium sind primäre Reaktionspartner von Stickstoff und Sauerstoff. Ihr Gehalt sinkt mit zunehmenden Stickstoffgehalt im Schutzgas. Der Nickelgehalt steigt leicht an.

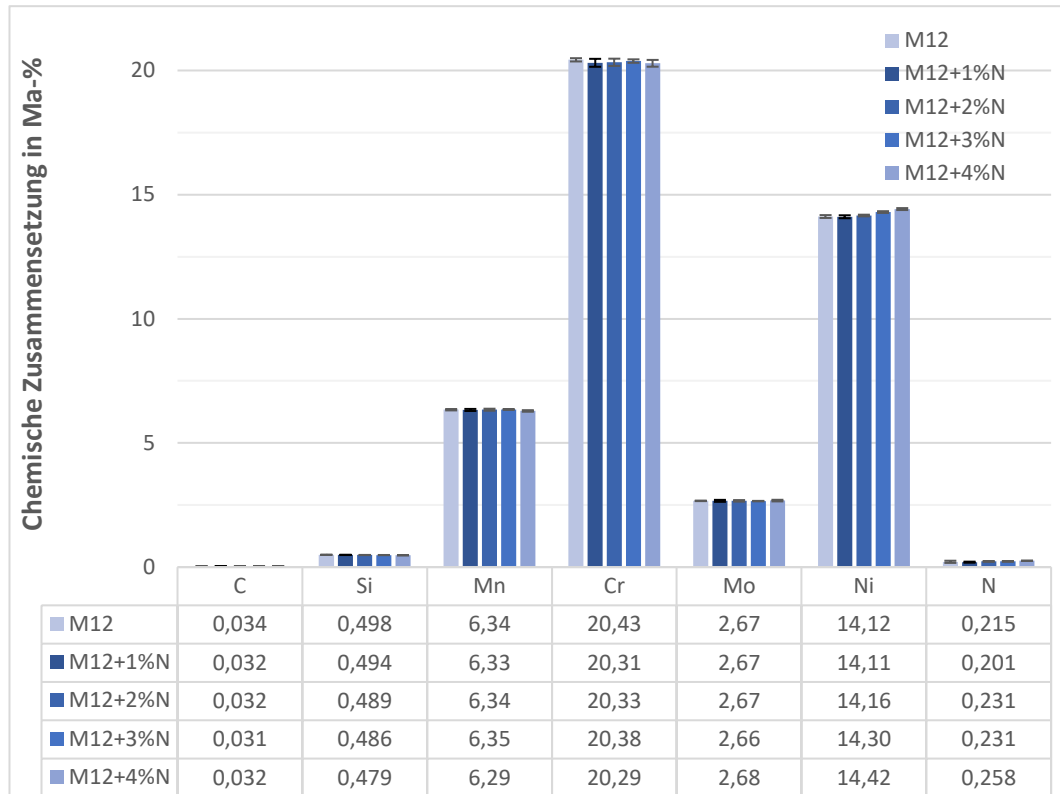


Abbildung 5-11: chemische Analyse (OES) der Schweißgüter in Abhängigkeit der Dotierung

Untersuchung einer Drahtbeschichtung. Auf Basis einer Evaluierung möglicher Beschichtungselemente, auf Grund von Eigenschaften als Legierungsbeigabe dieser Elemente und aus vorherigen Erfahrungswerten für die PVD-Dünnschichtbeschichtung, wurden Beschichtungszeiten für die Elemente von 60 min bis zu 240 min gewählt. Auf dieser Grundlage wurden die Dünnschichtbeschichtungen mit dem bei allen Versuchen gleichbleibenden Zusatzwerkstoff 316 LMn durchgeführt. [Tabelle 5-7](#) zeigt die Beschichtungselemente, die Beschichtungsdauer, die Beschichtungsstärke und die geschätzte Änderung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes. Außerdem ist der vorgesehene Verfestigungsmechanismus für das Schweißgut angegeben.

Tabelle 5-7: Beschichtungselemente, Beschichtungsdauer, Beschichtungsstärke und die geschätzte Änderung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes

Element	Dauer in min	Dicke in μm	Erwartete Änderung in Ma-%	Erwarteter Mechanismus
Ni	60	2,9	1,10	Mischkristallverfestigung
TiN	120	4,6	1,02	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung, Stabilisierung des Austenits
TiN	180	5,9	1,31	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung, Stabilisierung des Austenits
Nb	180	1,6	0,58	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung
Nb	240	3,6	1,31	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung
Ti	180	1,6	0,30	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung
Ti	240	2,6	0,50	Kornfeinung, Mischkristallverfestigung

5.2.2 Ergebnisse und Auswertung

- **Untersuchung der Gasvariationen**

Mikroskopische und makroskopische Untersuchung. Es wurde festgestellt, dass es beim Schweißen der Werkstoffkombination mit den angepassten Schutzgasen keine signifikanten Unterschiede im Schweißprozess gibt. Diesbezüglich wird eine metallographische Untersuchung der entstandenen Schweißnähte durchgeführt. Die Proben sind mit V2A-Beize geätzt, wodurch die Korngrenzen sichtbar gemacht werden können. Der austenitische Grundwerkstoff ist im unteren linken Bildteil deutlich zu erkennen, ebenso wie das Erstarrungsgefüge des Schweißgutes im oberen rechten Bildteil. Beide Bereiche sind durch eine schmalbandige Fügezone getrennt.

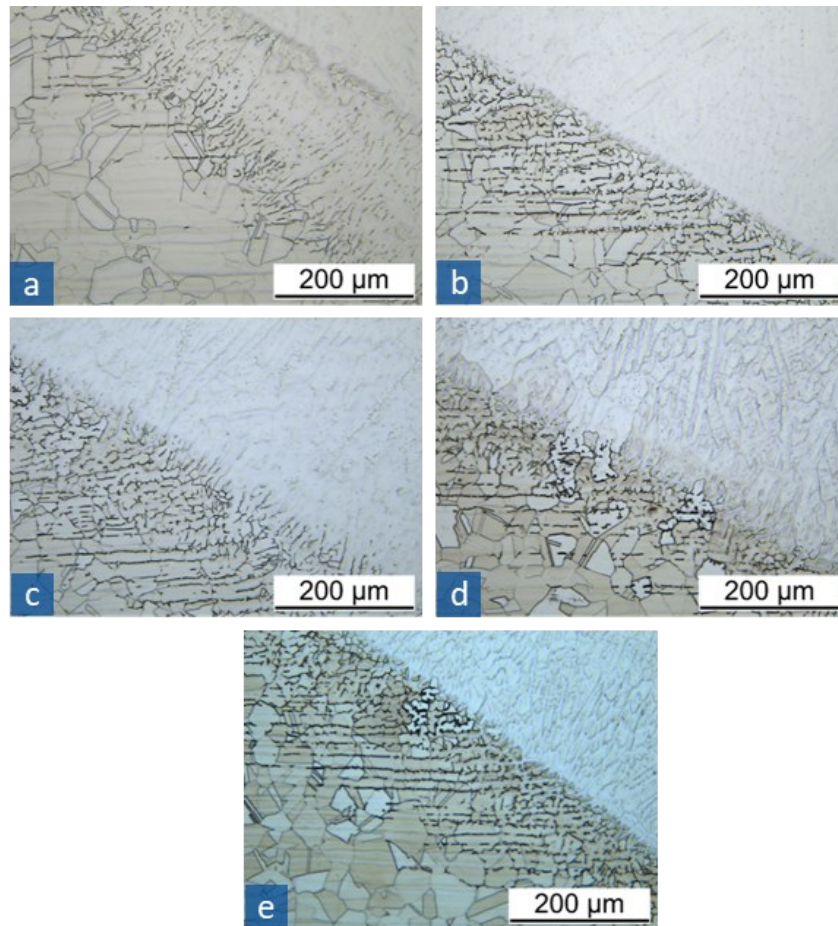


Abbildung 5-12: V2A-Ätzung der Schweißverbindungen, Grundwerkstoff im unteren linken Bildausschnitt und Schweißgut im oberen rechten Bildausschnitt; M12-Referenz (a), M12 + 4 % N₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N₂ (d), M14 + 6 % N₂ (e)

In der Umgebung der Fügezone lassen sich bei allen fünf Schutzgasvarianten Ausscheidungen nachweisen. Die Breite der Ausscheidungen variiert nicht signifikant zwischen den verschiedenen Proben. Grundsätzlich ist eine Ausrichtung der Ausscheidungen zur Walzrichtung zu erkennen. In der Fügezone ist bei der metallographischen Betrachtung kein offensichtlicher Unterschied zwischen den Schweißnähten zu erkennen. Die Breite des Bereichs variiert leicht in Abhängigkeit von der Lage innerhalb der Schweißnaht. Signifikante Unterschiede in der Breite sind jedoch nicht erkennbar. Der thermische Einfluss auf das Gefüge des Grundwerkstoffs ist vernachlässigbar. Für die weitere metallografische Analyse der Schweißnähte wird das Schweißgut in diesem Zusammenhang mit einem DIC-Filter betrachtet. Die Orientierung der Säulenkristalle hebt sich deutlich ab und zeigt deutlich das Kristallwachstum. LOM-Untersuchungen zeigten vergleichbare dendritische Morphologie. Unterschiede waren im LOM nicht trennscharf erkennbar.

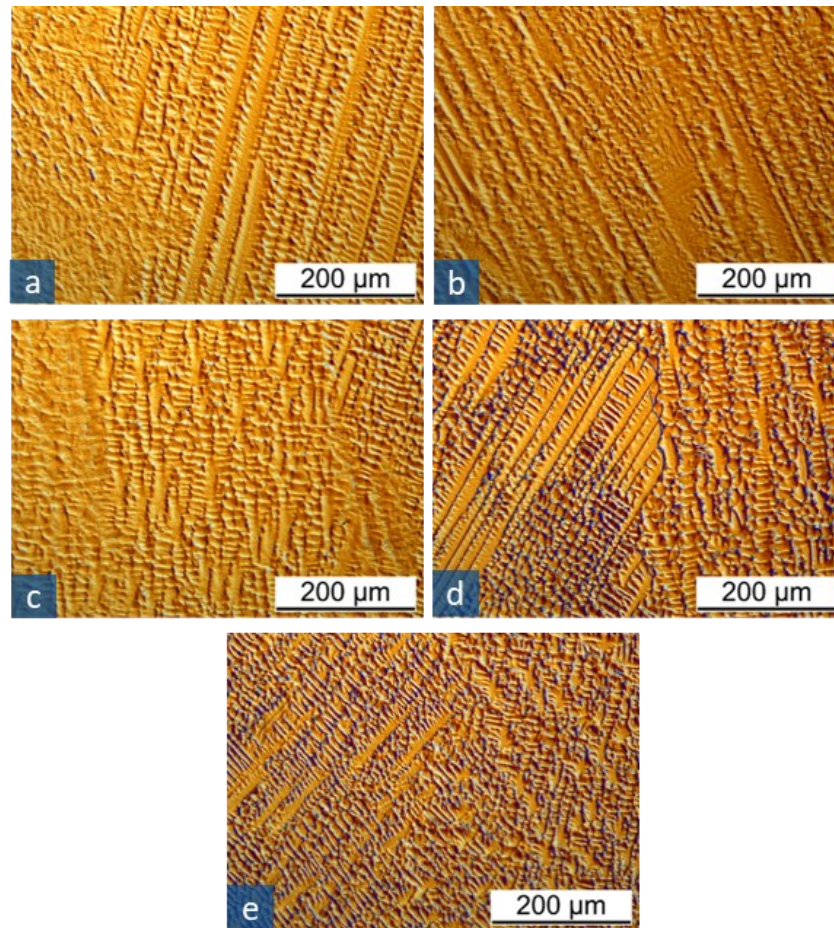


Abbildung 5-13: V2A-Ätzung der Schweißgüter mit DIC-Filter; M12-Referenz (a), M12 + 4 % N₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N₂ (d), M14 + 6 % N₂ (e)

Das Erstarrungsgefüge ist deutlich sichtbar. Zur Bestimmung der Größe der einzelnen Kristalle wurde eine Farbätzung mit Beraha II durchgeführt. Durch die Ätzung ergeben sich aufgrund des Lichteinfalls und der Ausrichtung der einzelnen Kristalle unterschiedliche Farben, die eine eindeutige Identifizierung der Kristalle ermöglichen. Dadurch lassen sich die jeweiligen Kristalle in geeigneter Weise voneinander unterscheiden. Signifikante Größenunterschiede können jedoch nicht festgestellt werden. Für alle Proben lässt sich das erwartete Kristallwachstum von der Fügezone bis zur Schweißnahtoberfläche nachweisen.

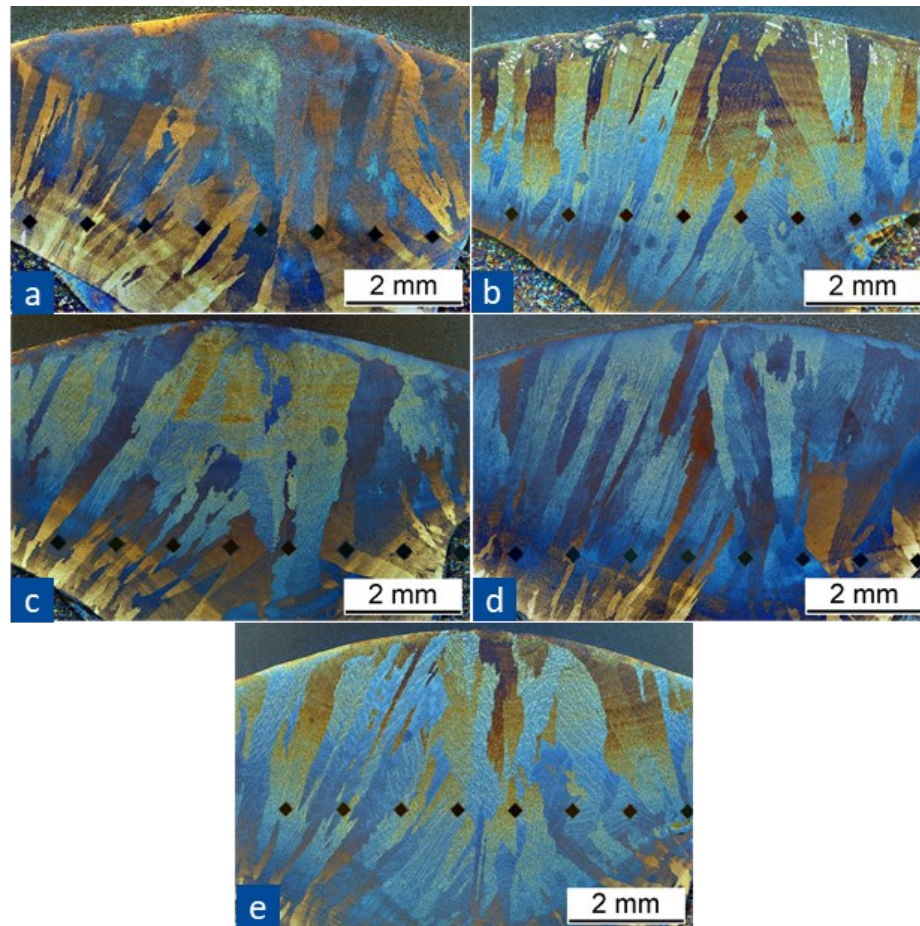


Abbildung 5-14: Beraha II-Ätzung der Schweißverbindungen; M12-Referenz (a), M12 + 4 % N₂ (b), M14-Referenz (c), M14 + 5 % N₂ (d), M14 + 6 % N₂ (e)

Ferritgehalt. Zur Bestimmung des Ferritgehaltes der Proben wird die Oberfläche der Schweißnaht mit einem FISCHERSCOPE MMS rasterförmig abgetastet. Dies ermöglicht eine gezielte Zuordnung der Messwerte zu den charakteristischen Bereichen der Schweißnaht und des Grundwerkstoffs. Die Schweißnähte der Referenzgase M12 und M14 weisen Ferritgehalte von bis zu 2,5 % auf. Die Durchschnittswerte liegen bei 1,4 bis 1,8 %. Darüber hinaus ist eine deutliche Streuung zu beobachten. Mit den stickstoffdotierten Schutzgasen können Ferritgehalte von etwa 0,5 % erreicht werden. Die Messwerte zeigen deutlich, dass bei Verwendung der undotierten Referenzgase ein deutlich höherer Ferritgehalt nachgewiesen werden kann.

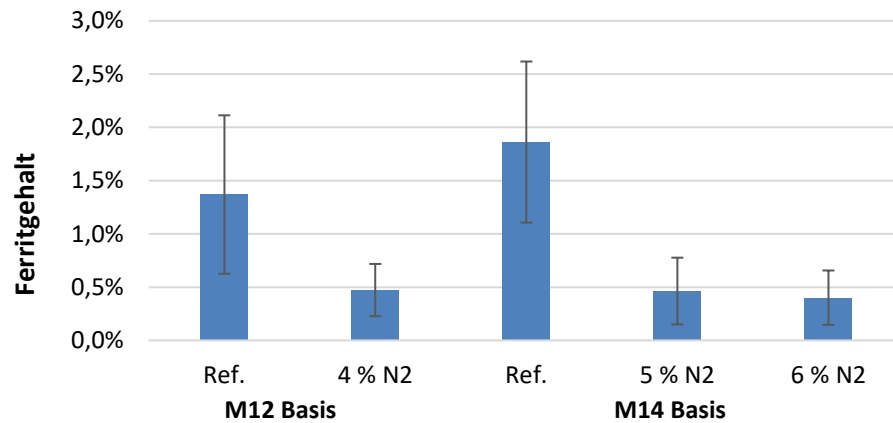


Abbildung 5-15: Gemessener Ferritgehalt in austenitischer Schweißverbindung; Ferritmessung FISCHERSCOPE MMS; Messraster an der Nahtoberseite; Mittelwert ($\pm$ SD)

Die gemessenen Werte sind im Schweißgut tendenziell höher als in der Fügezone. Der Einfluss von Stickstoff auf den Austenit- und Ferritgehalt im Gefüge stimmt mit der Literatur überein.

Härteprüfung. Die Härte der Schweißnähte wurde in einem Abstand von etwa 1,5 mm zur Blechoberseite über den gesamten Querschnitt der Schweißnaht untersucht. Der Abstand zwischen den einzelnen Messpunkten wurde mit 1 mm gewählt. Die daraus resultierenden äquidistanten Härtemessungen zeigen, dass in der Mitte des Schweißgutes ein leichter Abfall der Härtewerte zu verzeichnen ist. In den äußeren Bereichen erreicht die Härte annähernd die Werte des Grundwerkstoffs von etwa 210 bis 230 HV10.

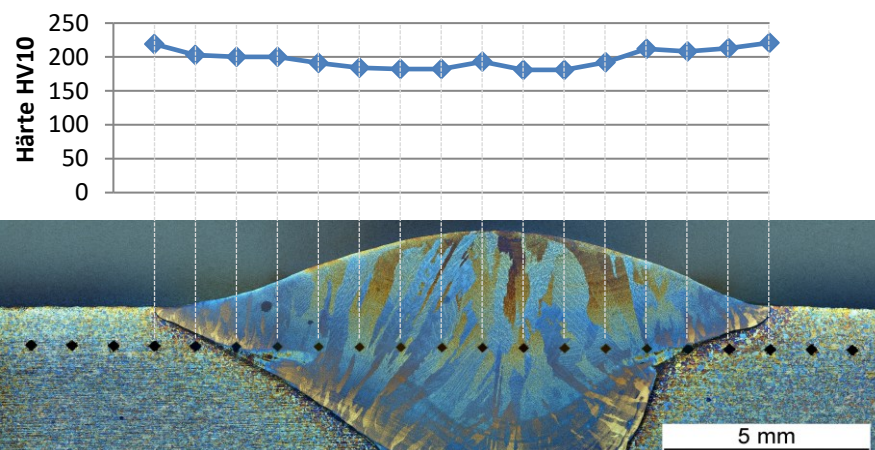


Abbildung 5-16: Positionierung der Reihenmessung der Härte über die Schweißnaht

Es wird ein Mittelwert der Härtemessungen im Schweißgut berechnet. Im undotierten Zustand ergibt sich bei Verwendung des Schutzgases M12 oder M14 eine Härte im Schweißgut von etwa 170 HV10. Die Differenz zwischen den beiden Messwerten liegt innerhalb der Streubreite der jeweiligen

Messreihe. Bei den dotierten Schutzgasen ist ein deutlicher Anstieg der erreichbaren Härte im Schweißgut zu erkennen. Beim M12 kann bei einem Stickstoffgehalt von 4 % eine Härte von etwa 185 HV10 erreicht werden. Beim M14 können bei 5 % Dotierung über 180 HV10 und bei 6 % N₂-Dotierung über 185 HV10 erreicht werden.

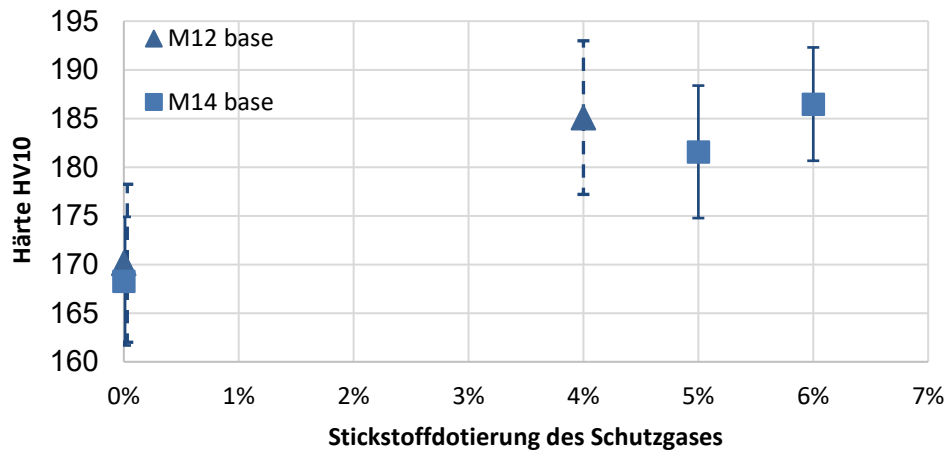


Abbildung 5-17: Gemittelte Härte HV10 im Schweißgut in Abhängigkeit des Schutzgases; Mittelwert ($\pm$ SD)

Es lässt sich ein deutlicher Zusammenhang zwischen dem Stickstoffgehalt im Schutzgas und der erreichten Härte nachweisen. Im Ergebnis wird durch die Stickstoffdotierung die Härte des Grundwerkstoffs nahezu angenähert. Im Hinblick auf die Festigkeit der Schweißverbindung kann aufgrund der gemessenen Härtewerte von einer Festigkeitssteigerung ausgegangen werden.

Kerbschlagbiegeversuch. In diesem Abschnitt werden KV-Werte teils als J/cm² ausgewiesen. Für Vollproben entspricht KV₂ [J] dem Produkt KV [J/cm²] × Ligamentfläche [cm²] (bei 10 × 10 mm ≈ 0,8 cm²). Der Kerb befindet sich zunächst in der Mitte des Schweißgutes. Während die Anforderungen nach Normen und Richtlinien mit einem Minimum von 34 J/cm² (27 J) bei -196 °C angegeben sind, lässt sich aus den Messwerten ableiten, dass diese Mindestanforderungen insgesamt eingehalten wurden. Die Kerbschlagzähigkeit der mit M12-Schutzgas verarbeiteten Schweißverbindungen bleibt bei -60 °C nahezu konstant und steigt von etwa 180 J/cm² im Ausgangszustand auf etwa 185 J/cm² im stickstoffdotierten Zustand. Bei -196 °C ist im Vergleich dazu ein deutlicher Rückgang von etwa 120 J/cm² auf 80 J/cm² zu beobachten. Eine ähnliche Charakteristik lässt sich für die M14-Schutzgasvarianten feststellen. Während bei -60 °C unabhängig von der Stickstoffdotierung eine annähernd konstante Schlagzähigkeit von etwa 170 bis 175 J/cm² gemessen wird, sinken diese Werte bei -196 °C von etwa 110 J/cm² auf etwa 80 J/cm² bei 5 % bzw. 75 J/cm² bei 6 % Stickstoffdotierung.

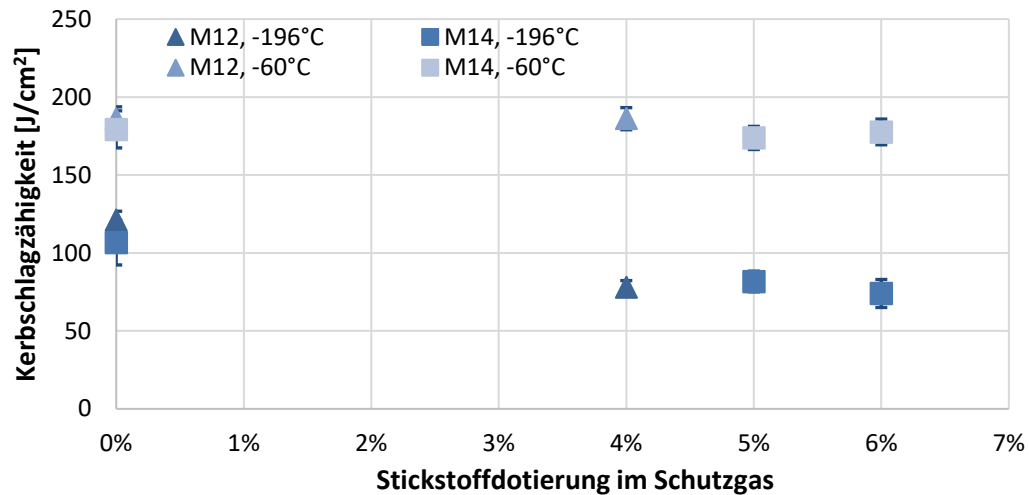


Abbildung 5-18: Gemessene Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit der Stickstoffdotierung im Schutzgas; ISO 148-1; Kerbposition SG; Prüftemperaturen -60 °C und -196 °C ; $n = 3$ je Zustand; Mittelwert ($\pm$ SD). Hinweis: KV-Werte (J/cm^2) auf KV_2 [J] umrechenbar (Fläche = $0,8\text{ cm}^2$)

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Nutzung eines Schutzgases mit Stickstoffdotierung zu einer Festigkeitserhöhung führt, ohne dass die Zähigkeit unzulässig stark reduziert wird.

- **Untersuchungen der Drahtbeschichtungen**

Mikroskopische und makroskopische Untersuchung. Es erfolgte eine metallographische Untersuchung der resultierenden Schweißnähte. Die [Abbildung 5-19](#) zeigt einen Querschliff der mit Schutzgas M12 und unbeschichtetem Zusatzwerkstoff hergestellte Schweißverbindung. Die Erstarrungsstruktur weist klar erkennbar Dendriten auf. Erwartungsgemäß bilden sich die Dendriten ausgehend von der Verbindungszone bis hin zur Mitte der Schweißnaht. [Abbildung 5-20](#) veranschaulicht die Mikrostrukturen der Schweißverbindungen mit den unterschiedlich beschichteten Zusatzwerkstoffen. Die Orientierung der Dendriten ist klar erkennbar und verdeutlicht das Kristallwachstum. LOM-Untersuchungen zeigten vergleichbare dendritische Morphologie. Schichtbedingte Unterschiede waren im LOM nicht trennscharf erkennbar.

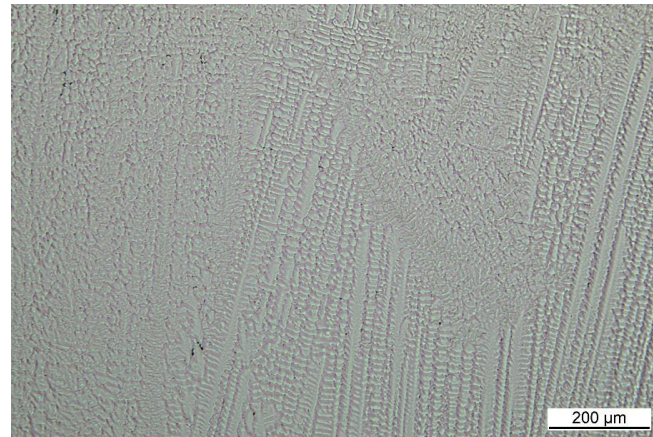


Abbildung 5-19: LOM-Aufnahme an einem Querschliff des Referenzschweißgutes

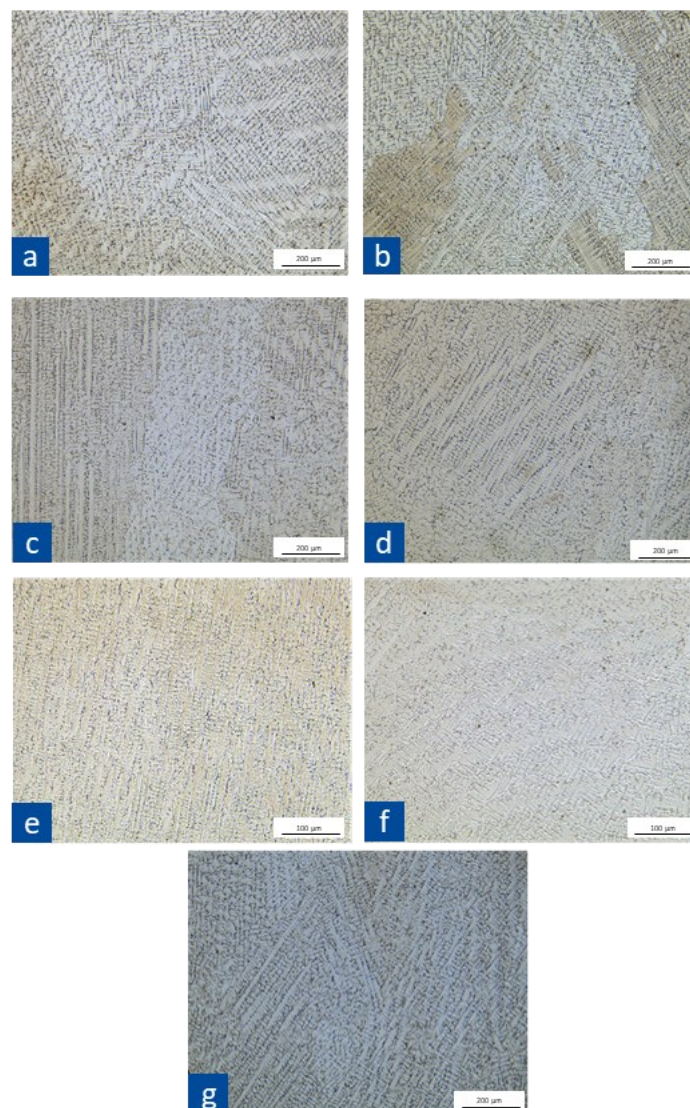


Abbildung 5-20: Querschliffe der angepassten Schweißgüter; 60 min Ni (a), 120 min TiN (b), 180 min TiN (c), 180 min Nb (d), 240 min Nb (e), 180 min Ti (f), 240 min Ti (g)

Zur Bestimmung der Größe der einzelnen Kristalle wurden makroskopische Aufnahmen angefertigt. Durch das Ätzen entstehen aufgrund des Lichteinfalls und der Orientierung der Kristalle unterschiedliche Farbnuancen, die eine eindeutige Identifizierung der Kristalle ermöglichen. Auf diese Weise lassen sich die jeweiligen Kristalle klar voneinander abgrenzen, wie in [Abbildung 5-21](#) dargestellt. Es können jedoch keine signifikanten Größenunterschiede festgestellt werden. In allen Proben ist das erwartete Kristallwachstum von der Verbindungszone bis zur Oberfläche der Schweißnaht erkennbar.

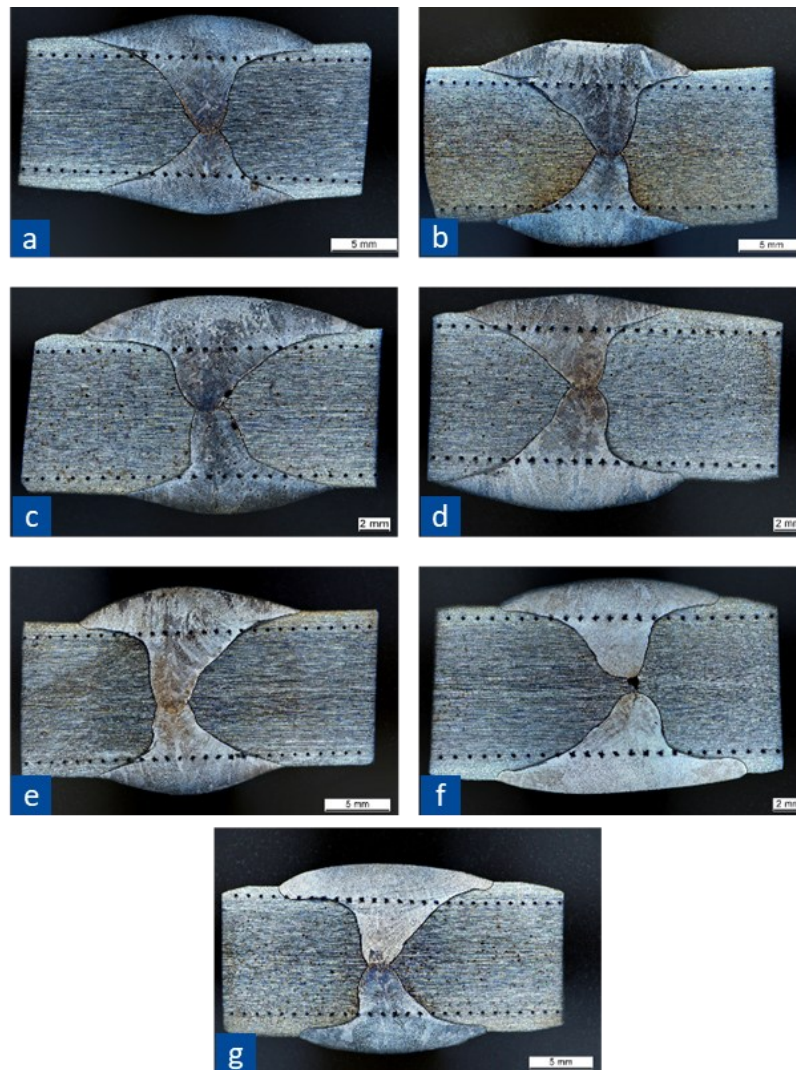


Abbildung 5-21: Makroschliffe der Verbindungsschweißungen mit angepassten Drähten; 60 min Ni (a), 120 min TiN (b), 180 min TiN (c), 180 min Nb (d), 240 min Nb (e), 180 min Ti (f), 240 min Ti (g)

Kerbschlagbiegeversuch. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in [Tabelle 5-8](#) zusammengefasst. Die Resultate zeigen, dass die mit Titanitrid beschichteten Proben die höchsten Kerbschlagarbeiten aufweisen, insbesondere bei einer Beschichtungszeit von 120 Minuten (vgl. [Tabelle 5-8](#)). Die mittlere Kerbschlagarbeit dieser Proben betrug etwa 113,5 J/cm² und lag damit deutlich über den Werten der anderen Beschichtungselemente. Im Vergleich dazu wiesen die mit Nickel beschichteten Proben eine deutlich geringere Kerbschlagarbeit auf. Nach einer Beschichtungszeit von 60 Minuten lagen die Mittelwerte bei rund 56,0 J/cm². Dies verdeutlicht, dass Nickel unter den untersuchten Bedingungen weniger geeignet ist, um die Zähigkeit der Proben zu erhöhen. Ein weiterer wesentlicher Befund betrifft den Einfluss der Beschichtungszeit. Es zeigte sich, dass eine längere Beschichtungsdauer nicht zwangsläufig zu einer höheren Zähigkeit führt. So erreichten die mit TiN beschichteten Proben nach 180 Minuten geringere Werte (85,5 J/cm²) als nach 120 Minuten. Ein ähnliches Verhalten konnte bei den mit Niob beschichteten Proben festgestellt werden, bei denen eine Verlängerung der Beschichtungszeit von 180 auf 240 Minuten ebenfalls zu einem leichten Rückgang der Zähigkeit führte. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass für jedes Beschichtungselement eine optimale Beschichtungszeit existiert, bei der die maximale Kerbschlagzähigkeit erzielt wird. Eine zu lange Beschichtungsdauer kann möglicherweise zu Überlagerungen innerhalb der Schicht führen, die die innere Gefügestruktur negativ beeinflussen und damit die Zähigkeit mindern. Die deutlichen Unterschiede zwischen den Beschichtungselementen unterstreichen die Bedeutung einer gezielten Auswahl des Beschichtungsmaterials in Abhängigkeit von den spezifischen Einsatzbedingungen. Während TiN sich als besonders vielversprechend herausgestellt hat, sind die Ergebnisse für Nickel und Niob eher als moderat einzustufen, was deren Eignung für Anwendungen unter extremen Bedingungen einschränken könnte.

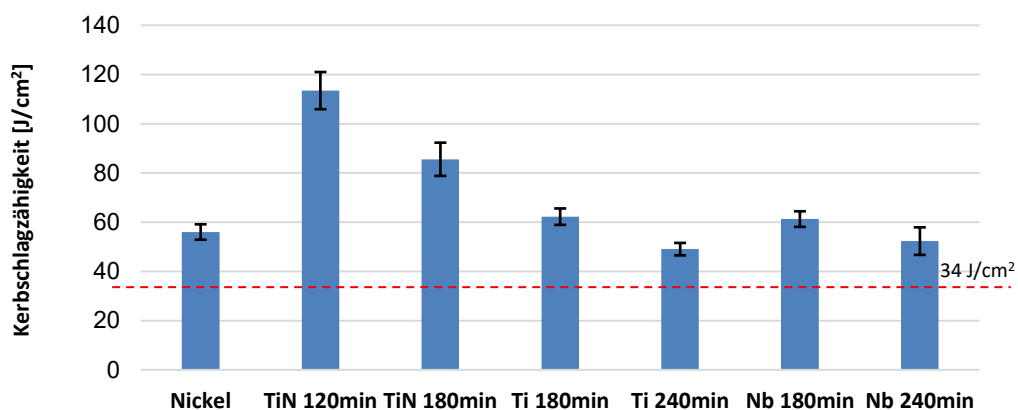


Abbildung 5-22: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs in Abhängigkeit der verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten; ISO 148-1; -196 °C; Kerbposition SG; n = 3; Mittelwert (±SD)

Tabelle 5-8: Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit der verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten

Beschichtung	Ni (60 min)	TiN (120 min)	TiN (180 min)	Nb (180 min)	Nb (240 min)	Ti (180 min)	Ti (240 min)
Zähigkeit in J/cm ² bei -196 °C	56,0	113,5	85,5	61,3	52,3	62,2	49,0

Vergleich der lateralen Breitung. Die Ergebnisse zur lateralen Breitung der untersuchten Proben nach den Kerbschlagbiegeversuchen zeigen deutliche Unterschiede im Verformungsverhalten in Abhängigkeit von den eingesetzten Beschichtungselementen und Beschichtungszeiten. Eine Übersicht der Messergebnisse ist in [Tabelle 5-9](#) dargestellt.

Tabelle 5-9: Durchschnittswerte der lateralen Breitung

Beschichtung	Ni (60 min)	TiN (120 min)	TiN (180 min)	Nb (180 min)	Nb (240 min)	Ti (180 min)	Ti (240 min)
Laterale Breitung in mm	0,57	1,09	0,83	0,56	0,53	0,55	0,44

Die mit Nickel für 60 Minuten beschichteten Proben, weisen eine geringe laterale Breitung auf. Die Werte liegen im Bereich von 0,51 mm bis 0,65 mm. Es zeigt, dass Nickel zwar eine gewisse Verformung zulässt, im Vergleich zu anderen Beschichtungen jedoch nur begrenzt zur Erhöhung der Zähigkeit beiträgt.

Die mit Titannitrid beschichteten Proben zeigen demgegenüber eine deutlich höhere laterale Breitung, insbesondere bei längeren Beschichtungszeiten. Bei einer Beschichtungszeit von 120 Minuten erreichen die Proben Breiten von 1,06 mm bis 1,11 mm. Dies verdeutlicht, dass TiN eine erhebliche Verbesserung der Umformbarkeit bewirkt. Bei einer Verlängerung der Beschichtungszeit auf 180 Minuten reduziert sich die laterale Breitung jedoch leicht auf Werte zwischen 0,76 mm und 0,89 mm. Dies könnte darauf hindeuten, dass eine längere TiN-Beschichtung zu einer erhöhten Sprödigkeit führt, welche die Verformbarkeit verringert.

Ein ähnliches Verhalten wurde bei den mit Niob beschichteten Proben festgestellt. Nach 180 Minuten Beschichtungszeit lag die laterale Breitung im Bereich von 0,51 mm bis 0,62 mm. Eine Verlängerung der Beschichtungszeit auf 240 Minuten führte jedoch zu keiner Verbesserung, vielmehr sanken die Werte auf 0,40 mm bis 0,59 mm. Dies weist ebenfalls auf eine zunehmende Sprödigkeit bei längerer Beschichtungsdauer hin.

Die mit Titan beschichteten Proben zeigen ein moderates Verhalten. Nach 180 Minuten Beschichtungszeit wurde eine laterale Breitung von 0,50 mm bis 0,61 mm gemessen. Bei einer

Verlängerung der Beschichtungszeit auf 240 Minuten verringerte sich die Breitung geringfügig auf 0,41 mm bis 0,45 mm. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass Titan eine moderate Erhöhung der Duktilität bewirkt, längere Beschichtungszeiten jedoch mit einer leichten Abnahme der Zähigkeit verbunden sein können.

Härteprüfung. Die Härte der Schweißnähte wurde in einem Abstand von etwa 1,5 mm von der Probenoberfläche über den gesamten Querschnitt der Schweißnaht analysiert. Der Abstand zwischen den einzelnen Messpunkten betrug 1 mm (vgl. [Abbildung 5-23](#)). Die resultierenden Härtemessungen zeigen eine Abnahme der Härtewerte im Zentrum der Schweißnaht. In den Randbereichen hingegen erreichen die Werte nahezu das Niveau des Grundwerkstoffs, das im Bereich von etwa 210 bis 230 HV10 liegt.

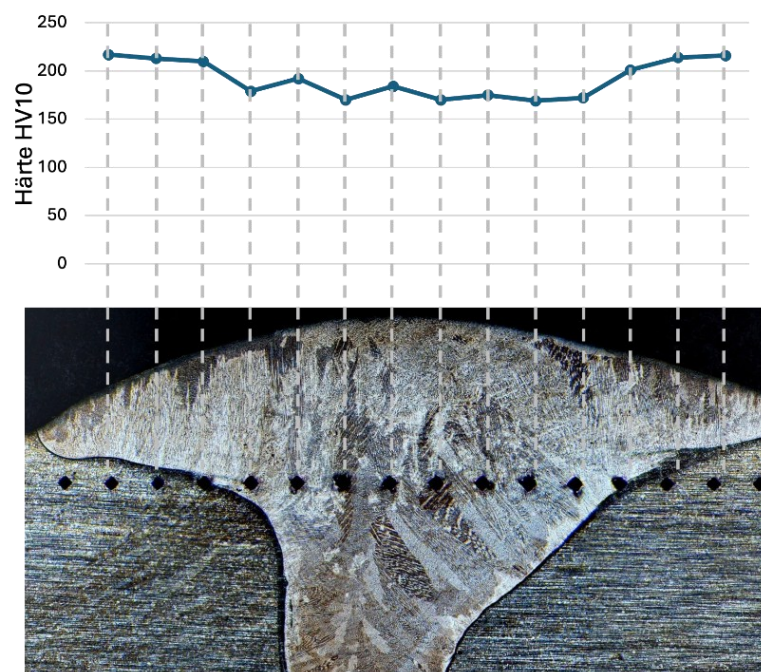


Abbildung 5-23: Exemplarische Härteverlaufsmessung entlang der Schweißnaht; HV10; Einzelmesspunkte im Abstand 1,0 mm; Darstellung als Einzelwerte

Die Messergebnisse zeigen Unterschiede in den Härtewerten, die sowohl vom verwendeten Beschichtungsmaterial als auch von der Beschichtungsdauer beeinflusst werden. [Abbildung 5-24](#) stellt die Messwerte in Abhängigkeit von den verschiedenen Beschichtungen dar. Mit dem unbeschichteten Zusatzwerkstoff unter Verwendung des Schutzgases M12 wurde in der Schweißnaht eine Härte von etwa 170 HV10 erreicht.

Die mit Nickel für 60 Minuten beschichtete Probe weist eine maximale Härte von 189 HV10, eine minimale Härte von 161 HV10 sowie einen mittleren Härtewert von rund 173 HV10 auf. Dieser

vergleichsweise moderate Wert verdeutlicht, dass Nickel zwar eine gewisse Verfestigung bewirkt, jedoch weniger effektiv ist als andere untersuchte Beschichtungsmaterialien.

Die mit Titanitrid beschichteten Proben zeigen höhere Härtewerte. Die Probe mit einer Beschichtungszeit von 120 Minuten erreicht einen durchschnittlichen Härtewert von etwa 178 HV10, bei einer Schwankungsbreite zwischen 192 HV10 und 165 HV10. Auffällig ist, dass die Probe mit einer Beschichtungszeit von 180 Minuten zwar einen leicht niedrigeren Mittelwert von 177 HV10 aufweist, jedoch den höchsten Einzelwert von 199 HV10 erreicht. Dies könnte darauf hindeuten, dass eine längere Beschichtungsdauer zu einer verstärkten lokalen Verfestigung führt, gleichzeitig aber eine größere Inhomogenität in der Härteverteilung verursacht.

Auch die mit Niob beschichteten Proben zeigen hohe Härtewerte. Eine 180-minütige Beschichtungsdauer ergibt einen mittleren Wert von 179 HV10 bei einer Spannweite zwischen 197 HV10 und 159 HV10. Bei einer Verlängerung der Beschichtungszeit auf 240 Minuten steigt der Durchschnitt leicht auf 181 HV10 an, wobei die Härtewerte zwischen 199 HV10 und 169 HV10 liegen. Dies deutet darauf hin, dass eine längere Niob-Beschichtung zu einer geringen Steigerung der Härte sowie zu einer homogenen Verteilung der Härtewerte führt.

Die höchsten mittleren Härtewerte wurden bei den mit Titan beschichteten Proben gemessen. Die Probe mit einer Beschichtungszeit von 180 Minuten weist einen Durchschnittswert von 180 HV10 auf, mit Schwankungen zwischen 198 HV10 und 163 HV10. Eine Verlängerung der Beschichtungszeit auf 240 Minuten führt zu einer weiteren Erhöhung des Mittelwerts auf 183 HV10, bei einer minimalen Härte von 172 HV10 und einer maximalen Härte von 195 HV10. Diese Ergebnisse zeigen, dass Titan besonders effektiv als Beschichtungselement ist, um eine hohe und gleichmäßige Härte im Material zu erzielen, insbesondere bei längeren Beschichtungszeiten.

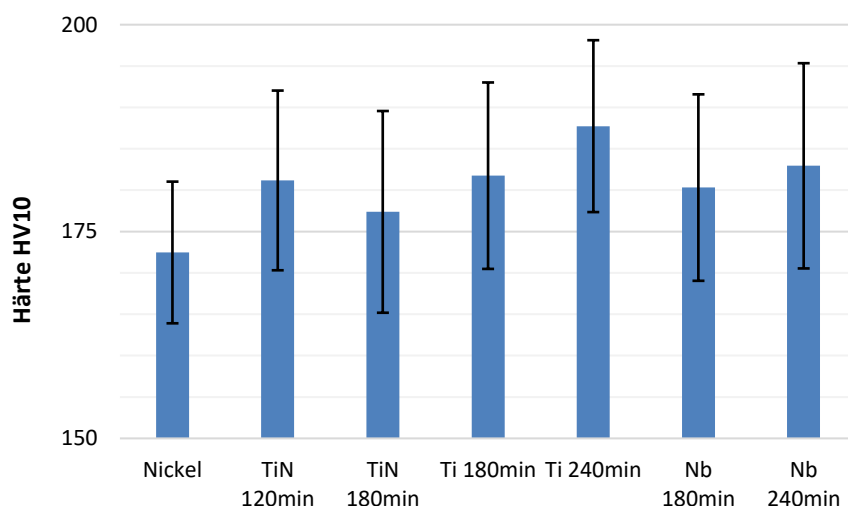


Abbildung 5-24: Durchschnittliche Härte HV10 des Schweißgutes bei den verschiedenen Beschichtungen und Beschichtungszeiten; HV10 (Schweißgut); Mittelwert ($\pm$ SD)

5.2.3 Zusammenfassende Bewertung

Drahtbeschichtung

Die metallographischen Untersuchungen ergaben, dass die Beschichtungsmaterialien keinen signifikanten Einfluss auf die Ausprägung und Orientierung der Dendriten hatten. Die Kristallgröße und Gefügestruktur blieben weitgehend unverändert, was darauf schließen lässt, dass die Mikrostrukturmorphologie nur geringfügig durch die Beschichtung beeinflusst wird. Im Gegensatz dazu zeigten die mechanischen Prüfungen, insbesondere die Kerbschlagbiegeversuche und Härtmessungen, deutliche Unterschiede zwischen den Beschichtungsmaterialien.

Bei den Zähigkeitsuntersuchungen unter kryogenen Bedingungen (-196 °C) erzielten die mit Titanitrid beschichteten Proben die besten Ergebnisse. Nach 120 Minuten Beschichtungszeit erreichten sie eine durchschnittliche Kerbschlagarbeit von $113,46\text{ J/cm}^2$ und damit den höchsten Wert aller untersuchten Materialien. Nickelbeschichtete Proben wiesen mit $56,01\text{ J/cm}^2$ nach 60 Minuten die geringsten Werte auf. Eine Verlängerung der Beschichtungszeit, etwa auf 180 Minuten bei TiN, führte zu einem Rückgang der Zähigkeit, was auf Überlagerungseffekte hindeutet.

Die Härtmessungen bestätigten die Bedeutung der Beschichtungsmaterialien. Titan zeigte hierbei die besten Ergebnisse, insbesondere bei längeren Beschichtungszeiten. Nach 240 Minuten erreichten titanbeschichtete Proben einen durchschnittlichen Härtewert von 183 HV10. Niob erzielte ebenfalls hohe Werte und zeigte bei längerer Beschichtungsdauer eine homogenere Verteilung der Härte. Nickel hingegen erwies sich erneut als wenig effektiv, da die Werte kaum über denen der unbeschichteten Proben lagen.

Titanitrid zeigte die größten Verbesserungen, insbesondere bei kürzeren Beschichtungszeiten, während Nickel und Niob nur geringe laterale Breitungen ermöglichten. Titan bewirkte moderate Steigerungen, neigte bei längerer Beschichtung jedoch zu einer leichten Abnahme der Formbarkeit. Zusammenfassend verdeutlichen die Ergebnisse, dass die Wahl des Beschichtungsmaterials und die Anpassung der Beschichtungszeit entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen haben, während die Mikrostruktur nahezu unverändert bleibt. Titanitrid erweist sich als besonders geeignet, wenn hohe Zähigkeit erforderlich ist, mit einem Optimum bei 120 Minuten. Titan ist vor allem dann von Vorteil, wenn hohe Härte gefordert wird, insbesondere bei längeren Beschichtungszeiten. Eine gezielte Kombination beider Materialien könnte daher für Anwendungen mit hohen Anforderungen an Zähigkeit und Härte optimale Ergebnisse liefern.

Gasvariation

Die mikro- und makroskopischen Untersuchungen zeigen, dass sich der Schweißprozess bei Verwendung verschiedener Schutzgase grundsätzlich vergleichbar verhält. Metallographische Analysen verdeutlichen eine klare Abgrenzung zwischen dem austenitischen Grundwerkstoff, dem Erstarrungsgefüge des Schweißguts und der schmalen Fügezone. Auch die Orientierung der Säulenkristalle wurde sichtbar, wobei die Schutzgasdotierung keinen wesentlichen Einfluss auf die

Gefügeausbildung hatte. Die mit Beraha II durchgeführte Farbätzung bestätigte, dass die Kristallgröße bei allen Varianten vergleichbar ist und das erwartete Kristallwachstum von der Fügezone bis zur Nahtoberfläche auftritt. Damit bleibt die Mikrostruktur insgesamt weitgehend unbeeinflusst von der Stickstoffdotierung.

Die quantitativen Analysen zeigten dagegen deutliche Unterschiede. Die Ferritgehaltsmessungen ergaben bei undotierten Schutzgasen (M12, M14) Werte von bis zu 2,5 %, mit Mittelwerten zwischen 1,4 und 1,8 %. Bei stickstoffdotierten Gasen reduzierte sich der Ferritgehalt auf etwa 0,5 % und beschränkte sich auf die Fügezone. Diese Ergebnisse bestätigen die bekannte Wirkung von Stickstoff als Austenitstabilisator und seine hemmende Wirkung auf die Ferritbildung.

Auch die Härtemessungen unterstreichen den positiven Einfluss der Stickstoffdotierung. Während die Schweißnähte mit Referenzgasen Härtewerte um 170 HV10 aufwiesen, konnte durch Stickstoffeintrag eine deutliche Steigerung erzielt werden. So erreichte M12 mit 4 % Stickstoff etwa 185 HV10, und M14 überschritt bei 5 % und 6 % Stickstoff ebenfalls die Grenze von 180 HV10. Die Härtewerte nähern sich damit deutlich dem Grundwerkstoff (210–230 HV10) an, was auf eine wirksame Mischkristallverfestigung durch Stickstoff hinweist.

Die Kerbschlagzähigkeit erfüllte in allen Varianten die normativen Anforderungen von mindestens 40 J/cm² bei –196 °C. Bei –60 °C zeigten alle Proben stabile Werte zwischen 170 und 185 J/cm², unabhängig von der Dotierung. Bei –196 °C hingegen nahm die Zähigkeit ab: von etwa 120 J/cm² auf 80 J/cm² bei M12 sowie von etwa 110 J/cm² auf 75–80 J/cm² bei M14. Trotz dieser Reduktion liegen die Werte über den geforderten Grenzwerten, sodass die Schweißverbindungen auch unter kryogenen Bedingungen eine ausreichende Zähigkeit aufweisen.

Insgesamt lässt sich festhalten, dass die Stickstoffdotierung die Festigkeit der Schweißverbindungen gezielt verbessert, ohne die Zähigkeit in unzulässigem Maße zu verringern. Damit stellt sie ein wirksames Verfahren zur Optimierung von austenitischen Schweißverbindungen dar, insbesondere wenn erhöhte Festigkeit und Härte gefordert sind.

6 Schweißtechnische Bewertung hochmanganhaltiger Stähle

In diesem Kapitel wird die Untersuchung der Schweißseignung hochmanganhaltiger Stähle dargestellt. Das Hauptaugenmerk der Untersuchung liegt auf der Bewertung der mikrostrukturellen Gefügeveränderungen und mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißungen. Es wurden beide Schweißverfahren sowie unterschiedliche Energieeinträge untersucht, um deren Einfluss auf die Integrität und Leistungsfähigkeit der Verbindungen zu bewerten und somit die Schweißseignung dieser Werkstoffe für den Einsatz unter kryogenen Bedingungen nachzuweisen. Die Ergebnisse sind bereits teilweise in [156] veröffentlicht worden.

6.1 Voruntersuchungen

Im Vorfeld der Hauptversuche wurden Auftragsnähte mit unterschiedlichen Streckenergien mittels UP-Schweißen geschweißt und hinsichtlich des Aufmischungsgrades und der damit entstandenen Schweißgüter untersucht. Es zeigte sich, dass mit zunehmender Streckenenergie eine verstärkte Aufmischung von Mangan und Kohlenstoff aus dem Grundwerkstoff in das Schweißgut erfolgt. Die Elemente wie Nickel, Chrom und Molybdän, die hauptsächlich in den Zusatzwerkstoffen enthalten sind, weisen bei erhöhter Streckenenergie einen verstärkten Legierungsabbau auf. Des Weiteren konnte festgestellt werden, dass es im Bereich der WEZ zu einem Kornwachstum kommt und mit Erhöhung der Streckenenergie zu einer Ausweitung der Grobkornzone beiträgt.

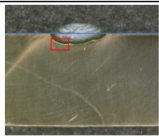
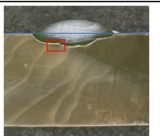
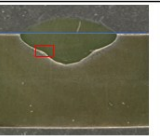
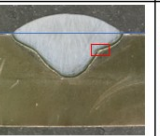
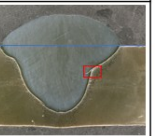
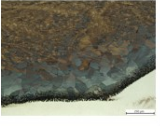
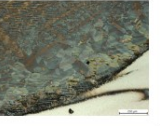
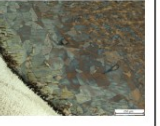
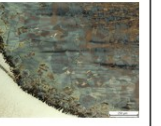
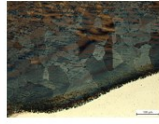
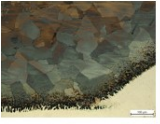
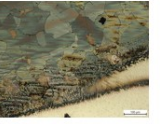
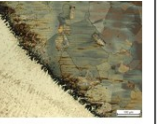
Strecken-Energie	5 kJ/cm	7,5 kJ/cm	10 kJ/cm	15 kJ/cm	30 kJ/cm
Aufmischung	51,6 %	50,5 %	62,2 %	62,3 %	62,3 %
Makroschliff					
Mikroschliff Position  Vergrößerung 250 µm					
Mikroschliff Position  Vergrößerung 100 µm					
Chemische Analyse in Ma%	C: 0,286 Si: 0,456 Mn: 13,14 Cr: 12,48 Ni: 10,08 Mo: 1,64	C: 0,259 Si: 0,478 Mn: 12,69 Cr: 13,20 Ni: 10,66 Mo: 1,74	C: 0,331 Si: 0,394 Mn: 14,43 Cr: 10,51 Ni: 8,18 Mo: 1,34	C: 0,347 Si: 0,397 Mn: 14,98 Cr: 9,69 Ni: 7,40 Mo: 1,23	C: 0,346 Si: 0,375 Mn: 14,71 Cr: 10,08 Ni: 7,69 Mo: 1,28

Abbildung 6-1: Auftragsnähte als Vorversuche mit verschiedenen Streckenenergien

6.2 Versuchsplanung und -durchführung

Im folgenden Kapitel sind die Versuchsplanung, Durchführung, Schweißparameter und die Probenentnahme detailliert beschrieben.

6.2.1 Schweißparameter und Probenherstellung

Zur Untersuchung der Schweißnahtintegrität wurden Qualifizierungsschweißungen durchgeführt und ausgewertet. Hierzu wurde die Schweißung an einem 12 mm- Stumpfstoß mit X-Nahtvorbereitung (Abbildung 6-2) ausgeführt. Die detaillierten Schweißparameter sind in [Tabelle 6-1](#) aufgeführt. Die Zwischenlagentemperatur lag während des Schweißvorgangs bei 100 °C. Um die Auswirkungen der Wärmeeinbringung zu bewerten, wurden unterschiedliche Streckenenergien ausgewählt.

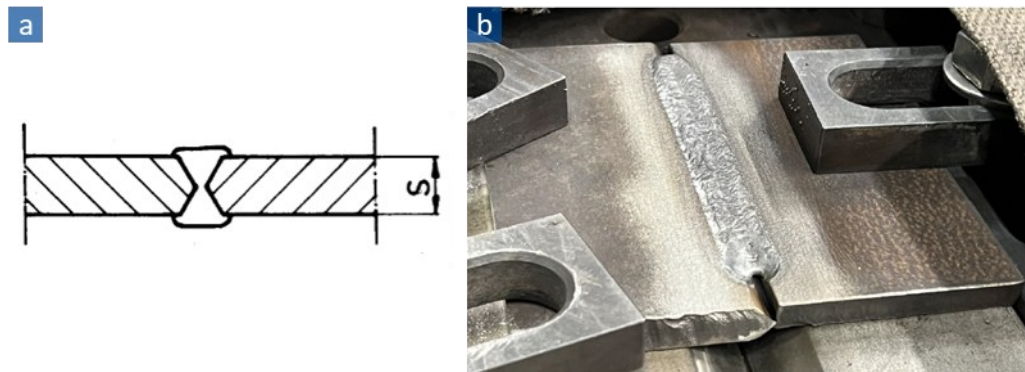


Abbildung 6-2: Schematische Darstellung der Nahtvorbereitung (a) und Versuchsblech mit der Blechdicke $t = 12 \text{ mm}$ (b)

Tabelle 6-1: Versuchsmatrix und Schweißparameter für die Verbindungsschweißungen

Prozess	Versuch	Zusatzwerkstoff	Draht- Ø in mm	I in A	U in V	Polarität bzw.- Lichtbogenart	v in cm/min	E in kJ/cm
121	UP1	S Z 22 17 8 4 N L	2,4	400	30	DC+	50	15
	UP2			450			40	20
	UP3	S Ni 6276		380	30	AC	50	11
135	MSG1	G Z 17 15 Mn W + M12	1,2	280	26	Impulslichtbogen	36	15
	MSG2			350	28		20	30
	MSG3	G Z 17 15 Mn W + ArHeNC		280	26		36	15
	MSG4	G Z 22 17 8 4 N L +M12		280	26		36	15
	MSG5	HiMn FD +M12	1,6	350	28		38	15

6.2.2 Probenentnahme

Zur Qualifizierung der Schweißungen wurden die Proben gemäß der nachfolgenden Abbildung entnommen.

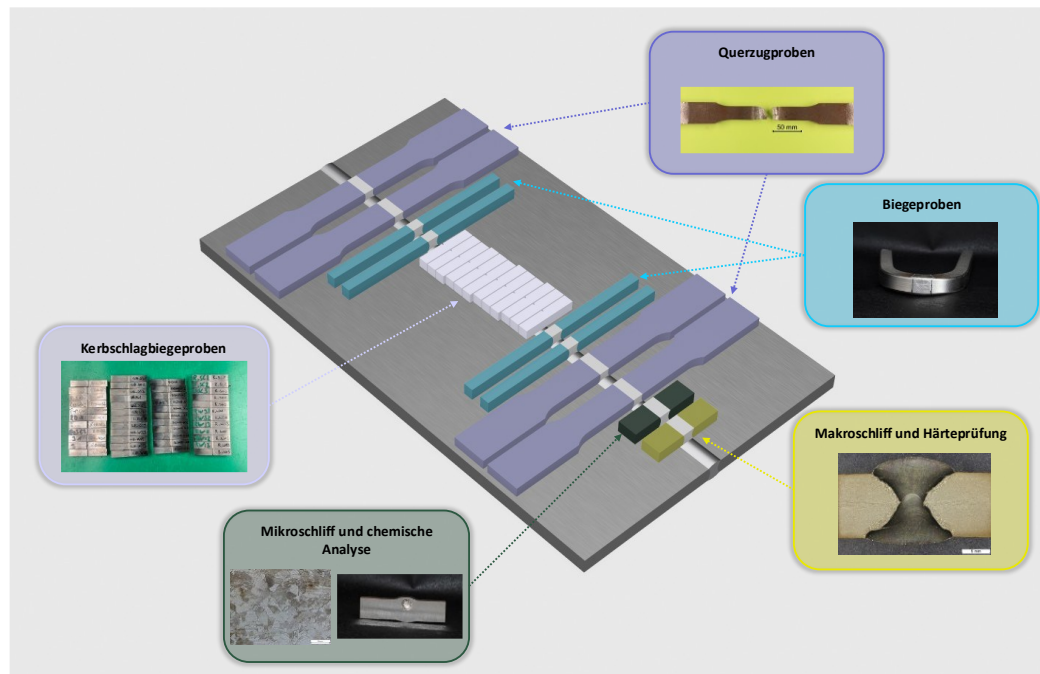


Abbildung 6-3: Schematischer Probennahmeplan

6.3 Ergebnisse und Auswertung

Die Ergebnisse werden anschließend sowohl mechanisch-technologisch als auch mikrostrukturell ausgewertet.

6.3.1 Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter

Die nachfolgende [Tabelle 6-2](#) dokumentiert die chemische Zusammensetzung der untersuchten Mischschweißgüter. Es zeigt sich, dass mit zunehmender Streckenenergie eine verstärkte Aufmischung von Mangan und Kohlenstoff aus dem Grundwerkstoff in das Schweißgut erfolgt. Elemente wie Nickel, Chrom und Molybdän, die hauptsächlich in den Zusatzwerkstoffen enthalten sind, weisen bei einer erhöhten Streckenenergie einen verstärkten Legierungsabbrand auf. Dieses Verhalten ist sowohl bei den UP-Schweißungen (UP1 und UP2) als auch bei den MSG-geschweißten Verbindungen (MSG1 und MSG2) deutlich erkennbar. Ein Vergleich der Schweißungen MSG1 und MSG3, die mit identischer Streckenenergie ausgeführt wurden und sich lediglich im verwendeten Schutzgas unterscheiden, zeigt bei MSG3 eine stärkere Aufmischung von Kohlenstoff und Mangan sowie einen erhöhten Abbrand weiterer Legierungselemente. Dies deutet auf eine gesteigerte Lichtbogenenergie hin, die durch den Heliumanteil im Schutzgas ISO 14175 Z-ArHeNC-5/5/0,05

bedingt ist. Bei der Schweißung mit dem Nickelbasiswerkstoff (UP3) konnte eine Aufmischung von Kohlenstoff, Mangan und Eisen aus dem Grundwerkstoff in das Schweißgut beobachtet werden.

Tabelle 6-2: Ergebnisse der chemischen Analyse der Versuchsreihen

Versuch		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N	W	Al	Fe
GW gemäß IMO Richtlinie		0,35 – 0,55	22,5 – 25,5	0,1 – 0,5	-	3 - 4	-	≤0,05	-	-	Rest
UP1	Draht	0,03	7,0	0,7	18,0	22,3	3,7	0,24	-	-	Bal.
	SG	0,26	11,6	0,44	12,0	14,5	2,0	0,14	-	-	Bal.
UP2	Draht	0,03	7,0	0,7	18,0	22,3	3,7	0,24	-	-	Bal.
	SG	0,3	12,6	0,47	10,45	12,8	1,7	0,16	-	-	Bal.
UP3	Draht	0,01	0,4	0,07	70,0	15,5	16,0	-	3,5	-	5,0
	SG	0,28	>7,5	0,126	34,4	9,0	8,0	-	2,2	-	32,8
MSG1	Draht	0,2	10,5	0,4	14,0	17,5	-	-	3,5	-	Bal.
	SG	0,25	10,9	0,44	10,8	14,7	0,04	-	3,5	-	Bal.
MSG2	Draht	0,2	10,5	0,4	14,0	17,5	-	-	3,5	-	Bal.
	SG	0,3	12,3	0,4	9,2	12,8	0,04	-	3,0	-	Bal.
MSG3	Draht	0,2	10,5	0,4	14,0	17,5	-	-	3,5	-	Bal.
	SG	0,265	11,5	0,44	9,9	13,7	0,04	-	3,3	-	Bal.
MSG4	Draht	0,03	7,3	0,7	18,0	22,3	3,7	0,24	-	-	Bal.
	SG	0,16	9,4	0,6	12,5	17,0	2,8	0,23	-	-	Bal.
MSG5	Draht	<0,1	27,0	0,5	2,0	2,0	-	-	-	0,75	Bal.
	SG	0,18	22,5	0,485	1,45	1,83	-	-	-	0,26	Bal.

6.3.2 Makroskopische und mikroskopische Charakterisierung des wärmebeeinflussten Bereiches (WEZ)

Die folgenden Makroaufnahmen zeigen die Querschliffe der acht untersuchten Verbindungsschweißungen. Eine visuelle makroskopische Untersuchung ergab, dass keine offensichtlichen Fehlstellen, wie z. B. Poren, Einschlüsse oder Risse, festgestellt wurden. Bereits in den Makroschliffen ([Abbildung 6-4](#)) ist jedoch ein signifikantes Kornwachstum im wärmebeeinflussten Bereich der Schweißverbindungen erkennbar. Diese Kornvergrößerung ist in den Mikroschliffen ([Abbildung 6-5](#)) deutlicher zu erkennen. Dieses Kornwachstum steht in direktem Zusammenhang mit den während des Schweißprozesses eingesetzten Streckenergien. Es zeigt sich, dass ein Anstieg der Streckenergie zu einer Ausweitung der Grobkornzone im wärmebeeinflussten Bereich führt. Die Ursache für dieses Phänomen liegt in der thermischen Belastung des Werkstoffs während des Schweißprozesses. Höhere Streckenergien resultieren in einer gesteigerten Wärmeeinbringung, die zu einer verlängerten Abkühlzeit führt. Dadurch wird eine verstärkte Kornvergrößerung begünstigt ($G=9,0 \rightarrow G=5,0$). Dies ist sowohl bei den UP-geschweißten als auch bei den MSG-geschweißten Proben nachvollziehbar.

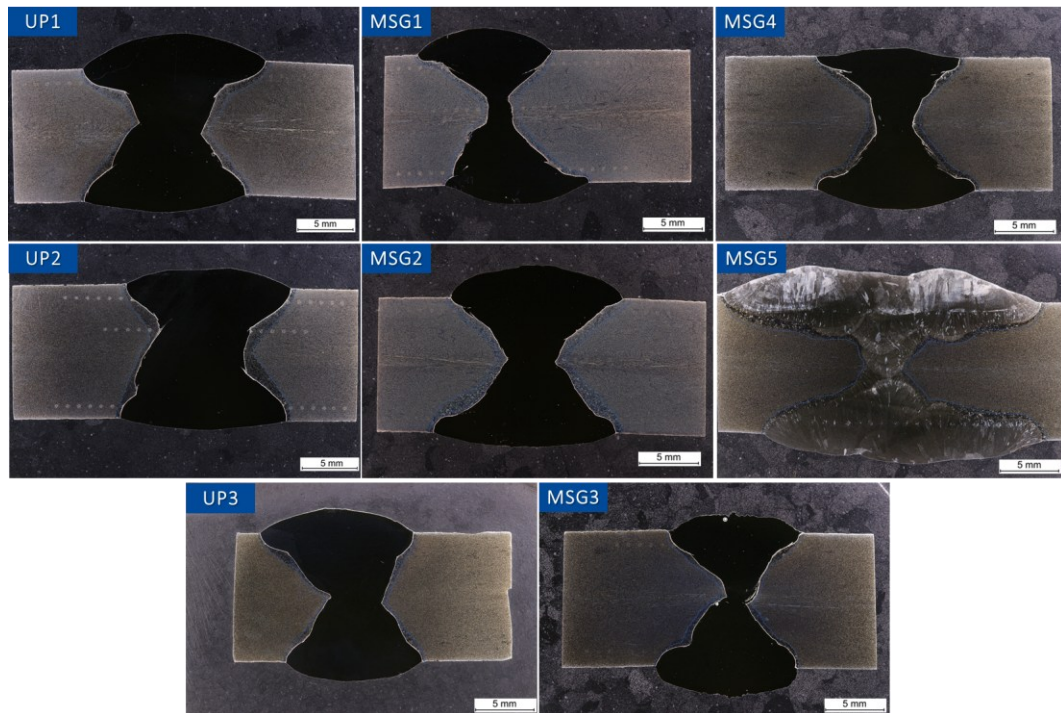


Abbildung 6-4: Makroschliffe der Proben UP1, UP2 und UP3 sowie MSG1, MSG2, MSG3, MSG4 und MSG5

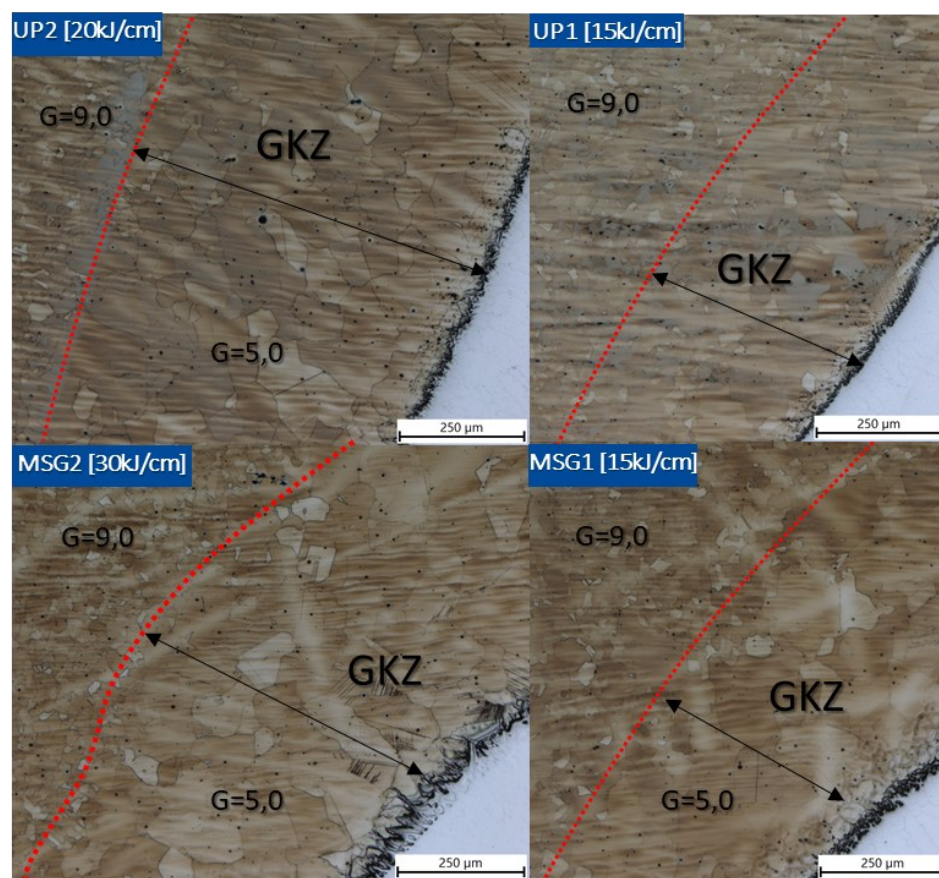


Abbildung 6-5: LOM-Aufnahmen der Querschliffe der Proben UP1 und UP2 sowie MSG1 und MSG2

6.3.3 Biegeversuch bei RT und $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$

In der folgenden [Tabelle 6-3](#) sind die Ergebnisse der Biegeprüfung bei RT und $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ dargelegt.

Tabelle 6-3: Ergebnisse der Biegeprüfungen

Versuch	Prüftemperatur in $^{\circ}\text{C}$	Probendicke in mm	Biegewinkel in $^{\circ}$	Ergebnis
UP1	20	10	180	Keine Risse
	-100		90	Keine Risse
UP2	20	10	180	Keine Risse
	-100		90	Keine Risse
UP3	20	10	60	Bruch
	-100		40	Bruch

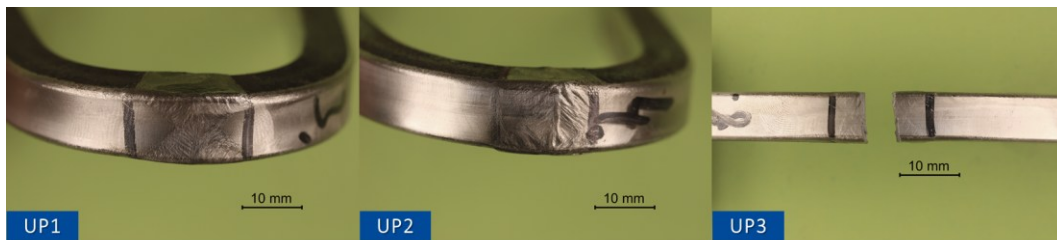


Abbildung 6-6: Makroskopische Aufnahmen an geprüften Biegeproben

Alle bei Raumtemperatur geprüften Proben mit den Cr-Ni-Zusätzen (UP1 und UP2) haben das Abbruchkriterium der Biegeprüfung von 180° erreicht und zeigten keine Anrisse. Die Proben UP3 sind bei einem Biegewinkel von 60° im Schweißgut gebrochen. Bei der Biegeprüfung unter $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ kam es ebenfalls zu keinem Anriss bei den Proben UP 1 und UP2. Aufgrund des eingeschränkten Prüfraumes durch den kryogenen Behälter, lag das Abbruchkriterium bei der Biegeprüfung bei $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ bei 90° . Die Probe UP3 versagte spröde bei einem Biegewinkel von ca. 40° . Die Kraft-Biegewinkel-Diagramme in [Abbildung 6-7](#) verdeutlichen die Unterschiede im mechanischen Verhalten. Bei Raumtemperatur zeigen die Proben UP1 und UP2 nahezu identische Kraftverläufe mit einer Maximalkraft von knapp 10 kN. Bei $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ steigt die Maximalkraft der gleichen Proben auf etwa 17 kN an, was auf eine Verfestigung durch verformungsinduzierte Martensitbildung hinweist. Der Austenit, eine metastabile Phase, wandelt sich bei mechanischer Verformung in Martensit um. Niedrige Temperaturen fördern diesen Prozess, da die Energiebarriere für die Umwandlung sinkt. Dadurch nimmt die Festigkeit des Materials zu, was besonders relevant ist, wenn Werkstoffe extremen Bedingungen ausgesetzt werden. [157]

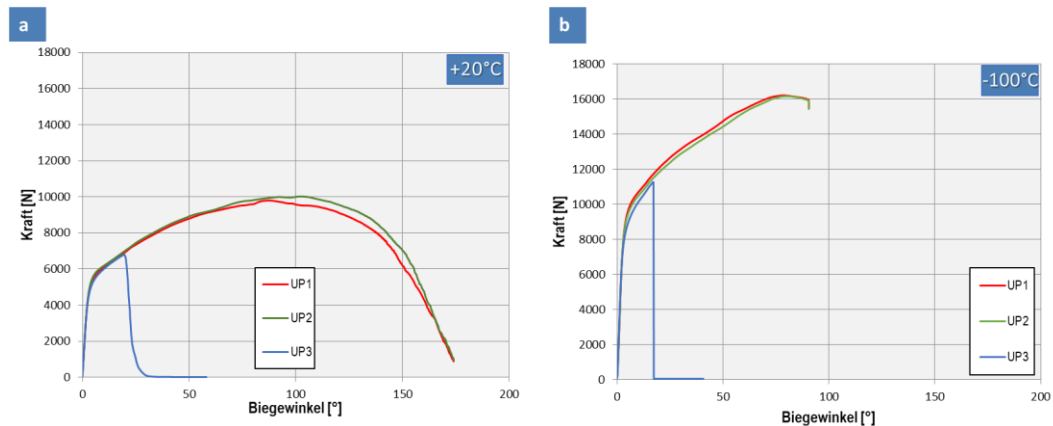


Abbildung 6-7: Kraft-Biegewinkel-Diagramm der geprüften UP-Proben: bei 20 °C (a) und bei -100 °C (b)

6.3.4 Querzugversuch bei RT und -165 °C

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Querzugversuche analysiert. Die Zugfestigkeitswerte der Querzugproben lagen in allen Fällen oberhalb der geforderten Mindestzugfestigkeit von 660 MPa, wobei die Bruchlage im Schweißgut lokalisiert war (vgl. [Tabelle 6-4](#)). Unter den untersuchten Proben erreichte die Schweißung MSG3 die höchste Zugfestigkeit. Mit sinkender Prüftemperatur zeigten alle Verbindungen eine Zunahme der Zugfestigkeit. Insbesondere bei -165 °C wurden bei der Schweißung MSG2 Zugfestigkeitswerte von bis zu 1092 MPa gemessen, wobei die Bruchlage in der Wärmeeinflusszone (WEZ) lag. Ein Vergleich des Einflusses der Streckenenergie zeigt, dass die Proben mit höherer Streckenenergie tendenziell geringfügig niedrigere Zugfestigkeitswerte aufwiesen. Die Schweißung mit dem artgleichen Fülldraht erreicht die geringsten Festigkeiten. Die zugehörigen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Querzugversuche sind in [Abbildung 6-8](#) dargestellt.

Tabelle 6-4: Ergebnisse der Querzugprüfung bei Raumtemperatur und bei -165 °C

Schweißung	RT	-165 °C	Versagensort (RT / -165 °C)
	R_m in N/mm ²	R_m in N/mm ²	
UP1	792	1062	SG / WEZ
UP2	762	1036	SG / SG
UP3	700	940	SG / SG
MSG1	790	1048	SG / SG
MSG2	785	1092	SG / WEZ
MSG3	810	980	SG / WEZ
MSG4	790	1046	SG / WEZ
MSG5	568	917	SG / SG

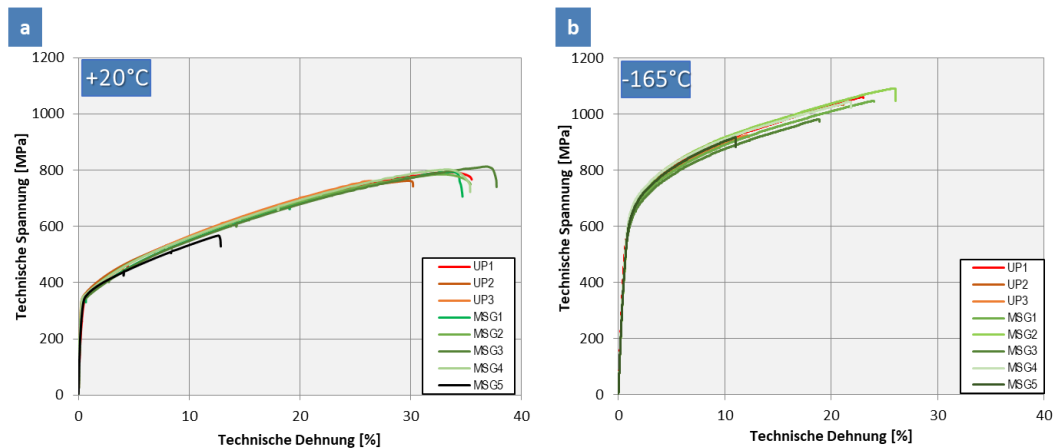


Abbildung 6-8: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Querkzugversuche: bei 20 °C (a) und bei -165 °C (b)

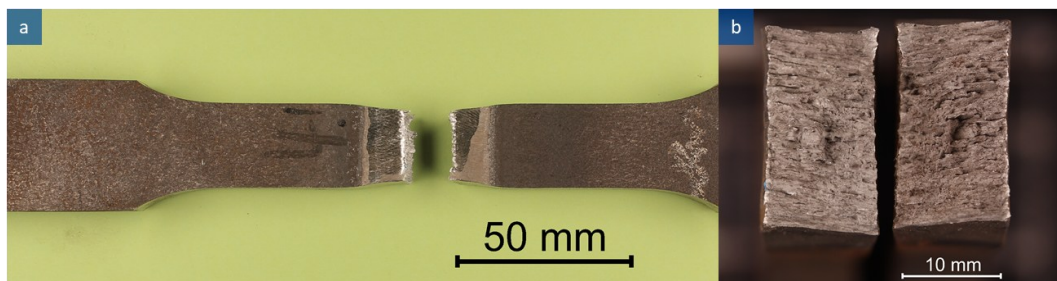


Abbildung 6-9: Geprüfte Querkzugprobe; Blechdicke $t = 12$ mm: Draufsicht (a) und Bruchfläche (b)

6.3.5 Kerbschlagbiegeversuch bei -196 °C

Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs sind in der nachfolgenden [Tabelle 6-5](#) dargelegt. Die Auswertung der Kerbschlagbiegeproben der Schweißverbindungen bei -196 °C zeigt, dass alle Proben, mit Ausnahme der Schweißung UP3, die geforderte Mindestzähigkeit von 27 J erfüllen. Die niedrigsten Zähigkeitswerte wurden in der Wärmeeinflusszone (WEZ) festgestellt. Der Vergleich zwischen den Proben mit höherer Wärmeeinbringung (UP2 und MSG2) und solchen mit geringerer Wärmeeinbringung (UP1 und MSG1) verdeutlicht, dass eine reduzierte Wärmeeinbringung zu niedrigeren Zähigkeitswerten im Schweißgut, an der Schmelzlinie und in der WEZ führen. Eine mögliche Erklärung hierfür ist die langsamere Abkühlung bei höherer Streckenenergie, welche während des Schweißprozesses ein homogeneres Gefüge begünstigt und dadurch zu einer gesteigerten Zähigkeit führt. Bei einer raschen Abkühlung hingegen könnten lokale Spannungen entstehen, die die Bildung von verformungsinduziertem Martensit fördern. Dies hat zur Folge, dass das Gefüge verspröden kann.

Tabelle 6-5: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an verschiedenen Kerbpositionen der Schweißnähte

Probe	Mittelwert (3 Proben) der jeweiligen Kerblage [J]				
	SG	SL	SL+1 mm	SL+3 mm	SL+5 mm
UP1	49,3	50,9	49,3	47,5	-
UP2	67,9	56,7	55,1	52,1	-
UP3	6,1	13,9	18,2	36,2	-
MSG1	85,8	58,0	58,2	52,6	-
MSG2	117,2	90,4	76,4	67,0	-
MSG3	102,7	72,4	60,3	58,4	-
MSG4	103,2	47,9	56,6	51,9	-
MSG5	42,5	38,4	39,1	44,2	-

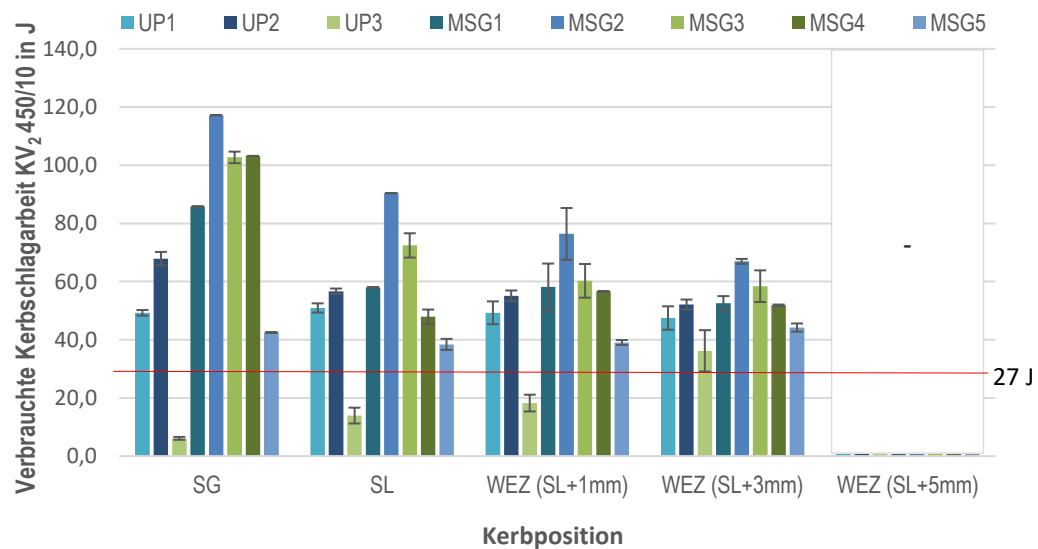


Abbildung 6-10: Kerbschlagbiegeversuche bei $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ an verschiedenen Kerbpositionen; $n = 3$ je Position; Mittelwert ($\pm$ SD)

Ein Vergleich der austenitischen Schweißzusatzwerkstoffe (UP1 und UP2) mit dem Nickelbasiswerkstoff (UP3) zeigt deutliche Unterschiede in der Zähigkeit des Schweißguts. Diese Unterschiede lassen sich durch die jeweiligen Gefügeeigenschaften erklären. Das spröde Verhalten der Schweißung UP3 könnte auf ein ungünstiges Verhältnis der Legierungselemente Nickel, Mangan und Eisen im Schweißgut zurückzuführen sein (siehe [Tabelle 6-2](#)) und somit zu Ausscheidungen führen. Die Schweißung MSG5, die artgleich verarbeitet wurde, erfüllt zwar die geforderte Mindestzähigkeit von 27 J, erreicht jedoch bei weitem nicht die Zähigkeitswerte der Cr-Ni-Zusatzwerkstoffe.

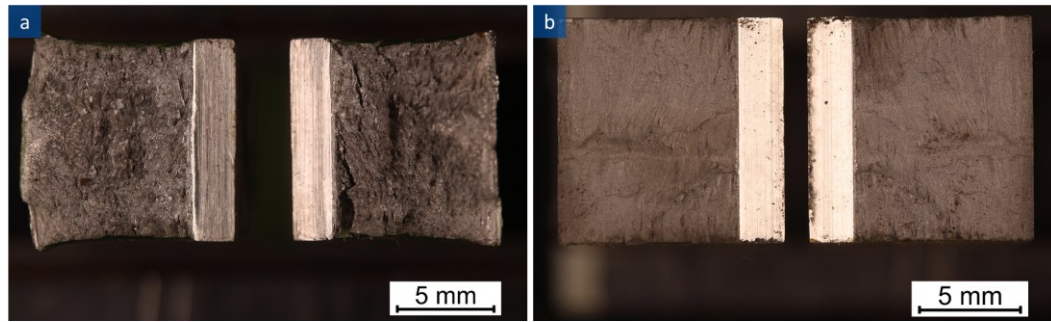


Abbildung 6-11: Makroaufnahme einer SG-Probe der Schweißung UP 2 (a) und UP 3 (b)

Die Auswertung der Kerbschlagproben bezüglich ihrer lateralen Breite ergab vergleichende Ergebnisse. Zu den normentechnischen Einordnungen sind die Anforderungen an die lateralen Breiten eingezeichnet. Für den Einsatz in LNG gelten Anforderungen von Werten größer als 0,38 mm, während der Einsatz in LH₂ laterale Breiten von 0,53 mm fordert. Alle Schweißungen bis auf UP3 erreichten die LNG-Anforderungen. LH₂-Anforderungen wurden in der gesamten Schweißverbindung nur bei den Schweißungen MSG2 und MSG3 erfüllt, welche auch die höchsten Kerbschlagarbeiten erzielten.

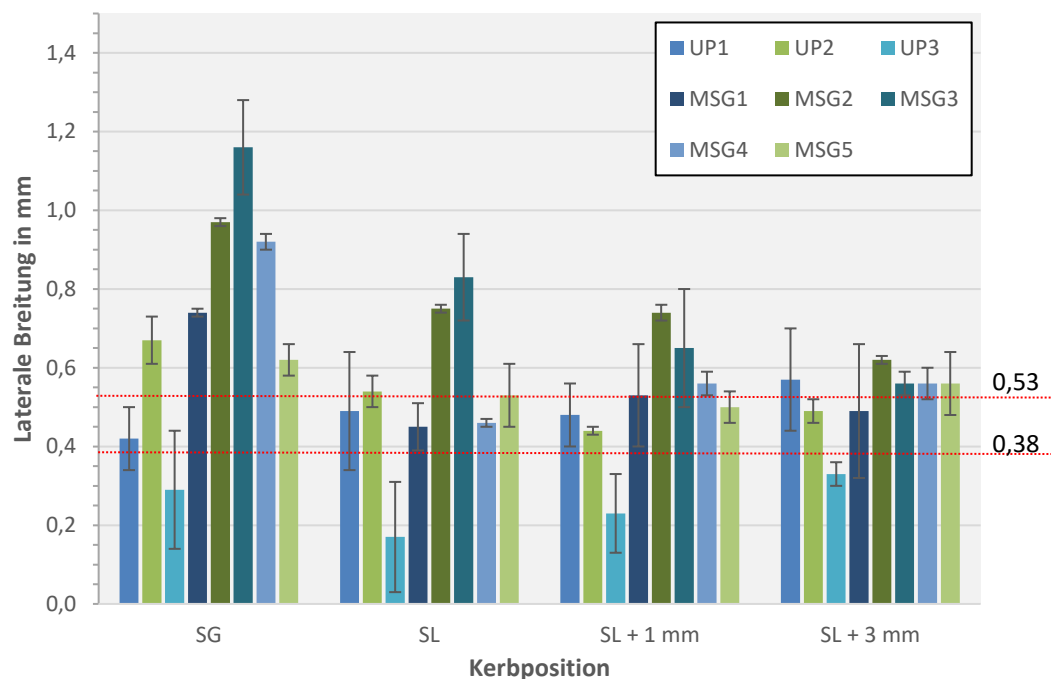


Abbildung 6-12: Laterale Breite [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben; ISO 148-1; -196 °C; n = 3; Mittelwert (±SD)

6.3.6 Härteprüfung der Schweißverbindung

In [Abbildung 6-13](#) sind die Ergebnisse der Vickers-Härteprüfung an den geschweißten Proben dargestellt. Die Messpositionen Lage 1 und Lage 3 befinden sich jeweils 1 mm unterhalb der Probenoberfläche, während Lage 2 in der Überlappungszone der beiden Schweißlagen liegt. In den Härteverlaufsdigrammen markiert die Zahl „0“ die Nahtmitte, und die roten Punkte kennzeichnen die Schmelzlinien. Der Abstand zwischen den Härteprüfeindrücken beträgt jeweils 1 mm. Sämtliche gemessenen Härtewerte liegen unterhalb von 350 HV10. Die niedrigsten Härtewerte wurden bei der Schweißung mit dem artgleichen Fülldraht (MSG5) festgestellt, was mit der geringen Festigkeit aus dem Querschugversuch korreliert. Auffällig sind die höheren Härtewerte im Bereich der Überlappungszone (gelbe Linie). Bei den MSG-Schweißungen mit einer Streckenenergie von 15 kJ/cm (z. B. MSG1 und MSG3) wurden in diesem Bereich Härtewerte um 270 HV10 gemessen. Im Gegensatz dazu zeigen MSG-Schweißungen mit einer Streckenenergie von 30 kJ/cm (MSG2) geringere Werte und keine signifikanten Unterschiede zwischen der Überlappungszone und den übrigen Bereichen der Schweißnaht. Die erhöhte Härte in der Überlappungszone könnte auf eine Kombination aus Kornverfeinerung, mechanischer Verfestigung durch Zwillingsbildung, Karbidbildung und Restspannungen infolge mehrfacher thermischer Beeinflussung und des Abkühlungsprozesses zurückzuführen sein. Allerdings konnten diese Mechanismen in den durchgeführten mikroskopischen Untersuchungen nicht eindeutig nachgewiesen werden. Um diese Hypothese zu verifizieren, sind weiterführende Untersuchungen erforderlich.

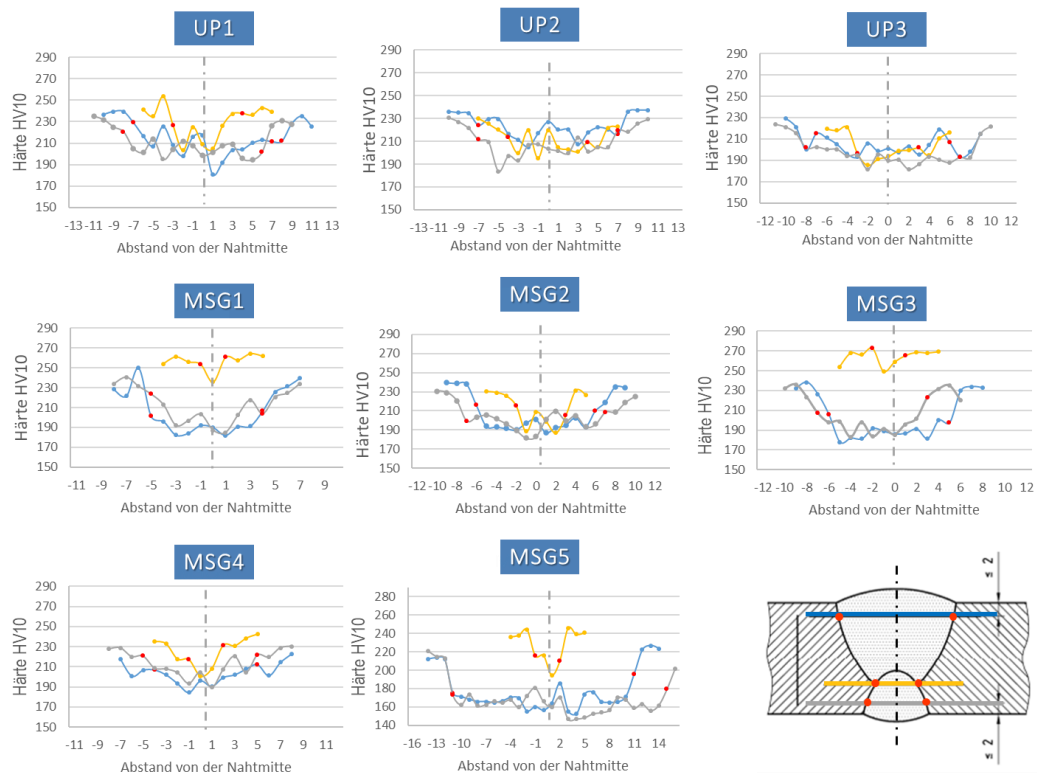


Abbildung 6-13: Härteverlauf aller Proben; HV10; drei Messlinien (Lage Oben/Mitte/Unten), Punktabstand 1,0 mm; Nahtmitte und SL (rot) markiert; Darstellung als Einzelwerte

6.3.7 Mikrostruktur ausgewählter Schweißgüter

Das nachfolgende Bild zeigt die Mikrostruktur der Cr-Ni-Schweißgüter, welche mit unterschiedlichen Streckenenergien erzeugt wurden. MSG1 (15 kJ/cm) weist eine feinere dendritische Struktur auf. Im Gegensatz dazu zeigt MSG2 eine gröbere dendritische Struktur mit größeren und breiter verteilten Dendriten, was durch die langsamere Abkühlrate infolge der höheren Streckenenergie bei MSG2 (30 kJ/cm) verursacht wird. Die Testergebnisse zeigen, dass die Zugfestigkeiten von MSG1 und MSG2 ähnlich sind, mit Werten von 790 MPa und 785 MPa, was darauf hindeutet, dass die Mikrostruktur nur einen begrenzten Einfluss auf die Festigkeit hat. Dennoch zeigt MSG2 eine deutlich höhere Kerbschlagarbeit von 117,2 J im Vergleich zu 85,8 J bei MSG1. Die größere Dendritenstruktur bei MSG2 fördert somit die Zähigkeit. Dieses Ergebnis verdeutlicht, dass die Streckenenergie maßgeblich die Mikrostruktur beeinflusst, was wiederum insbesondere die Zähigkeit des Schweißguts beeinflusst, während die Zugfestigkeit nur geringfügig variiert.

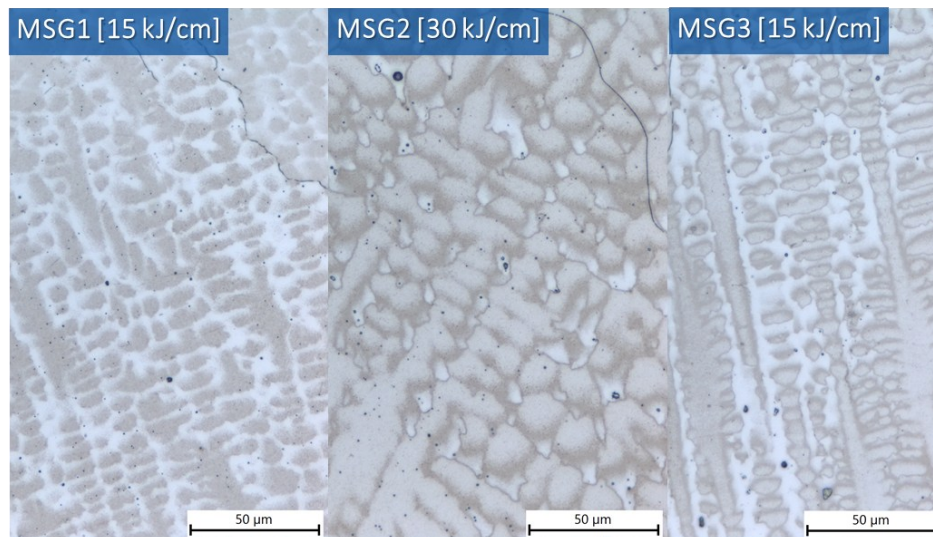


Abbildung 6-14: Mikrostruktur MSG-geschweißter Schweißgüter bei veränderter Streckenenergien

Nachfolgend ist das Gefüge und die EDX-Analyse der Probe UP3, welches mit einem Ni-Basis-Zusatzwerkstoff geschweißt wurde, dargestellt. Es lässt sich ein dendritisches Gefüge mit Ausscheidungen (helle Bereiche) erkennen. Die hellen Bereiche beinhalten vor Allem Mo, Mn, Cr und sind arm an Fe und Ni. Gemäß [158] neigen hoch-Mo-haltige Ni-Basis-Schweißgüter zu spröden intermetallischen Phasen (z.B. Laves-Phasen) im Schweißgutgefüge, was die Kerbschlagzähigkeit verschlechtern kann. Diese Aussage korreliert mit den Ergebnissen aus Abschnitt 6.3.3 (Probenbruch im Biegeversuch) und 6.3.5. Es lag die geringste Kerbschlagzähigkeit mit 6,1 J aller Schweißgüter vor.

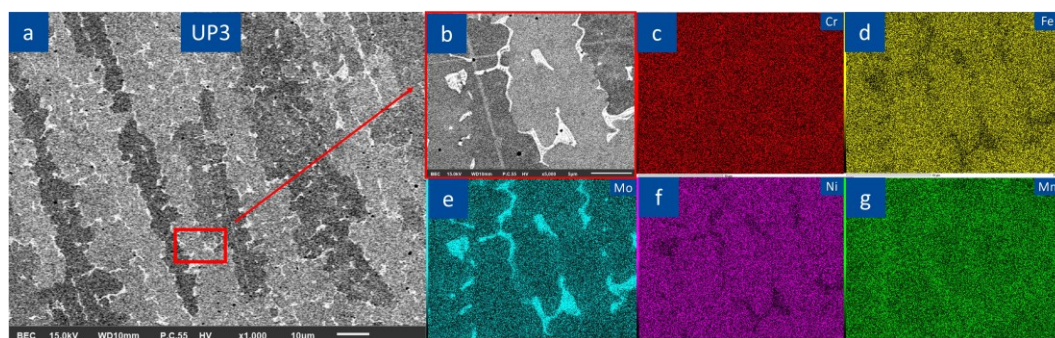


Abbildung 6-15: EDX-Analyse des Ni-Basis-Schweißgutes UP3: Übersichtsaufnahme (a), analysierter Bereich (b), Element Cr (c), Element Fe (d), Element Mo (e), Element Ni (f), Element Mn (g)

Die beobachtete Sprödigkeit bei hoch-Mo-haltigen Ni-Basis-Schweißgütern ist systemspezifisch für hochmanganhaltige Austenite und nicht auf die mittelmanganhaltigen Systeme übertragbar. Für Hochmangan erwiesen sich Cr-Ni-Zusätze bei angepasster Streckenenergie als optimalen Zusatz. Für Mittelmangan lieferte der Ni-Basis-Zusatz sehr gute kombinierte Eigenschaften.

6.4 Zusammenfassung der mechanisch-technologischen Schweißnahteigenschaften

Die zusammengefassten Ergebnisse in [Tabelle 6-6](#) zeigen, dass die Schweißverbindungen die Mindestanforderungen an Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit meist deutlich übertreffen. Insbesondere MSG-verschweißte Proben zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Zähigkeit aus. UP-verschweißte Proben erreichen ebenfalls hohe Festigkeitswerte, weisen jedoch bei Verwendung bestimmter Zusatzwerkstoffe, wie dem artgleichen Fülldraht oder EN ISO 14343 A – S Z 22 17 8 4 N L geringere Zähigkeiten auf. Einzig die Schweißverbindung UP3 unterschreitet die geforderten Werte der Kerbschlagarbeit von 27 J signifikant. Hier konnten spröde Phasen im Schweißgut als mögliche Ursache identifiziert werden. Ebenso erreichte die Verbindung MSG5 die geforderten 660 MPa im Querkzugversuch nicht. Hier sind weitere Untersuchungen notwendig. Es konnte gezeigt werden, dass mit höherer Streckenenergie bessere Zähigkeiten bei gleichbleibenden Festigkeitseigenschaften, im Vergleich zu geringerer Streckenenergie, erreicht werden können.

Tabelle 6-6: Zusammenfassende Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen im Vergleich zu den Anforderungen

Anforderung	UP1	UP2	UP3	MSG1	MSG2	MSG3	MSG4	MSG5
$R_m \geq 660$ MPa bei RT	792 MPa	762 MPa	700 MPa	790 MPa	785 MPa	810 MPa	790 MPa	568 MPa
$K_v \geq 27$ J bei -196 °C	47,5- 50,9 J	52,1- 67,9 J	6,1- 49,9 J	52,6- 85,8 J	67,0- 117,2 J	58,4- 102,7 J	47,9- 103,2 J	38,4- 56,3 J
Keine Risse der Biegepr.	Kein Anriss	Kein Anriss	Bruch	-	-	-	-	-
HV ≤ 350 HV10	181- 253 HV10	184- 236 HV10	182- 230 HV10	182- 264 HV10	182- 239 HV10	178- 273 HV10	184- 242 HV10	147- 246 HV10

Die Ergebnisse unterstreichen somit die Eignung hochmanganhaltiger Stähle in Kombination mit Chrom-Nickel-Zusatzwerkstoffen für kryogene Anwendungen mit den gängigsten Schweißverfahren.

7 Demonstratorfertigung unter praxisnahen Bedingungen

Auf Basis des vorangegangenen Kapitels 5.2 wurden Demonstratorschweißungen unter realen industriellen Bedingungen mit dem MSG-Schweißen auf der Neptun Werft durchgeführt und qualifiziert. Dabei kamen die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Schweißstrategien, angepasste Kennlinien (hierauf wird im Rahmen der Arbeit nicht eingegangen) und modifizierten Schutzgase zur Anwendung, um deren Praxistauglichkeit zu erproben und die erzielten Ergebnisse systematisch auszuwerten.

7.1 Herstellung der Demonstratorschweißungen

Im Rahmen der Versuche wurden insgesamt vier Proben geschweißt. Die Schweißarbeiten erfolgten in den Positionen PC (horizontal) und PF (vertikal aufsteigend). Nach Abschluss der Fertigung wurden die Schweißnähte und Bauteile detailliert analysiert. Die Probenentnahme ist in Abbildung 7-2 dargestellt. Die Untersuchungen liefern wertvolle Erkenntnisse zur Qualität und Leistungsfähigkeit der angewendeten Verfahren. Basierend auf den Ergebnissen können konkrete Verarbeitungsempfehlungen und praxisnahe Handlungshilfen abgeleitet werden, die eine gezielte Optimierung der Schweißprozesse ermöglichen.

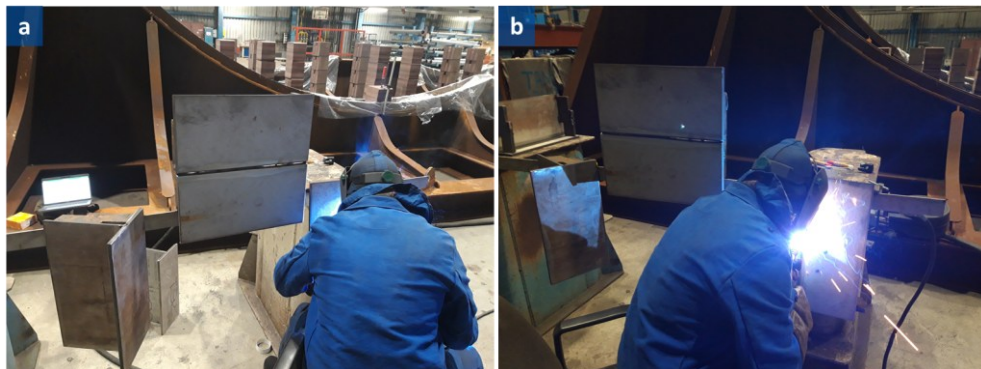


Abbildung 7-1: Schweißversuche am Mittelmanganaustenit unter Realbedingungen; Blechdicke $t = 12 \text{ mm}$: Position PC (a), Position PF (b)

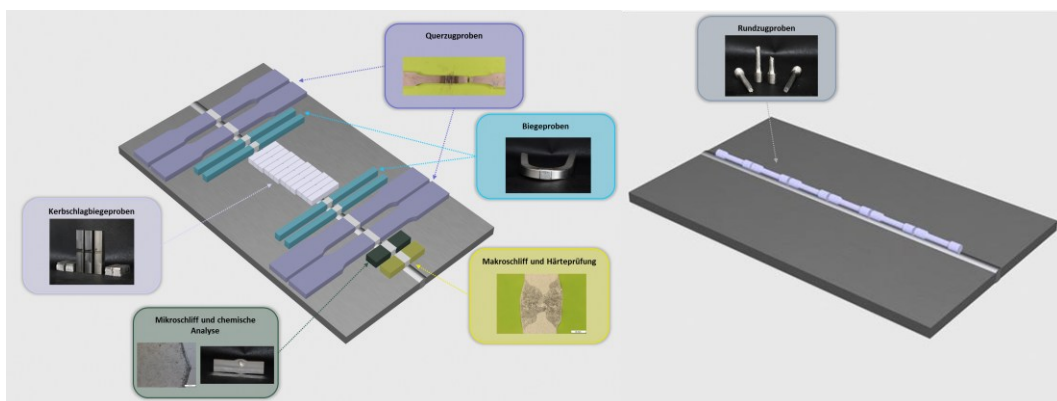


Abbildung 7-2: Probennahmeplan der Demonstratorschweißungen

7.1.1 Stumpfnahprobe in PC

Die Schweißarbeiten wurden gemäß der Schweißanweisung (WPS) des Herstellers in Schweißposition PC durchgeführt. Die Verbindung erfolgte mittels einer Stumpfnah (BW) in Form einer Y-Fuge mit einem Öffnungswinkel von 60°. Als Probekörper dienten Bleche mit den Abmessungen 12 × 400 × 500 mm: PC „Mn LNG PC-I“ und PC „Mn LNG PC-II“. Geschweißt wurde mit dem Draht G Z 17 15 Mn W und dem Schutzgas M14 + 5 % N₂. Die Probennahme erfolgte gemäß der [Tabelle 7-1](#).

Tabelle 7-1: Übersicht der Probennahme Probe PC

Probekörper	Prüfungen	Proben
„Mn LNG PC-I“	Querzug:	2311-30_PC_1 2311-30_PC_2
	Biegeprüfung:	2311-29_PC_1 2311-29_PC_2 2311-29_PC_3
	Kerbschlagbiegeprüfung:	PC_SG_1 PC_SG_2 PC_SG_3 PC_SL_1 PC_SL_2 PC_SL_3 PC_W1_1 PC_W1_2 PC_W1_3 PC_W3_1 PC_W3_2
	Makro:	Makro_„Mn LNG PC-I“ Makro_„Mn LNG PC-II“
„Mn LNG PC-II“	Längs-Zug:	2403-26_PC_1 2403-26_PC_2 2403-26_PC_3 2403-26_PC_4 2403-26_PC_5 2403-26_PC_6

7.1.2 Stumpfnahprobe in PF

Die Schweißarbeiten wurden gemäß der Schweißanweisung (WPS) des Herstellers in Schweißposition PF durchgeführt. Die Verbindung erfolgte mittels einer Stumpfnah (BW) in Form einer Y-Fuge mit einem Öffnungswinkel von 60°. Als Probekörper dienten Bleche mit den Abmessungen 12 × 400 × 500 mm: PF „Mn LNG PF-I“ und PF „Mn LNG PF-II“. Geschweißt wurde mit dem Draht G Z 17 15 Mn W und dem Schutzgas M14 + 5 % N₂.



Abbildung 7-3: Geschweißte Demonstratorbleche der Dicke $t = 12$ mm in Schweißpositionen PC (a) und PF (b)

Die Probennahme erfolgte gemäß der [Tabelle 7-2](#).

Tabelle 7-2: Übersicht der Probennahme Probe PF

Probekörper:	Prüfungen	Proben
„Mn LNG PF-I“	Querzug:	2311-30_PF_1 2311-30_PF_2
	Biegeprüfung:	2311-29_PF_1 2311-29_PF_2 2311-29_PF_3
	Kerbschlagbiegeprüfung:	PF_SG_1 PF_SG_2 PF_SG_3 PF_SL_1 PF_SL_2 PF_SL_3 PF_W1_1 PF_W1_2 PF_W1_3 PF_W3_1 PF_W3_2 PF_W3_3
	Makro:	Makro_„Mn LNG PF-I“ Makro_„Mn LNG PF-II“
„Mn LNG PF-II“	Längs-Zug:	2403-26_PF_1 2403-26_PF_2 2403-26_PF_3 2403-26_PF_4 2403-26_PF_5 2403-26_PF_6

7.2 Ergebnisse und Auswertung

Die metallografischen, mechanisch-technologischen, chemischen und fraktografischen Untersuchungen lieferten wesentliche Erkenntnisse über das Verhalten der in den Schweißpositionen PC und PF hergestellten Versuchskörper. Die Ergebnisse werden im folgenden Abschnitt systematisch dargestellt und ausgewertet.

7.2.1 Makroskopische und metallografische Untersuchungen

Nachfolgend sind die Makroschliffe der Proben dargestellt. Die Untersuchung erfolgte gemäß ISO 17639, welche die metallografische Analyse von Schweißnähten regelt. Ziel dieser Auswertung ist die vergleichende Bewertung der Schweißnahtqualität in Abhängigkeit von der Schweißposition. Bei den PC-Schweißnähten („PC-I“ und „PC-II“) handelt es sich um horizontal ausgeführte Schweißverbindungen. Die Makroschliffe zeigen eine homogene Erstarrungsstruktur. Die Nahtkonturen sind gleichmäßig ausgebildet, und es sind keine signifikanten Unregelmäßigkeiten wie Risse oder ausgeprägte Poren zu erkennen.

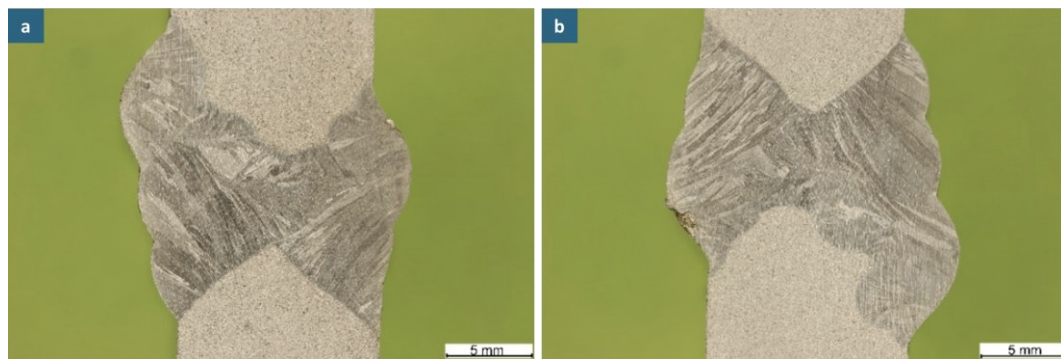


Abbildung 7-4: Makroskopische Aufnahme der Probe „Mn LNG PC-I“ (a) und „Mn LNG PC-II“ (b)

Die PF-Schweißnähte („PF-I“ und „PF-II“) wurden in steigend geschweißter Position hergestellt. In den Makroschliffen ist eine feinere Erstarrungsstruktur zu beobachten, was auf eine stabilere Erstarrung und eine bessere Durchmischung des Schweißguts hindeutet. Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Schweißnähte beider Positionen eine hohe Qualität aufweisen.

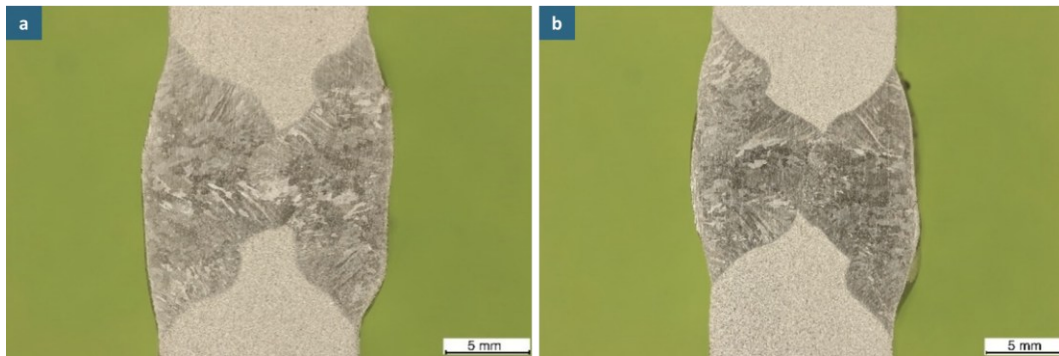


Abbildung 7-5: Makroskopische Aufnahme der Probe „Mn LNG PF-I“ (a) und „Mn LNG PF-II“ (b)

7.2.2 Mechanisch-technologische Kennwerte

Biegeprüfung. Ziel der Prüfung war es, die Verformbarkeit der Schweißverbindungen zu bewerten und eine potenzielle Rissbildung oder andere Fehlstellen zu identifizieren. Alle geprüften Proben wurden ohne eine erkennbare Rissbildung oder einen signifikanten Materialfehler verformt, was in den Bemerkungen der Tabelle als „ohne Risse etc.“ festgehalten wurde. Dies weist darauf hin, dass die Schweißverbindungen eine hohe Duktilität und ausreichende Zähigkeit aufweisen, um plastische Verformungen unter Biegebeanspruchung ohne strukturelle Schäden zu überstehen. Zusammenfassend bestätigen die Ergebnisse der Biegeprüfung die hohe Qualität der Schweißnähte, da keine kritischen Fehler oder Versagen durch Rissbildung auftraten.

Tabelle 7-3: Auswertung der Biegeprüfung

Probe-Nr. / Position	Art der Prüfung	Maße		Biege- winkel α in °	Ausgangs- messlänge L_0 in mm	Dehnung A in %	Bemerkung
		t_s in mm	b in mm				
2311-29_ PC_1	SBB	10,05	11,89	175	16	17,9	ohne Risse etc.
2311-29_ PC_2	SBB	10,07	11,98	175	13	16	ohne Risse etc.
2311-29_ PC_3	SBB	10,04	12,18	175	20	19,6	ohne Risse etc.
2311-29_ PF_1	SBB	9,96	12,14	175	19	20	ohne Risse etc.
2311-29_ PF_2	SBB	10,09	12,22	175	18	23,1	ohne Risse etc.
2311-29_ PF_3	SBB	10,05	12,68	175	17	22,5	ohne Risse etc.

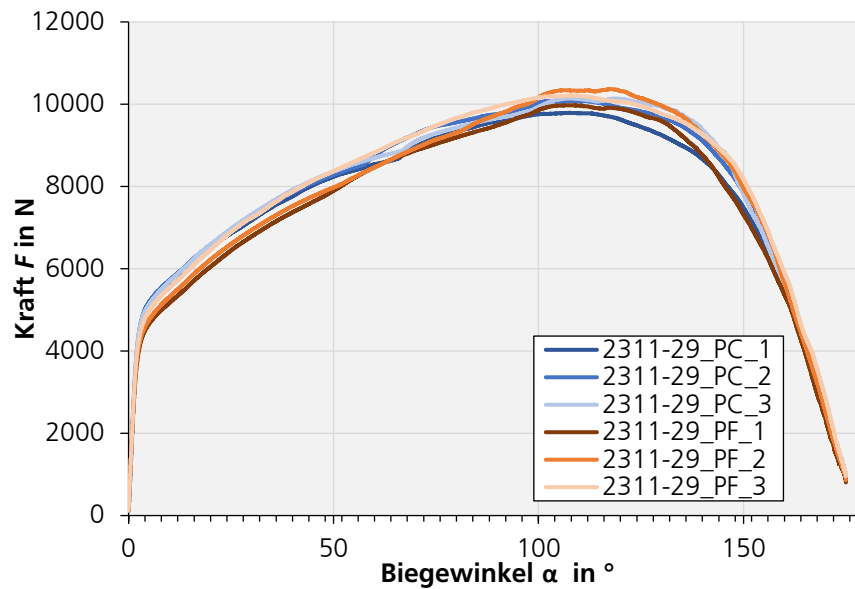


Abbildung 7-6: Kraft-Biegewinkel-Diagramm der einzelnen Biegeproben im Vergleich

Kerbschlagbiegeversuch. Im Rahmen der Kerbschlagbiegeversuche wurden Proben aus verschiedenen Bereichen einer Schweißverbindung bei einer Prüftemperatur von -196 °C untersucht. Die Prüfungen erfolgten gemäß ISO 9016 mit Charpy-V-Kerben durch die Dicke der Proben, wobei die gekerbte Fläche parallel zur Oberfläche lag. Untersucht wurden dabei das Schweißgut (SG), die Schmelzlinie (SL) sowie die Wärmeeinflusszone (WEZ).

Schweißung PC

Die Proben im Schweißgutbereich (VWT 0/1) zeigten mit einem Mittelwert der Kerbschlagarbeit von $107,6\text{ J}$ eine sehr gute Zähigkeit bei Tieftemperatur. Alle Einzelwerte lagen deutlich über 90 J , was auf eine hohe Kerbschlagzähigkeit hinweist. Auch die Proben im Bereich der Schmelzlinie (VHT 0/1) wiesen mit einem Mittelwert von $90,9\text{ J}$ eine gute Zähigkeit auf.

In der Wärmeeinflusszone selbst zeigte sich jedoch ein deutlicher Abfall der Kerbschlagarbeit, was auch bereits in den Laborschweißungen erkennbar war. Die Proben an Position VHT 1/1 erreichten lediglich einen Mittelwert von $50,0\text{ J}$, während an der Position VHT 3/1 mit einem Mittelwert von $33,4\text{ J}$ die niedrigsten Werte festgestellt wurden. Diese Ergebnisse weisen darauf hin, dass die WEZ, insbesondere in größerer Entfernung zur Schweißnaht, deutlich versprödeter ist und somit ein potenzielles Risiko für Spröbruchverhalten bei tiefen Temperaturen darstellen kann.

Tabelle 7-4: Auswertung der Kerbschlagbiegeprüfung der Proben PC

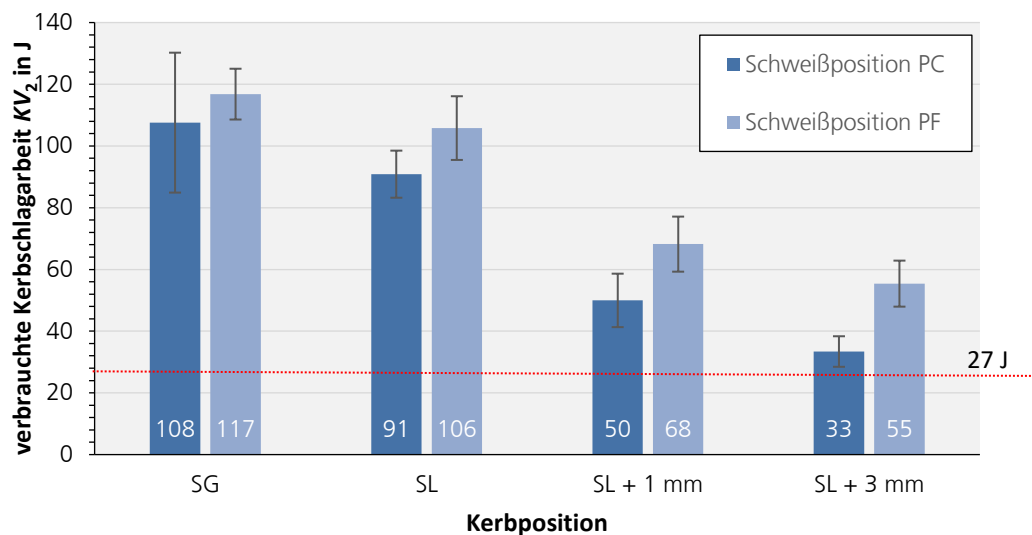
Probe-Nr. Position	Bezeichnung ¹⁾	Prüftemperatur	Kerbschlagarbeit	Bruchlage
		T in °C	KV_2 in J	
PC_SG_1	VWT 0/1	-196	133,5	SG
PC_SG_2	VWT 0/1	-196	91,5	SG
PC_SG_3	VWT 0/1	-196	97,7	SG
Mittelwert:			107,6	
PC_SL_1	VHT 0/1	-196	82,1	SG/WEZ
PC_SL_2	VHT 0/1	-196	96,0	SG/WEZ
PC_SL_3	VHT 0/1	-196	94,5	SG/WEZ
Mittelwert:			90,9	
PC_W1_1	VHT 1/1	-196	47,1	WEZ
PC_W1_2	VHT 1/1	-196	59,7	WEZ
PC_W1_3	VHT 1/1	-196	43,1	WEZ
Mittelwert:			50,0	
PC_W3_1	VHT 3/1	-196	29,9	WEZ
PC_W3_2	VHT 3/1	-196	36,9	WEZ
Mittelwert:			33,4	

Schweißung PF

Die Proben aus dem Schweißgut (VWT 0/1) zeigten mit einem Mittelwert von 116,8 J eine höhere Zähigkeit im Vergleich zur Serie PC. Die Werte lagen durchweg über 108 J, was auf eine hervorragende Zähigkeit des Schweißguts hinweist. Im Bereich der Schmelzlinie (VHT 0/1) wurde ein Mittelwert von 105,8 J erzielt. Die Wärmeeinflusszone zeigte in der Serie PF insgesamt höhere Werte als bei Serie PC. Die Position VHT 1/1 erreichte 68,2 J, während die Position VHT 3/1 mit 55,4 J ebenfalls über den Werten der PC-Serie lag. Eine zusammenfassende Darstellung ist in [Abbildung 7-7](#) ersichtlich.

Tabelle 7-5: Auswertung der Kerbschlagbiegeprüfung der Proben PF

Probe-Nr. Position	Bezeichnung ¹⁾	Prüftemperatur	Kerbschlagarbeit	Bruchlage
		T in °C	KV_2 in J	
PF_SG_1	VWT 0/1	-196	117,6	SG
PF_SG_2	VWT 0/1	-196	108,2	SG
PF_SG_3	VWT 0/1	-196	124,6	SG
Mittelwert:			116,8	
PF_SL_1	VHT 0/1	-196	117,5	SG/WEZ
PF_SL_2	VHT 0/1	-196	101,9	SG/WEZ
PF_SL_3	VHT 0/1	-196	98,0	SG/WEZ
Mittelwert:			105,8	
PF_W1_1	VHT 1/1	-196	78,5	WEZ
PF_W1_2	VHT 1/1	-196	63,0	WEZ
PF_W1_3	VHT 1/1	-196	63,1	WEZ
Mittelwert:			68,2	
PF_W3_1	VHT 3/1	-196	46,8	WEZ
PF_W3_2	VHT 3/1	-196	59,3	WEZ
PF_W3_3	VHT 3/1	-196	60,1	WEZ
Mittelwert:			55,4	

Abbildung 7-7: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben PC und PF; ISO 148-1; -196 °C; Kerbpositionen; n = 3; Mittelwert ($\pm$ SD)

Laterale Breitung. Die Auswertung der Kerbschlagproben bezüglich ihrer lateralen Breitung ergab die nachfolgenden Ergebnisse. Zu den normentechnischen Einordnungen sind die Anforderungen an die lateralen Breitungen eingezeichnet. Für den Einsatz in LNG gelten Anforderungen von Werten größer als 0,38 mm, während der Einsatz in LH₂ laterale Breitungen von 0,53 mm fordert.

Bei der Schweißposition PF liegen sämtliche Werte oberhalb der LNG- und LH₂-Anforderungen.
Bei der Schweißposition PC liegen die Werte aus SG und SL oberhalb der LNG- und LH₂-Anforderungen. Die WEZ unterschreitet aber sowohl die LNG- als auch die LH₂-Anforderung.

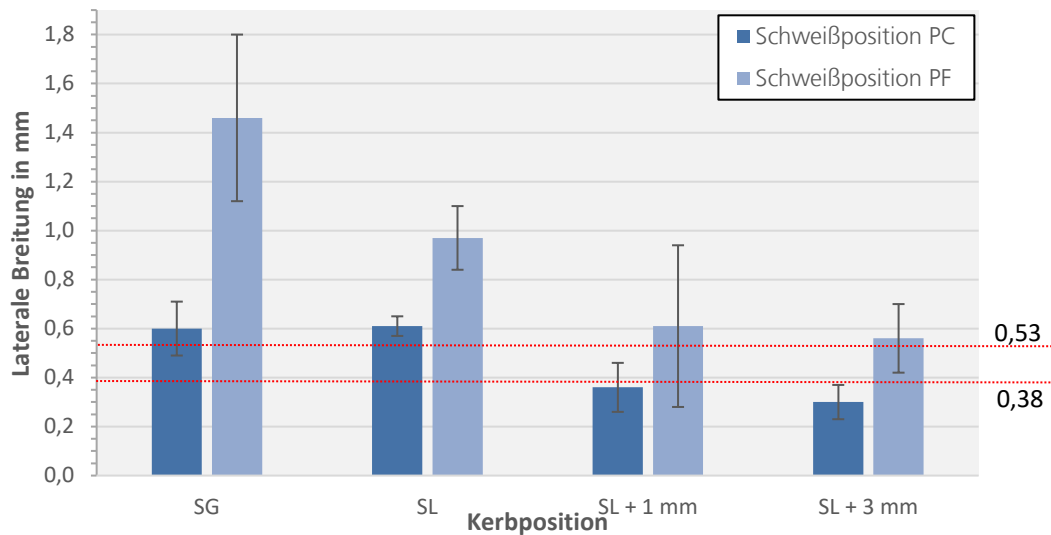


Abbildung 7-8: Laterale Breitung [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm) der Proben PC und PF; ISO 148-1; -196 °C; n = 3; Mittelwert (±SD)

Mikroskopische Betrachtung. Die Mikrostruktur der Proben PC und PF im Bereich der Schmelzlinie zeigen keine Auffälligkeiten, die mit einem Rückgang der Kerbschlagzähigkeiten korrespondieren. Ebenso sind keine offensichtlichen Auffälligkeiten im Vergleich von SL + 1 mm und SL + 3 mm erkennbar.

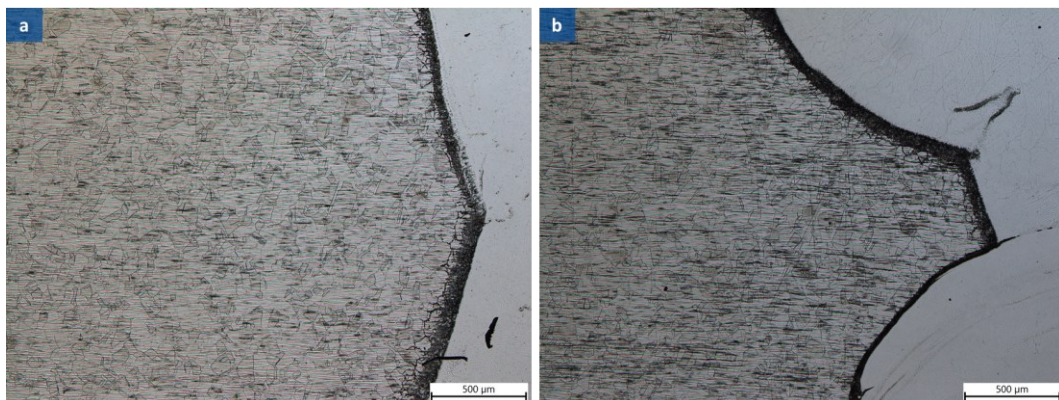


Abbildung 7-9: Querschliff im Bereich der Schmelzlinie: Position PC (a) und Position PF (b)

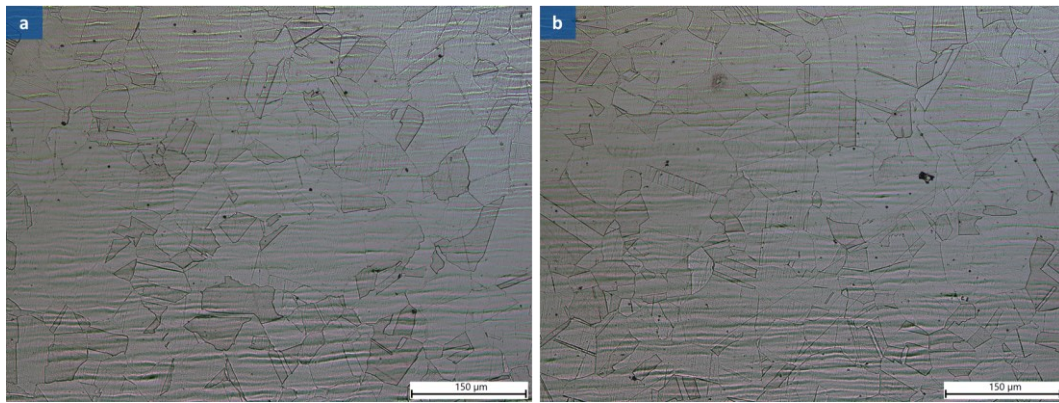


Abbildung 7-10: Mikroschliff der Probe PC im Bereich: 1 mm von der SL, $KV_2 = 50$ J (a) und Bereich 3 mm von der SL, $KV_2 = 33$ J (b)

Querzugversuch. Im Rahmen der mechanischen Werkstoffprüfung wurden Querzugversuche an Proben der Serie PC durchgeführt. Die Prüfstücke hatten eine Dicke von etwa 12 mm und eine Breite von ca. 25 mm im Bereich der Schweißverbindung. Bei den beiden getesteten Proben wurde ein Bruch im Grundwerkstoff festgestellt, jeweils mit einem duktilen Versagensbild. Die maximale Prüfkraft lag bei 210,3 kN bzw. 208,5 kN, woraus sich eine Zugfestigkeit R_m von 701,4 N/mm² bzw. 695,6 N/mm² ergibt. Der Mittelwert der Zugfestigkeit beträgt somit 698,5 N/mm², was für einen tragfähigen Grundwerkstoff spricht und darauf hinweist, dass die Schweißverbindung selbst mechanisch nicht die schwächste Zone darstellt. Auch die Proben der Serie PF wurden unter gleichen Bedingungen geprüft. Im Unterschied zur PC-Serie trat der Bruch jedoch in beiden Fällen im Schweißgut auf, was auf eine leicht geringere Festigkeit dieses Bereichs hindeutet. Das Bruchverhalten war ebenfalls duktil, was ein positives Zeichen für die plastische Verformungsfähigkeit ist. Die maximale Prüfkraft lag bei 207,5 kN bzw. 205,4 kN, entsprechend Zugfestigkeiten von 681,5 N/mm² und 658,2 N/mm². Der daraus berechnete Mittelwert der Zugfestigkeit beträgt 669,9 N/mm² und liegt somit merklich unter dem Mittelwert der PC-Serie. Die Ergebnisse sind in [Tabelle 7-6](#) und [Abbildung 7-11](#) dargestellt.

Tabelle 7-6: Auswertung des Querzugversuchs der Proben PC und PF

Probe-Nr. Position	Maße ¹⁾		maximale Prüfkraft	Zugfestigkeit	Bruchlage	Bemerkung/
	t_s in mm	b in mm	F_m in kN	R_m in N/mm ²		
2311-30_PC_1	11,96	25,02	210,3	701,4	Grundwerkstoff	duktils Versagen
2311-30_PC_2	11,98	25,02	208,5	695,6	Grundwerkstoff	duktils Versagen
Mittelwert:			209,4	698,5	-	-
2311-30_PF_1	12,15	25,06	207,5	681,5	Schweißgut	duktils Versagen
2311-30_PF_2	12,15	25,03	205,4	658,2	Schweißgut	duktils Versagen
Mittelwert:			206,5	669,9	-	-

1) im Bereich der Schweißverbindung

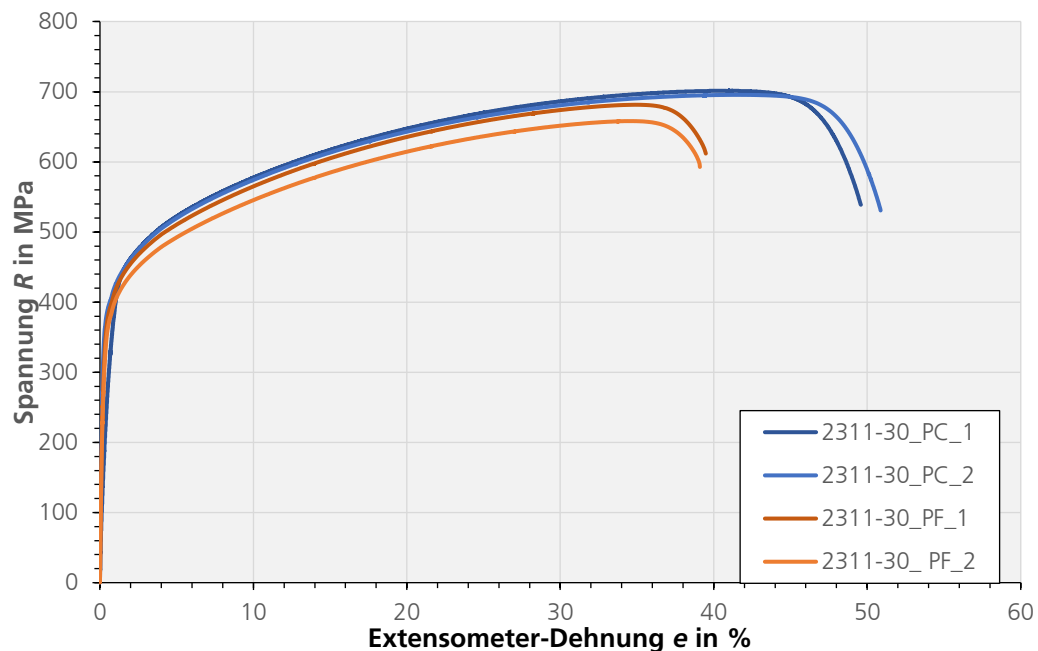


Abbildung 7-11: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Querzugversuche nach ISO 4136; 20 °C; n = 2 je Schweißposition (PC/PF)

Längszugversuch. Es wurden je sechs Rundproben aus dem Schweißgut im Längszugversuch getestet. Die Proben wiesen einen Durchmesser von ca. 5 mm und eine Anfangsmesslänge von 24,9 mm auf. Bei den Versuchen der Reihe PC betrug die maximale Kraft im Mittel 12,77 kN, was einer Zugfestigkeit (R_m) von 651,3 MPa entspricht. Die Streckgrenze ($R_{p0,2}$) lag bei 411,5 MPa, die Bruchdehnung (A) durchschnittlich bei 25,5 %. Die Ergebnisse zeigen ein insgesamt solides mechanisches Verhalten mit gleichmäßiger plastischer Verformung. Es wurde ein duktils Versagen beobachtet, das für eine Schweißverbindung wünschenswert ist, da es auf eine gute

Energieaufnahmefähigkeit hindeutet. Die mittlere Zugfestigkeit der Serie PF lag bei 673,7 MPa, also rund 22 MPa über der PC-Serie. Die mittlere Streckgrenze betrug 384,1 MPa und ist damit zwar niedriger als bei PC, jedoch bei gleichzeitig höherer Bruchdehnung von 26,6 %, was auf ein günstigeres Dehnungsverhalten hindeutet.

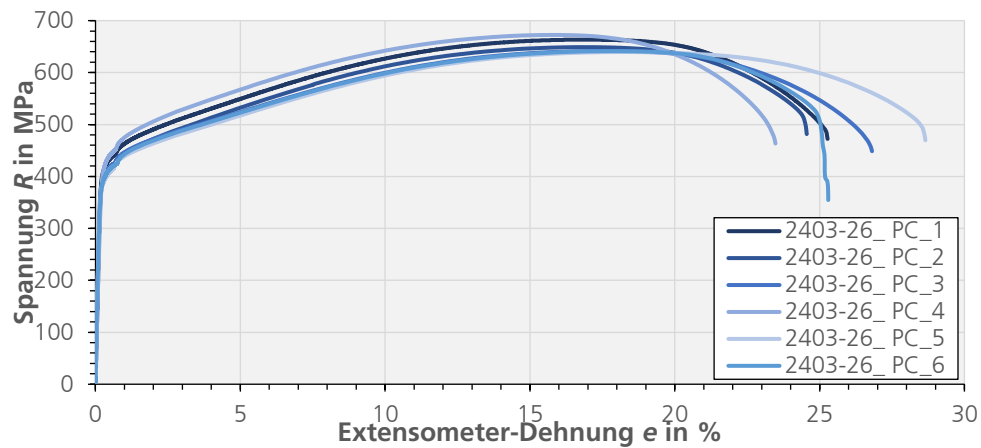


Abbildung 7-12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Längszugversuchs nach ISO 6892-1; 20 °C; $n = 6$ (PC)

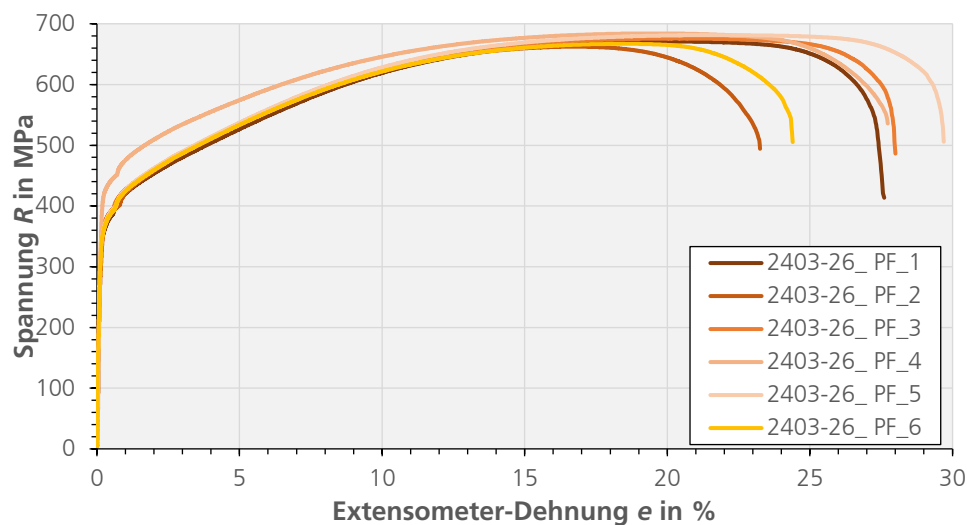


Abbildung 7-13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Längszugversuchs nach ISO 6892-1; 20 °C; $n = 6$ (PF)

Tabelle 7-7: Auswertung des Längszugversuchs

Probe	Proben- durch- messer	Anfangs- - messlän- ge	Maximal- kraft	Streckgrenze	Zug- festigkeit	Bruch- - dehnu- ng	Bemer- - kung
	d_0 in mm	L_0 in mm	F_m in kN	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	
2403-26_ PC_1	4,99	24,9	12,99	425,0	663,5	25,1	-
2403-26_ PC_2	4,99	24,9	12,68	406,0	649,0	24,4	-
2403-26_ PC_3	5,00	24,9	12,58	409,9	641,6	26,6	-
2403-26_ PC_4	5,00	24,9	13,20	427,1	672,5	23,3	-
2403-26_ PC_5	4,99	24,9	12,52	397,0	639,6	28,5	-
2403-26_ PC_6	5,01	24,9	12,64	404,2	641,4	25,2	-
Mittelwert:			12,77	411,5	651,3	25,5	-
2403-26_ PF_1	4,99	24,9	13,14	366,7	670,9	27,5	-
2403-26_ PF_2	4,97	24,9	12,85	385,4	662,4	22,9	-
2403-26_ PF_3	4,97	24,9	13,11	377,4	675,9	27,9	-
2403-26_ PF_4	4,97	24,9	13,26	427,3	684,3	27,6	-
2403-26_ PF_5	5,00	24,9	13,36	375,4	681,4	29,5	-
2403-26_ PF_6	4,99	24,9	13,05	372,4	667,2	24,2	-
Mittelwert:			13,13	384,1	673,7	26,6	-

7.2.3 Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter

Die nachfolgende [Tabelle 7-8](#) dokumentiert die chemische Zusammensetzung der Schweißgüter. PF zeigte erhöhten Abbrand (C, Mn, Ni) gegenüber PC. Der Effekt ist positions- und wärmeleitungsspezifisch.

Tabelle 7-8: Ergebnisse der chemischen Analyse der Proben PC und PF

Versuch	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N	W	Al	Fe
PC	0,125	10,1	0,43	12,6	16,9	0,06	0,12	2,9	-	Bal.
PF	0,107	9,4	0,43	11,0	17,0	0,09	0,12	2,3	-	Bal.

7.2.4 Bruchflächen- und REM-Analysen

Um die Ursache für die niedrigeren Kerbschlagarbeitswerte in der WEZ von X2CrMnNiN17-7-5 zu ermitteln, wurden Schliffbilder der Kerbschlagproben aus der WEZ, die die niedrigsten

Kerbschlagarbeitswerte aufwiesen, angefertigt (siehe [Abbildung 7-14](#)). Dies ermöglichte die Untersuchung der Rissentstehung und des Rissfortschritts. Wie gezeigt, erfolgt der Bruch intergranular, d. h. entlang der Korngrenzen. Außerdem ist eine verformungsbedingte Zwillingsbildung zu erkennen.

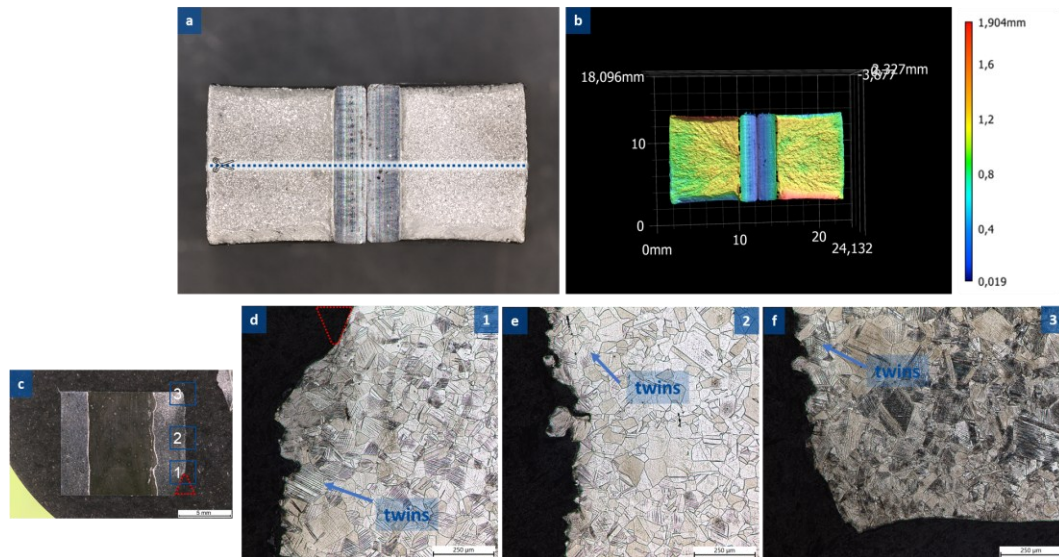


Abbildung 7-14: Präparationsschritt einer Kerbschlagprobe zur Analyse (a), Profilometeraufnahme der Bruchfläche (b), Übersicht der Querschliffpositionen (c), Querschliffe unter dem LOM, Bruch entlang der Korngrenzen und Identifizierung von Verformungszwillingen (d-f)

Die Untersuchung der Korngrenzen mit dem Rasterelektronenmikroskop ergab Ausscheidungen an den Korngrenzen ([Abbildung 7-15](#)). Dabei ergibt sich ein klassisches Bild thermisch aktivierter Ausscheidungsreaktionen an den Korngrenzen, typischerweise Chromkarbide. Diese Ausscheidungen führen zu einer erhöhten Sprödigkeit und somit verminderter Zähigkeit entlang der Korngrenzen und stellen eine potenzielle Schwachstelle dar. Es wurde eine EDX-Analyse an vier markanten Punkten durchgeführt: innerhalb des Korns (Punkt 1) und auf der Korngrenze (Punkt 2–4), die dies bestätigte.

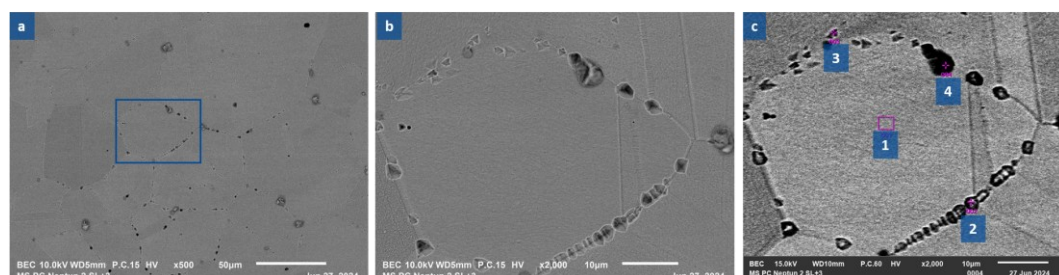


Abbildung 7-15: Ausscheidungen an den Korngrenzen des mittelmanganhaltigen Stahls: Übersichtsaufnahme (a), analysierter Bereich (b), Messpunkte zur EDX-Analyse (c)

8 Wärmenachbehandlung und Eigenschaftsoptimierung

Neben den im vorangegangenen Kapitel beschriebenen Ausscheidungen auf den Korngrenzen hat auch der Umformungsgrad einen maßgeblichen Einfluss auf das Werkstoffverhalten manganhaltiger Stähle. Ein Kaltumformen führt zu einer ausgeprägten Kaltverfestigung, gleichzeitig wird jedoch die Duktilität und Zähigkeit reduziert. Für den Einsatz unter kryogenen Bedingungen ist jedoch gerade eine hohe Kaltzähigkeit entscheidend. Die Kombination aus den schweißbedingten Gefügeveränderungen und der durch die Umformung induzierten Kaltverfestigung stellt daher eine besondere Herausforderung dar. Besonders anschaulich zeigt sich dieser Zusammenhang bei der Herstellung von Klöpperböden. Ihre Fertigung erfordert intensive Umformprozesse, wodurch in großen Bereichen eine ausgeprägte Kaltverfestigung entsteht. Die Fertigung von Klöpperböden ist in Abschnitt 2.2.2 beschrieben.

8.1 Versuchsmatrix

Zur systematischen Erfassung dieser Einflüsse wurde ein Versuchsprogramm definiert, in dem Proben mit unterschiedlichen Fertigungszuständen untersucht werden:

- **As-welded:** Schweißnähte ohne anschließender Wärmenachbehandlung. Dient als Referenzzustand.
- **As-welded + PWHT:** Nachträgliche Wärmebehandlung bei Temperaturen oberhalb von 1.050 °C mit anschließendem Wasserabschrecken.
- **As-welded + $\phi=10$ %:** Kombination der durch das Schweißen eingebrachten Gefügeveränderungen mit den durch Umformung (z. B. Tiefziehen, Biegen, Bördeln) erzeugten Verfestigungen. Repräsentiert den realen Zustand verformter Bauteile ohne Wärmenachbehandlung.
- **As-welded + $\phi=10$ % + PWHT:** Nachträgliche Wärmenachbehandlung zur Bewertung der Kombination aus Verformung und Wärmenachbehandlung

8.2 Versuchsdurchführung

In den nächsten Teilabschnitten wird die Versuchsdurchführung beschrieben. Dabei wird auf die Versuchsschweißung, die Probenpräparation und die Glühparameter eingegangen.

8.2.1 Versuchsschweißung

Die Versuchsschweißungen erfolgten hier mittels UP-Schweißen identisch zu Kapitel 5.1 Versuch 1

8.2.2 Probenvorbereitung

Lösungsglühen. Die angewendete Glüh­temperatur orientierte sich an werkstoff­spezifischen Empfehlungen sowie an den Herstellerangaben, die einen Temperaturbereich von 1.050 °C bis 1.150 °C empfehlen [69]. Für die Untersuchungen wurde eine Temperatur von 1.150 °C gewählt, da das eine nahezu vollständige Auflösung unerwünschter Ausscheidungen gewährleistet. Die Wärmebehandlung erfolgte in einem elektrischen Laborofen der Marke *Carbolite* (vgl. [Abbildung 8-1](#)). Die Proben wurden für eine Haltezeit von 20 Minuten bei 1.150 °C behandelt. Diese Zeitspanne basiert auf werkstoff­spezifischen Erfahrungswerten sowie auf der Blechdicke vergleichbarer Anwendungen [69]. Eine zu kurze Haltezeit birgt das Risiko einer unvollständigen Auflösung von Karbiden und Ausscheidungen, während eine übermäßige Haltezeit ein unerwünschtes Kornwachstum fördern würde. Im Anschluss an das Glühen erfolgte ein sofortiges Abschrecken in Wasser, um eine erneute Ausscheidung während der Abkühlung zu verhindern.

Verformung. Zur gezielten Untersuchung des Einflusses plastischer Umformung auf das Gefüge sowie auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften wurde ein definierter Verformungsschritt an ausgewählten Zugproben durchgeführt. Hierfür kamen Standardproben zum Einsatz (vgl. [Abbildung 8-1](#)). Die Proben wurden unter quasistatischer Zugbelastung bis zu einer Dehnung von 10 % der Ausgangsmesslänge verformt. Nach Abschluss der Dehnung wurden aus den verformten Zugproben Kerbschlagproben entnommen (vgl. [Abbildung 8-1](#)). Damit war gewährleistet, dass sowohl die durch Schweißen eingebrachten Gefügeveränderungen als auch die zusätzlich induzierte plastische Verformung in die nachfolgenden mechanischen und mikrostrukturellen Untersuchungen einfließen.



Abbildung 8-1: Verwendeter Laborofen der Marke *Carbolite* (a), Kerbschlagproben aus bereits verformten Bereichen (b), Zugproben aus bereits verformten Bereichen (c), Proben während der Wärmebehandlung (d)

8.3 Ergebnisse und Auswertung

Darauf aufbauend werden die Wirkungen auf Zähigkeit, Härte und Mikrostruktur systematisch ausgewertet.

8.3.1 Mechanisch-technologische Eigenschaften

Kerbschlagbiegeversuch. Die Prüfungen erfolgten gemäß ISO 9016 mit Charpy-V-Kerben. Untersucht wurden dabei das Schweißgut (SG), die Schmelzlinie (SL) sowie die Wärmeeinflusszone (WEZ). Die Mittelwerte der Kerbschlagarbeiten sind in [Abbildung 8-2](#) dargestellt und geben einen umfassenden Einblick in das Verhalten der untersuchten Schweißverbindungen unter den verschiedenen Behandlungsbedingungen.

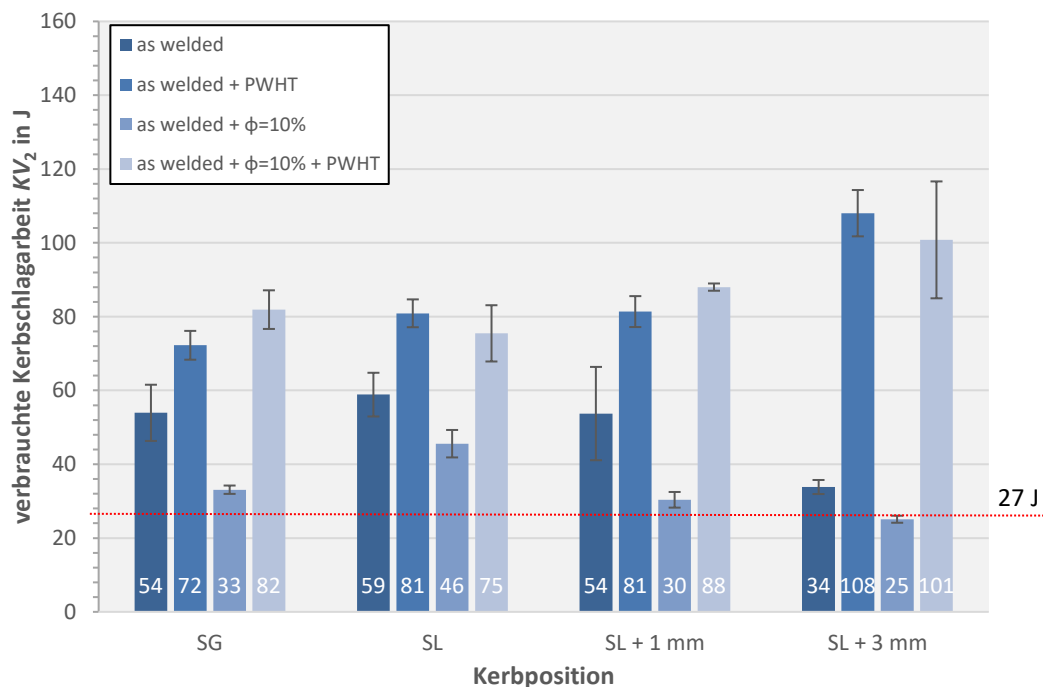


Abbildung 8-2: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Kerbpositionen und Zuständen nach ISO 148-1; $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$; Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm); Zustände: aw, aw + PWHT, aw + $\phi=10\%$, aw + $\phi=10\%$ + PWHT; $n = 3$ je Zustand/Position; Mittelwert ($\pm\text{SD}$)

Im Referenzzustand („as welded“) lagen die Mittelwerte der Kerbschlagarbeit im Schweißgut bei 53,6 J und auf der Schmelzlinie bei 58,8 J. In einem Abstand von 1 mm zur Schmelzlinie betrug die Energie mit 53,7 J fast den gleichen Wert, während in 3 mm Entfernung mit nur 33,8 J der niedrigste Wert des gesamten Untersuchungsbereichs gemessen wurde. Schon im Ausgangszustand war in größerem Abstand zur Schmelzlinie eine signifikante Reduktion der Zähigkeit zu beobachten, was auf eine erhöhte Spröbruchneigung in diesem Bereich hindeutet. Die Wärmenachbehandlung der Referenzproben („aw + PWHT“) hat in allen untersuchten Zonen die Kerbschlagarbeit deutlich

erhöht. Der Anstieg in 3 mm Entfernung von der Schmelzlinie war besonders markant. Hier wurde mit 108,1 J der höchste Wert der gesamten Untersuchung erreicht. Eine signifikante Steigerung wurde auch im Schweißgut (72,2 J), in der Schmelzlinie (80,9 J) sowie in 1 mm Entfernung (81,2 J) im Vergleich zum Referenzzustand festgestellt. Es ist ersichtlich, dass die Wärmenachbehandlung den Schweißbereich erheblich verbessert. Eine Verformung ohne anschließende Wärmenachbehandlung („aw + $\phi=10\%$ “) hingegen hatte einen erheblichen Rückgang der Zähigkeit zur Folge. Im Schweißgut wurden nur 36,1 J erfasst, in der Schmelzlinie waren es 45,6 J, während in 1 mm Entfernung 30,4 J und in 3 mm Entfernung sogar nur 25,1 J gemessen wurden. Ohne eine Wärmenachbehandlung ist eine Eignung für kryogene Anwendungen in diesem Zustand nahezu unmöglich. Wurde nach der Verformung die Wärmenachbehandlung („aw + $\phi=10\%$ + PWHT“) durchgeführt, konnte man eine erneute, deutliche Zähigkeitssteigerung beobachten. Die Schmelzlinie verzeichnete mit 75,5 J den niedrigsten Wert. Ein deutlich erhöhter Wert von 81,9 J war im Schweißgut zu verzeichnen. In einem Abstand von 1 mm wurden 88,0 J und in 3 mm Entfernung sogar 100,8 J erfasst. Es wird deutlich, dass die Wärmenachbehandlung nicht nur den negativen Einfluss der plastischen Deformation vollständig ausgleicht, sondern im Vergleich zum Referenzzustand auch eine erhebliche Verbesserung der Zähigkeit ermöglicht.

Laterale Breitung. Die Auswertung der Kerbschlagproben bezüglich ihrer lateralen Breitung ergab die nachfolgenden Ergebnisse. Zur normentechnischen Einordnungen sind die Anforderungen an die lateralen Breitungen eingezeichnet. Für den Einsatz in LNG gelten Anforderungen von Werten größer als 0,38 mm, während der Einsatz in LH₂ laterale Breitungen von 0,53 mm fordert.

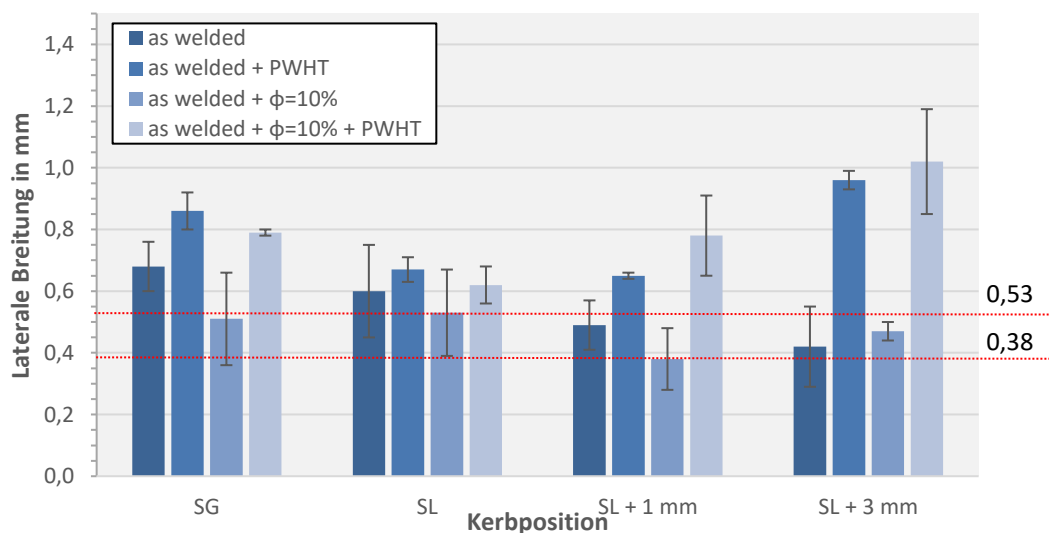


Abbildung 8-3: Laterale Breitung [mm] der Kerbschlagproben in Abhängigkeit der Kerbpositionen und Zuständen nach ISO 148-1; $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$; Kerbpositionen SG/SL/WEZ (SL+1/SL+3 mm); Zustände: aw, aw + PWHT, aw + $\phi=10\%$, aw + $\phi=10\%$ + PWHT; n = 3 je Zustand/Position; Mittelwert ($\pm$ SD)

Im as welded-Zustand liegen sämtliche Werte oberhalb der LNG-Anforderungen, womit dieser Zustand durchweg für LNG-Anwendungen qualifiziert ist, wohingegen in diesem Zustand der Werkstoff für LH₂ nur eingeschränkt einsetzbar ist. Nach einer Wärmenachbehandlung übertreffen die lateralen Breitungen in allen Kerbpositionen deutlich den Grenzwert von 0,53 mm. Damit erfüllt dieser Zustand sowohl die Anforderungen an LNG als auch an LH₂ uneingeschränkt. Im Falle einer plastischen Vorverformung von $\phi = 10 \%$ liegen die Werte konsistent oberhalb der LNG-Mindestanforderung, sodass die Eignung für LNG in allen Kerbpositionen gegeben ist. Gleichzeitig bleiben die Werte jedoch nahezu durchgehend unterhalb der LH₂-Grenze, wodurch dieser Zustand für LH₂-Anwendungen nicht qualifiziert ist. Die Kombination von Vorverformung und PWHT führt wiederum zu Werten, die in allen Fällen oberhalb der LNG-Grenze und größtenteils auch oberhalb der LH₂-Schwelle liegen. Somit ist dieser Zustand sowohl für LNG- als auch für LH₂-Anwendungen einsetzbar. Damit wird klar, dass insbesondere bei hohen Umformgraden, wie sie typischerweise bei der Herstellung von Klöpperböden auftreten, eine Wärmenachbehandlung unerlässlich ist, um die Eignung des Werkstoffs für den Einsatz unter LH₂-Bedingungen sicherzustellen.

Querzugversuch. In [Abbildung 8-4](#) sind die mechanischen Kennwerte der vier untersuchten Zustände vergleichend dargestellt. Die Referenzproben („aw“) wiesen mit Zugfestigkeiten von 698,9 MPa bzw. 703,9 MPa ein hohes Festigkeitsniveau auf. Der Bruch trat in allen Fällen im Schweißgut auf. Nach der Wärmenachbehandlung („aw + PWHT“) wurde eine Abnahme der Festigkeit beobachtet. Die Zugfestigkeiten lagen bei 666,6 MPa und 674,4 MPa. Ein deutlich verändertes Verhalten zeigten die Proben des Zustands „aw + $\phi=10 \%$ “. Hierbei wurden mit 728,1 MPa Zugfestigkeit die höchste Festigkeit erzielt. Auch in diesem Fall erfolgte der Bruch im Schweißgut. Wurde nach dem Recken zusätzlich eine Wärmenachbehandlung („aw + $\phi=10 \%$ + PWHT“) durchgeführt, so reduzierte sich die Zugfestigkeit auf 633,4 MPa, was den niedrigsten Wert des gesamten Vergleichs darstellte. Der Bruch erfolgte hier nicht mehr im Schweißgut, sondern im Grundwerkstoff.

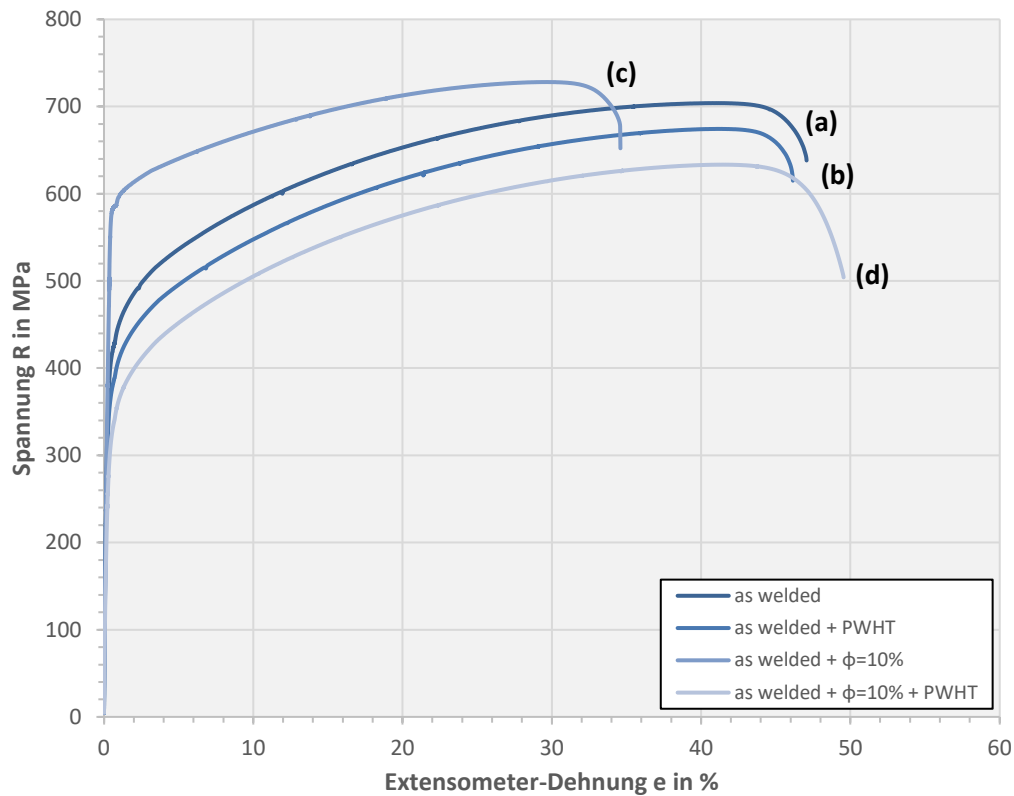


Abbildung 8-4: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Querkzugversuche nach ISO 4136; 20 °C; Zustände: aw (a), aw + PWHT (b), aw + $\phi=10\%$ (c), aw + $\phi=10\%$ + PWHT (d); n = 2 je Zustand; repräsentativ je eine Kurve

Härteprüfung. Am stärksten ausgeprägt zeigte sich der Härtezuwachs im gereckten Zustand („aw + $\phi=10\%$ “). In sämtlichen untersuchten Zonen stieg die Härte signifikant an und erreichte Werte von bis zu 266,9 HV10 im Grundwerkstoff sowie 263,6 HV10 in der Wärmeeinflusszone. Diese Messwerte stellen die höchsten Härtewerte der gesamten Untersuchung dar. Die beobachtete Zunahme lässt sich typischerweise auf eine Kaltverfestigung infolge plastischer Deformation zurückführen [64]. Bemerkenswert ist zudem, dass auch im Bereich der Schmelzlinie sowie im Schweißgut die Härtewerte im Zustand „aw + $\phi=10\%$ “ deutlich oberhalb des Referenzniveaus verblieben. Diese homogene Erhöhung verdeutlicht, dass der plastische Umformvorgang den gesamten Nahtbereich beeinflusste und eine Härtesteigerung durch ein induziertes Spannungsfeld bewirkte. Der Einfluss einer anschließenden Wärmenachbehandlung („aw + $\phi=10\%$ + PWHT“) führte zu einer signifikanten Reduktion dieses Effekts. In allen Zonen war ein deutlicher Härteabfall erkennbar, so sank beispielsweise der Wert in der Wärmeeinflusszone auf unter 192 HV10. Diese Erscheinung belegt eine wirksame Spannungsreduktion sowie eine Rekristallisation infolge der Nachbehandlung [72], [159]. Auch im Bereich der Schmelzlinie und des Schweißguts kam es zu einer Absenkung der Härtewerte, die im Vergleich zum gereckten Zustand („aw + $\phi=10\%$ “) zwischen 50 und 70 HV10 betrugen. Damit kann nahezu von einer vollständigen Rückbildung der plastisch

induzierten Verfestigung ausgegangen werden. Ein isolierter Effekt der Wärmebehandlung ließ sich ebenfalls im Zustand „aw + PWHT“ nachweisen. Hier wurde im Vergleich zur Referenz eine geringfügige, aber systematische Abnahme der Härtewerte festgestellt, etwa von 218 HV10 in der Wärmeeinflusszone auf 197 HV10. Diese Reduktion ist vermutlich auf ein Kornwachstum sowie einen Spannungsabbau zurückzuführen. Da jedoch keine plastische Deformation vorangegangen war, fiel die Wirkung der Wärmebehandlung mit etwa 20 HV10 vergleichsweise gering aus. Die Referenzproben („aw“) zeigten ein typisches Härteprofil für unbehandelte austenitische Schweißverbindungen. Dabei wurden im Grundwerkstoff maximale Härtewerte von 222 HV10 gemessen, während das Schweißgut mit 192 HV10 deutlich niedrigere Werte aufwies. Zur Schmelzlinie hin war ein weiteres Absinken der Härte erkennbar (207 HV10 in „aw“, 184 HV10 in „aw + $\phi=10\%$ +PWHT“), was mit lokalen Kornwachstumsprozessen in Verbindung gebracht werden kann [90]. Eine zonenspezifische Betrachtung verdeutlicht, dass nicht alle Bereiche gleichermaßen auf thermomechanische Behandlungen reagieren. Besonders die Wärmeeinflusszone erwies sich als hochsensibel gegenüber plastischer Verformung und anschließender Wärmebehandlung. Während im Referenzzustand („aw“) noch mittlere Werte von 218 HV10 registriert wurden, lagen die Werte nach kombinierter Deformation und Wärmebehandlung („aw + $\phi=10\%$ +PWHT“) lediglich bei etwa 190 HV10. Dieser Härteabfall lässt sich durch den Abbau plastisch induzierter Spannungen sowie durch ein thermisch ausgelöstes Kornwachstum erklären. Beide Effekte wirken sich materialtypisch festigkeitsmindernd aus und führen zu einer homogenen, zugleich jedoch weicheren Mikrostruktur. [159]

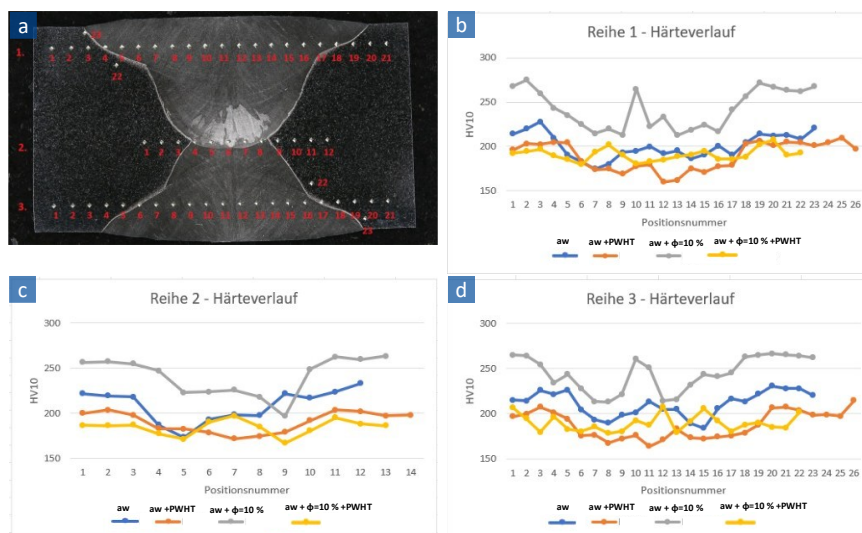


Abbildung 8-5: Härtemessung HV10; Messraster wie in (a) gezeigt; Punktabstand 1,0 mm; Nahtmitte/SL markiert; Darstellung als Einzelwerte (Verläufe b–d)

8.3.2 Metallografische Untersuchung

Zustand „as welded“

Der Mikroschliff im Referenzzustand in [Abbildung 8-6](#) zeigt den charakteristischen Übergang vom Schweißgut (SG) über die Schmelzlinie (SL) und die WEZ zum Grundwerkstoff. Das Schweißgut zeigt eine typische dendritische Erstarrungsstruktur mit epitaktischem Wachstum vom Grundwerkstoff in Richtung Nahtmitte. Im Übergangsbereich bzw. partiell angeschmolzene Zone PAZ lässt sich vermicularer (wurmformiger) Deltaferrit erkennen. Es handelt sich um einen typischen unvollständigen Aufschmelzbereich, dessen Breite und Ausbildung bei ähnlichen Werkstoffsystemen stark von der Wärmeeinbringung und der thermischen Leitfähigkeit des Grundwerkstoffs beeinflusst werden [90]. In der angrenzenden WEZ lässt sich ein globulares austenitisches Gefüge mit geringem Anteil an Deltaferrit erkennen. Geprägt ist das Gefüge auch von einigen Zwillingen. [69]

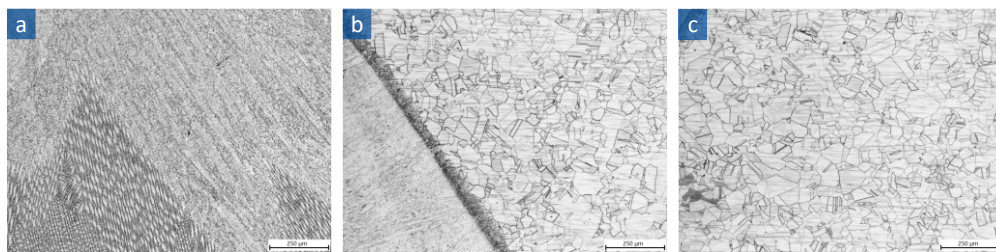


Abbildung 8-6: Querschliff im Zustand „aw“, Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c)

Zustand „as welded+PWHT“

Im Schweißgut [Abbildung 8-7](#) ist weiterhin die für austenitische Schweißnähte typische, dendritische Erstarrungsstruktur zu erkennen, wobei die Dendriten jedoch etwas feiner ausgebildet wirken. Einzelne Bereiche deuten auf eine neue Kornbildung hin, was typisch für Rekristallisationseffekte im thermisch beeinflussten Bereich ist [91]. Es wurde festgestellt, dass sich der Übergangsbereich in der Breite der PAZ als auch geringfügig im Deltaferritanteil unterscheiden. Die Probe weist eine etwas schmalere PAZ und geringere Deltaferritanteile auf, da diese folglich durch die Wärmebehandlung gelöst wurden. Die WEZ weist weiterhin ein vollständig rekristallisiertes, globulares Korngefüge auf.

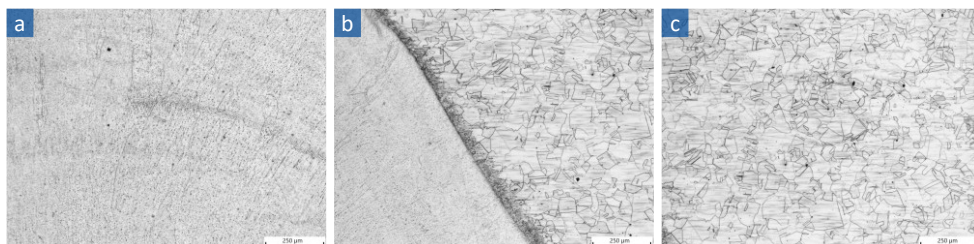


Abbildung 8-7: Querschliff im Zustand („as welded + PWHT“), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c)

Zustand „as welded + $\phi=10\%$ “

Es ist in [Abbildung 8-8](#) wieder das dendritische Gefüge im Schweißgut vorhanden, wobei die Struktur verglichen mit der Referenz weitgehend unverändert ist. Hierbei sind keine Hinweise auf eine Neukornbildung oder eine Umwandlung des Erstarrungsgefüges erkennbar. Die Schmelzlinie bleibt weiterhin klar abgrenzbar durch ihre Färbung, welche durch lokale Ausscheidungen oder Segregationen geprägt ist [\[90\]](#), [\[77\]](#). In der WEZ lassen sich verformte Körner und gedehnte Gefügeabschnitte erkennen, was typisch für einen zuvor kaltverformten Grundwerkstoff ohne nachträgliche Wärmebehandlung ist [\[157\]](#). Zusätzlich sind Verformungszwillinge erkennbar.

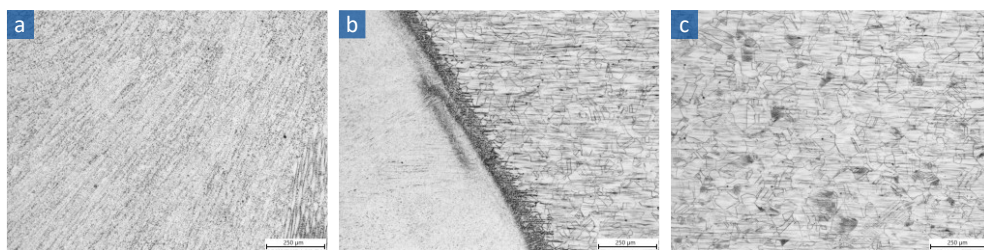


Abbildung 8-8: Querschliff im Zustand („as welded + $\phi=10\%$ “), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c)

Zustand „as welded + $\phi=10\%$ + PWHT“

Wird nach Umformung erneut ein Lösungsglühen durchgeführt, so rekristallisiert das Gefüge vollständig über alle Zonen hinweg ([Abbildung 8-9](#)). Verformungen lösen sich vollständig auf, die PAZ verliert ihren charakteristischen Charakter als „Übergangszone“ und verschmilzt optisch nahezu mit Schmelzlinie und WEZ. Es entsteht ein durchgehend homogenes Austenitgefüge mit leicht vergrößerter Kornmorphologie.

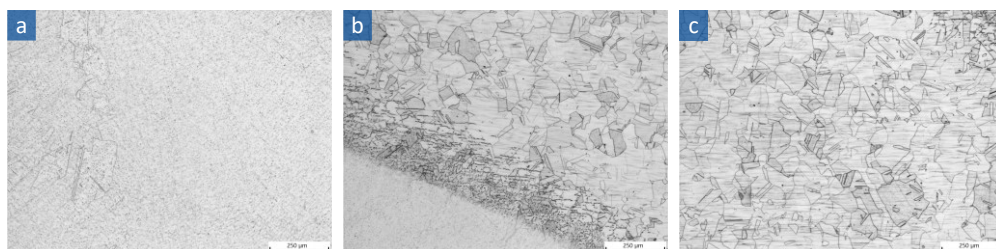


Abbildung 8-9: Querschliff im Zustand („as welded + $\phi=10\%$ + PWHT“), Schweißgut (a), Schmelzlinie (b) und WEZ (c)

9 Schweißrauchemissionen und Arbeitsschutzaspekte

Ergänzend zeigt dieses Kapitel die Schweißrauchemissionen und Arbeitsschutzaspekte auf. Dabei wird auf das Messverfahren zur Ermittlung der relevanten Messgrößen eingegangen und Empfehlungen/ Prävention hinsichtlich des verwendeten Prozesses ausgesprochen.

9.1 Versuchsaufbau und Messmethodik

Nachfolgend sind die Untersuchungen zur Schweißrauchexposition der Schweißer beim Verarbeiten von mittel- und hochmanganhaltigen Stählen dargestellt.

Hierfür kam die Fume-Box-Methode zum Einsatz, mit der die gravimetrische Emissionsbelastung des MSG-Schweißprozesses unter verschiedenen Schweißzusätzen und Randbedingungen erfasst wurde. Die Fume-Box wurde in Anlehnung an DIN EN ISO 15011 konstruiert und als Prototyp gefertigt, wie [Abbildung 9-1](#) dargestellt.

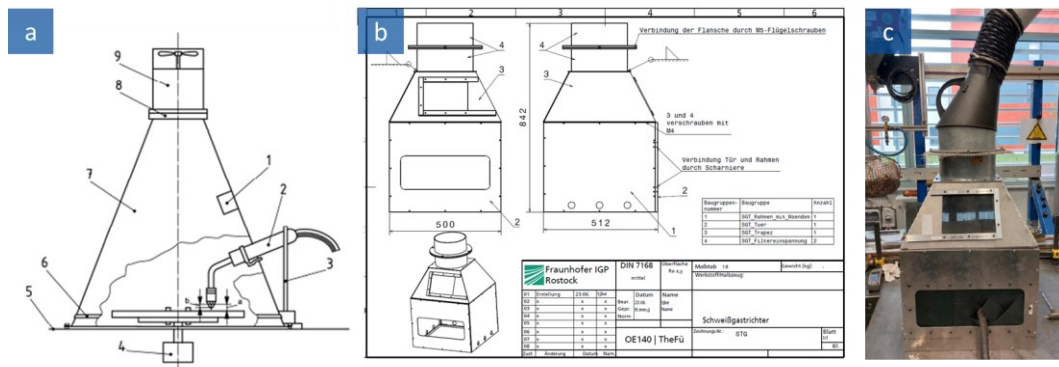


Abbildung 9-1: Fume-Box: Von der Konstruktion bis zur Nutzung

9.2 Durchführung der Emissionsmessungen

Ein Versuch erstreckte sich über insgesamt 90 Sekunden. In den ersten 30 Sekunden wurde geschweißt, gefolgt von einer 60-sekündigen Nachlaufzeit der Absaugung. Im Anschluss konnten die Filter entnommen und analysiert werden, um die Masse der Rauchpartikel zu bestimmen. Dazu wurden sie vor und nach dem Experiment gewogen. Die Differenz [in mg] entspricht der abgeschiedenen Partikelmasse.

Ziel der Methode ist es, die Menge und Art an freigesetzten Schweißrauchen zu bestimmen, die von den Schweißern eingeatmet werden könnten und mit den am Arbeitsplatz zugelassenen Grenzwerten zu vergleichen. In dieser Arbeit werden lediglich die quantitativen Ergebnisse betrachtet und miteinander verglichen. Die Versuche unterscheiden sich hinsichtlich Grund- und Zusatzwerkstoff, Schweißstromstärke sowie in einzelnen Fällen in der Zusammensetzung des Schutzgases und der Lichtbogenart. Das überwiegend eingesetzte Schutzgas war M12 (98 % Ar, 2 % CO₂). Nachfolgend sind die variierten Faktoren dargestellt.

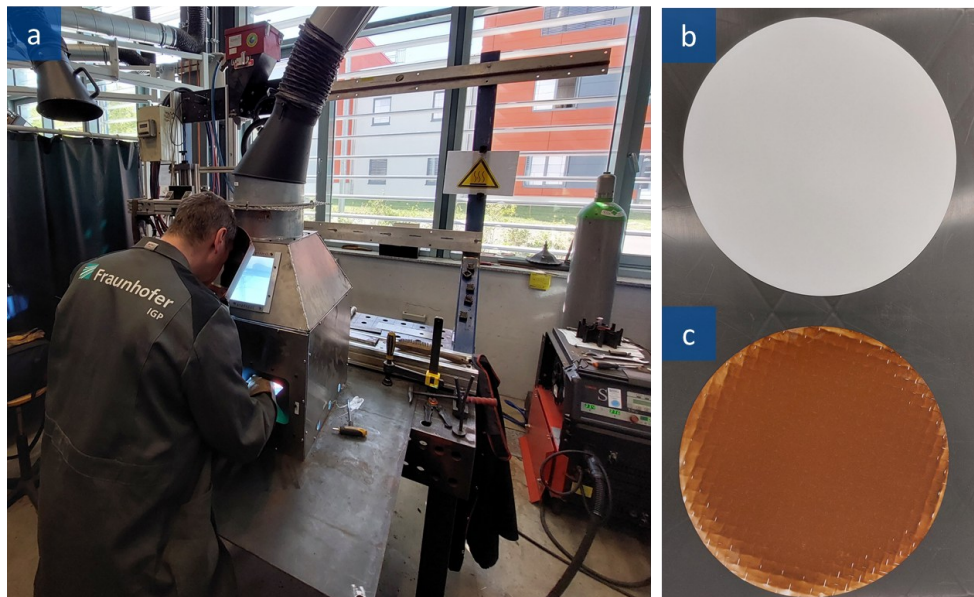


Abbildung 9-2: Durchführung der Schweißversuche und Filterelement vor und nach der Schweißung

Tabelle 9-1: Übersicht der variierten Faktoren

Zusatzwerkstoffe	Grundwerkstoffe	Stromstärkebereiche	Schutzgase	LB
G Z 17 15 Mn W	S355	200 A	M12	Impulslichtbogen
S Ni 6625	1.4371	300 A	M12 + 4 % N ₂	Kurzlichtbogen
HighMn FD	High Mn	400 A	M14	

9.3 Ergebnisse und Auswertung

Die Konsolidierung der Einflussgrößen, Partikelmorphologie und Ergebnisse vorheriger Untersuchungen werden im Folgenden näher erläutert.

9.3.1 Einfluss des Grundwerkstoffs

Zur quantitativen Erfassung der Schweißrauchemissionen wurden die einzelnen Versuchsanordnungen separat analysiert. Im Rahmen der Untersuchungen erfolgte das Schweißen des Zusatzwerkstoffs G Z 17 15 Mn W auf allen verwendeten Grundwerkstoffen unter konstanten Prozessbedingungen bei einer Stromstärke von 300 A. Die entsprechenden Messergebnisse sind in [Abbildung 9-3](#) dargestellt, welche den Einfluss verschiedener Grundwerkstoffe auf die Schweißrauchemission bei konstantem Zusatzwerkstoff veranschaulicht. Es zeigte sich, dass die Schweißrauchemissionen beim hochmanganhaltigen Stahl mit einer Emissionsmenge von etwa 150 mg signifikant höher ausfielen als bei unlegiertem Baustahl (84 mg) sowie beim Mittelmanganaustenit 201LN (61 mg). Diese erhöhten Emissionswerte lassen sich vermutlich auf die ausgeprägte Verdampfungsneigung von Mangan zurückführen, das mit einem vergleichsweise niedrigen Siedepunkt von 2061 °C bereits bei moderaten Prozessbedingungen verdampft und rasch

zu Manganoxiden reagiert. Im Gegensatz dazu resultiert die Rauchbildung beim Baustahl primär aus der Oxidation von Eisen. Während Eisen selbst eine geringere Verdampfungsneigung aufweist, führt die Bildung großer Mengen an Eisenoxiden zu einer erhöhten Schweißrauchpartikelkonzentration. Beim austenitischen Werkstoff 201LN sind die Emissionen hingegen vergleichsweise niedrig.

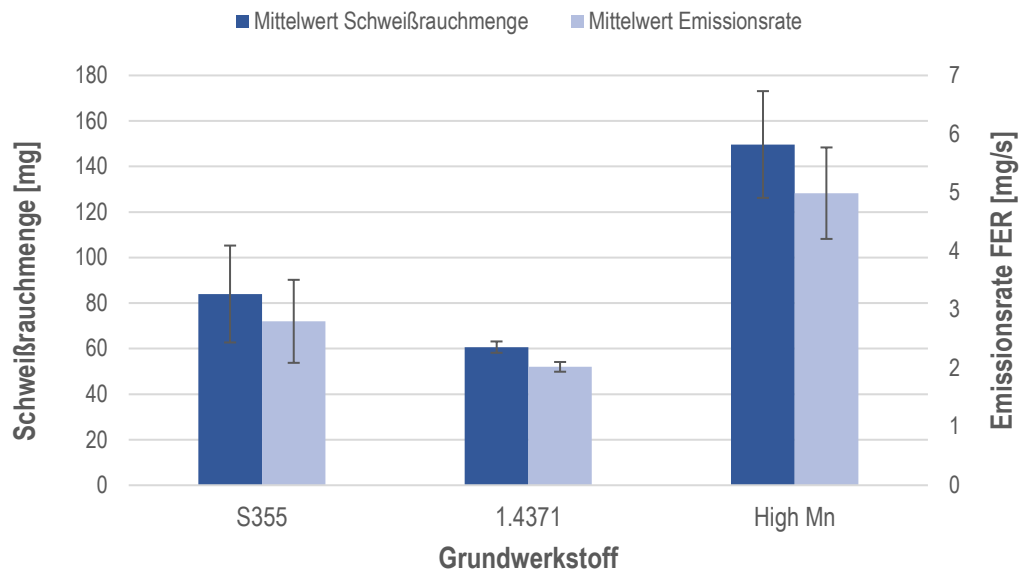


Abbildung 9-3: Einfluss verschiedener Grundwerkstoffe auf die Schweißrauchemission bei gleichbleibendem Zusatzwerkstoff G Z 17 15 Mn W; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = 300 A; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)

9.3.2 Einfluss des Zusatzwerkstoffs

In einem weiteren Versuchsabschnitt wurde der Einfluss unterschiedlicher Zusatzwerkstoffe auf die Schweißrauchemissionen des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffs untersucht (vgl. [Abbildung 9-4](#)). Die höchsten Emissionswerte wurden bei der Kombination mit dem hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoff HighMn FD ermittelt, wobei eine Emissionsmenge von über 292 mg dokumentiert wurde. Dies entspricht dem höchsten innerhalb der Untersuchung gemessenen Wert. Im Gegensatz dazu resultierte die Verwendung des Nickelbasiszusatzes S Ni 6625 in einer signifikant reduzierten Emission von etwa 53 mg. Die maßgebliche Einflussgröße stellt hierbei der Mangangehalt dar: Während der Zusatzwerkstoff G Z 17 15 Mn W einen Mangananteil von etwa 10,5 % aufweist, ist Mangan im Zusatzwerkstoff S Ni 6625 nicht enthalten. Dies erklärt die annähernd dreifach höhere Schweißrauchemission von G Z 17 15 Mn W (149,67 mg) im Vergleich zu S Ni 6625.

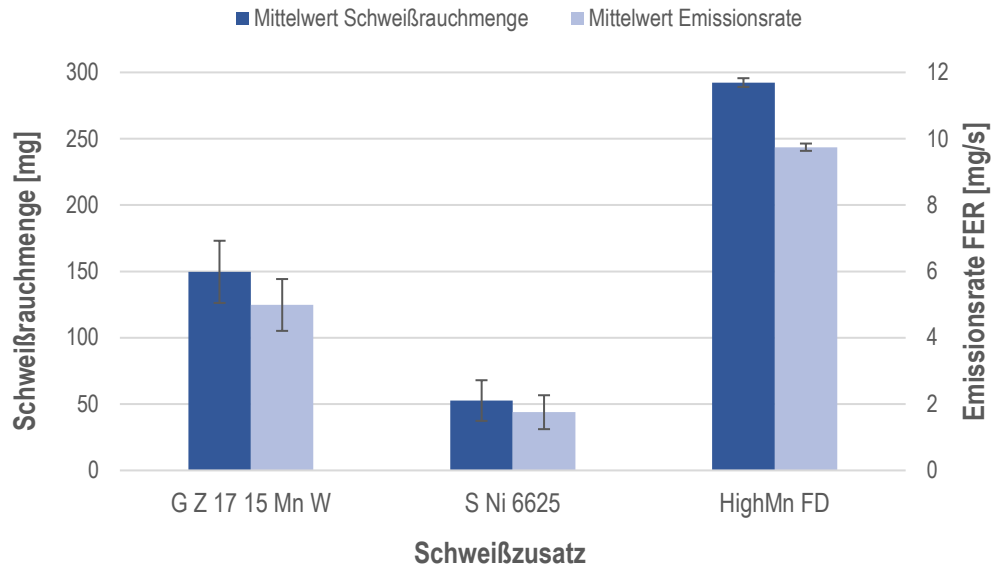


Abbildung 9-4: Einfluss verschiedener Zusatzwerkstoffe auf die Schweißrauchemission bei gleichbleibendem Grundwerkstoff (High Mn); Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = 300 A; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)

9.3.3 Einfluss der Streckenenergie

Neben der Werkstoffzusammensetzung wurde die Abhängigkeit der Schweißrauchemissionen von der Stromstärke untersucht. Hierzu wurden verschiedene Kombinationen aus Grund- und Zusatzwerkstoffen mit Stromstärken von 200 A, 300 A und 400 A verschweißt. Die Ergebnisse, die in [Abbildung 9-5](#) dargestellt sind, verdeutlichen eine signifikante Zunahme der Schweißrauchemissionen mit steigender Stromstärke. Unabhängig von der jeweiligen Werkstoffkombination wurden bei 400 A die höchsten Emissionswerte registriert (vgl. [Tabelle 9-2](#)).

Tabelle 9-2: Schweißrauchemissionen unter Berücksichtigung verschiedener Stromstärken

Werkstoffkombinationen	Schweißrauchemissionen [mg]		
	200A	300A	400A
1.4371 + G Z 17 15 Mn W	31,33	60,67	152,33
1.4371 + S Ni 6625	13,33	26	106,67
High Mn + S Ni 6625	14,33	52,67	165,33
High Mn + HighMn FD		292,33	328

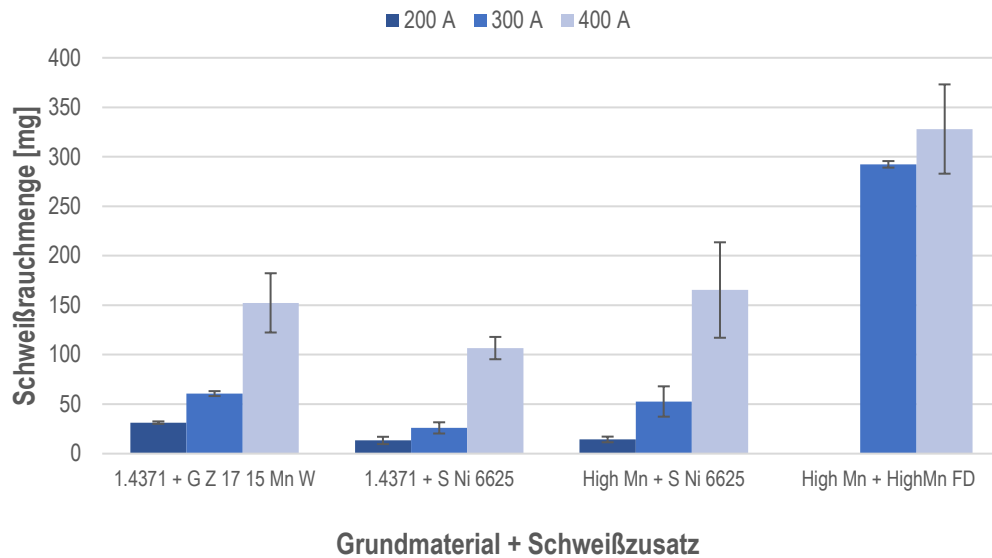


Abbildung 9-5: Einfluss verschiedener Stromstärken auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; I = variierend; Schutzgas M12; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)

9.3.4 Einfluss des Schutzgases

Zusätzlich wurde der Einfluss unterschiedlicher Schutzgase auf das Emissionsverhalten untersucht. Für die Werkstoffkombinationen 1.4371 + G Z 17 15 Mn W sowie High Mn + HighMn FD wurden die Schutzgase M12, M12+4 % N₂ und M14 verwendet. Die entsprechenden Ergebnisse sind in [Abbildung 9-6](#) dargestellt. Dabei zeigte sich, dass die geringste Emissionsrate unter Verwendung des Schutzgases M12 auftrat, während die höchsten Emissionswerte mit dem Schutzgas M12+4 % N₂ erzielt wurden. Die erhöhten Emissionen unter M12+4 % N₂ sind vermutlich auf den gesteigerten Anteil an Stickstoff sowie CO₂ zurückzuführen. Während CO₂ die Oxidbildung fördert und somit eine verstärkte Partikelbildung induziert, kann Stickstoff bei hohen Temperaturen mit bestimmten Legierungselementen, insbesondere Mangan, reagieren, was die Emissionsrate weiter erhöht. Das Abbrandverhalten konnte bereits in Abschnitt 5.2.1 [Abbildung 5-11](#) bei vergleichenden OES-Messungen identifiziert werden. Im Gegensatz dazu verhält sich Argon als Edelgas chemisch inert und führt zu keiner zusätzlichen Oxidation.

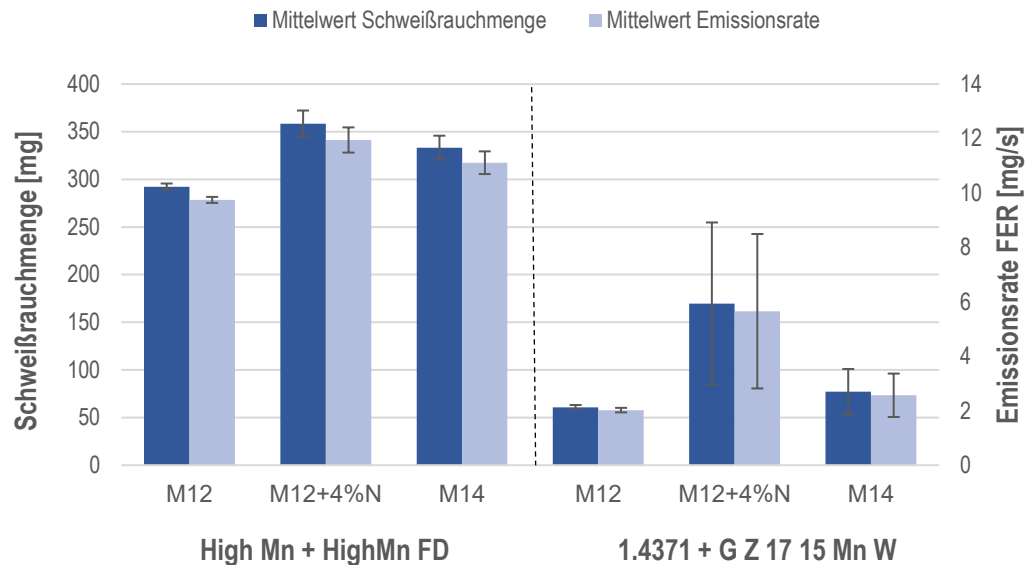


Abbildung 9-6: Einfluss verschiedener Schutzgase auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; $I = 300\text{ A}$; Schutzgas variierend; Lichtbogenart: ILB; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; $n = 3$ je Kombination; Mittelwert ($\pm\text{SD}$)

9.3.5 Einfluss der Lichtbogenart

Ein weiterer relevanter Untersuchungsaspekt war der Einfluss der Lichtbogenart auf die Emissionsrate. Anhand der Werkstoffkombination 1.4371 + G Z 17 15 Mn W wurde der Unterschied zwischen Impulslichtbogen (ILB) und Kurzlichtbogen (KLB) analysiert. Die Schweißungen wurden unter konstanten Parametern (Stromstärke 300 A, Schutzgas M12) durchgeführt. Die Messergebnisse, dargestellt in [Abbildung 9-7](#), zeigen, dass die Schweißrauchemissionen beim KLB (4,97 mg/s) etwa 2,5-mal höher waren als beim ILB (2,02 mg/s). Dies kann durch die unterschiedlichen Mechanismen des Tropfenüberganges erklärt werden. Während der KLB durch häufige Kurzschlüsse gekennzeichnet ist, die zu unregelmäßigen Unterbrechungen des Lichtbogens und einer erhöhten Spritzerbildung führen, zeichnet sich der ILB durch einen gleichmäßigen Tropfenübergang aus, wodurch die Verdampfungsrate und damit die Rauchentwicklung reduziert wird.

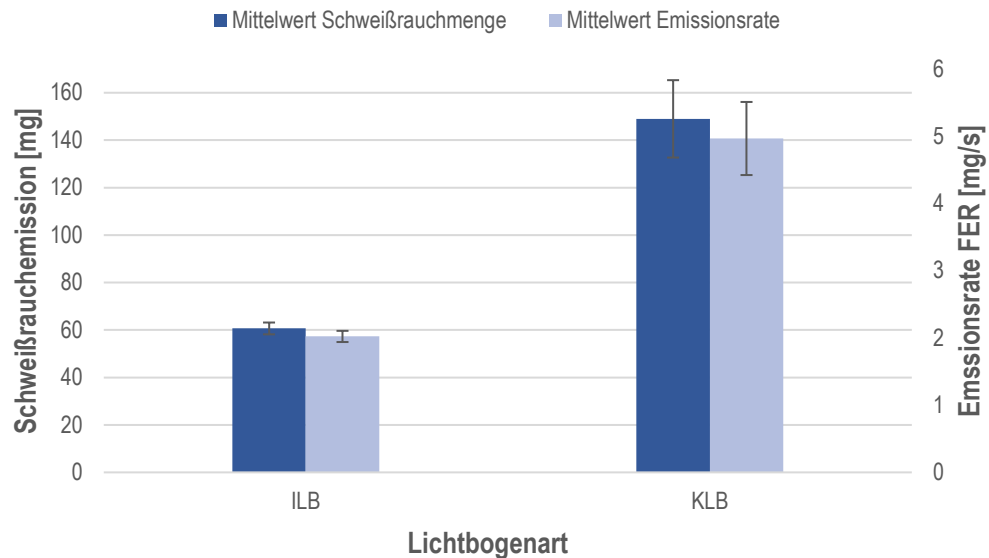


Abbildung 9-7: Einfluss der Lichtbogenart auf die Schweißrauchemission; Fume-Box (gravimetrisch) in Anlehnung an DIN EN ISO 15011; Werkstoffkombination 1.4371 + G Z 17 15 Mn W; I = 300 A; Schutzgas M12 + 4 % N₂; Lichtbogenart: variierend; Schweißzeit 30 s + Nachlauf 60 s; n = 3 je Kombination; Mittelwert ($\pm$ SD)

9.3.6 Partikelmorphologie und Emissionscharakteristik

Um die Morphologie der Schweißrauchpartikel zu analysieren wurde ein Filterelement eines Schweißversuches im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Hierbei wurde elektrisch-leitfähiges, doppelseitiges Klebeband auf einem Probenhalter aufgebracht und der Staub aus dem Filterelement durch Ausklopfen auf die Klebefläche appliziert.

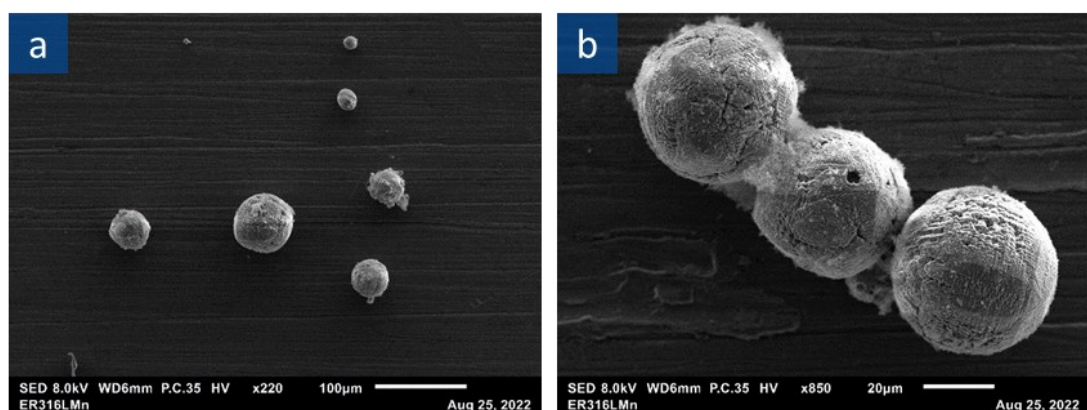


Abbildung 9-8: Größe und Morphologie der Schweißrauchpartikel

Die [Abbildung 9-8](#) zeigt exemplarisch die Größenverteilung und Morphologie der Schweißrauchpartikel. Grundlegend sind verschiedene Formen und Größen zu unterscheiden. Die globularen Partikel weisen eine erschmolzene und frei erstarrte Oberfläche in Form von Dendriten

bei Durchmessern zwischen 15 µm und 70 µm auf. In der [Abbildung 9-9](#) ist ein solches Partikel mit der dazugehörigen chemischen Analyse in Form einer energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX-Mapping) dargestellt. Es zeigt sich, dass diese oxidische Verbindung als Hauptlegierungselemente Eisen, Nickel und Mangan aufweist.

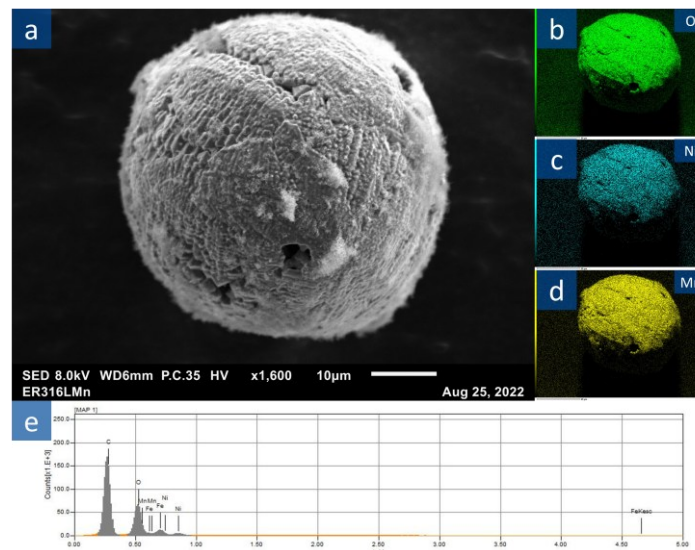


Abbildung 9-9: Partikel mit der dazugehörigen chemischen Analyse in Form einer energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX-Mapping); Übersichtsaufnahme (a), Element O (b), Element Ni (c), Element Mn (d), Spektrum (e),

Die Fume-Box-Untersuchungen zeigten, dass die aktuellen Emissionsraten unterhalb der maximalen Emissionsrate nach TRGS 528 und DGUV 209-0 liegen. Die REM-Untersuchung zeigte überwiegend globulare Partikel >10 µm. Lungengängige und alveolengängige Fraktionen waren in den gezeigten Proben nicht dominant.

9.4 Zusammenfassung und sicherheitstechnische Bewertung

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Schweißrauchemissionen maßgeblich durch die Stromstärke sowie den Mangangehalt in Grund- und Zusatzwerkstoffen beeinflusst werden. Eine Erhöhung der Stromstärke führte in allen untersuchten Werkstoffkombinationen zu einer signifikanten Steigerung der Emissionsrate. Ebenso wurde festgestellt, dass manganhaltige Werkstoffe generell eine erhöhte Rauchbildung aufweisen. Zudem zeigten sich deutliche Unterschiede in Abhängigkeit von der Wahl des Schutzgases, wobei insbesondere M12 + 4 % N₂ und M14 die höchsten Emissionswerte lieferten. Hinsichtlich der Lichtbogenart erwies sich der Kurzlichtbogen als die emissionsintensivere Variante im Vergleich zum Impulslichtbogen. Die erhobenen Emissionsraten sind prozess- und parameterbezogene Messwerte und dienen der verfahrensseitigen Bewertung. Sie ersetzen keine personenbezogene Expositionsmessung am Arbeitsplatz.

10 Diskussion und Handlungsempfehlungen

Die vorliegende Arbeit beschäftigte sich mit der Schweißseignung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für den Einsatz in kryogenen Anwendungen. Im Mittelpunkt stand die Verarbeitung mit industriell relevanten Lichtbogenverfahren (MSG, UP) sowie die Bewertung der erzielten Verbindungen in Hinblick auf normativ geforderte Eigenschaften. Neben der mechanisch-technologischen Charakterisierung wurden die mikrostrukturellen Ursachen von Eigenschaftsabweichungen, die Wirkung von Prozessparametern und Zusatzwerkstoffen sowie die arbeitsschutzrelevanten Emissionen systematisch untersucht. Im Folgenden werden die wesentlichen Ergebnisse zusammengeführt, mit dem Stand der Technik verglichen und in praxisorientierte Empfehlungen überführt.

10.1 Wissenschaftliche Diskussion der Ergebnisse

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen eindeutig, dass sowohl mittel- als auch hochmanganhaltige austenitische Stähle bei kontrollierten Prozessbedingungen die grundlegenden Anforderungen an Festigkeit, Zähigkeit und Nahtintegrität für den kryogenen Einsatz erfüllen können. Dabei bestätigt sich die Wärmeeinflusszone (WEZ) als eigenschaftsbestimmendes Minimum, während Schweißgut und Schmelzlinie über weite Bereiche hohe Reproduzierbarkeit und normgerechte Tieftemperaturzähigkeiten aufweisen. Besonders hervorzuheben ist die ausgeprägte Sensitivität der Mn-haltigen Werkstoffsysteme gegenüber Schutzgaszusammensetzung, Streckenenergie und Zusatzwerkstoff, sodass eine präzise Prozessführung eine zentrale Voraussetzung für die industrielle Anwendbarkeit darstellt.

Die Analyse der mechanisch-technologischen Kennwerte verdeutlicht, dass hohe Zähigkeiten im Schweißgut insbesondere dann erzielt werden, wenn die Austenitstabilisierung gezielt unterstützt wird. Dies wird durch die Ergebnisse mit stickstoffhaltigen Schutzgasen und Cr-Ni-basierten Schweißzusätzen unterstrichen, die den δ -Ferritanteil wirksam reduzierten und gleichzeitig die Tieftemperaturzähigkeit erhöhten. Im Gegensatz dazu führte der Einsatz von Nickelbasisdrähten mit hohem Molybdängehalt in einzelnen Fällen zur Bildung spröder intermetallischer Laves-Phasen, die eine deutliche Abnahme der Kerbschlagarbeit bewirkten und damit eine prozesstechnische Grenze markieren.

Ein weiterer zentraler Aspekt betrifft den Einfluss der Streckenenergie auf Erstarrungs- und Spannungsgefüge. Eine moderate Erhöhung der Streckenenergie erwies sich bei hochmanganhaltigen Werkstoffen als vorteilhaft, da sie die Gefügehomoogenität verbesserte. Dies führte zu einer signifikanten Steigerung der Tieftemperaturzähigkeit, ohne die Festigkeit wesentlich zu beeinträchtigen. Gleichwohl bleibt die WEZ auch bei optimierter Prozessführung die kritischste Zone, deren gezielte Berücksichtigung in Qualifizierungsprüfungen unverzichtbar ist.

Die unter industrierelevanten Bedingungen durchgeführten Demonstratorversuche bestätigten die Übertragbarkeit der Labordaten in reale Fertigungsprozesse. Dabei wurden hohe Zähigkeiten von bis zu 120 J im Schweißgut und an der Schmelzlinie erreicht, während die WEZ auch hier das niedrigste Eigenschaftsniveau aufwies. Die erzielte Reproduzierbarkeit unter den Zwangspositionen PC und PF belegt, dass eine prozessstabile Verarbeitung möglich ist, sofern Schutzgas, Zusatzwerkstoff und Leistungsparameter sorgfältig aufeinander abgestimmt werden.

Ein wesentliches Ergebnis betrifft die Bewertung der Schweißrauchemissionen. Hier zeigte sich, dass sowohl Stromstärke als auch Mangangehalt maßgeblich die Partikelbelastung beeinflussen. Während Impulslichtbogenverfahren deutlich emissionsärmer arbeiten als Kurzlichtbögen, führen hohe Ströme und Mangangehalte zu erhöhten Emissionsraten. Die Partikel lagen überwiegend oberhalb der alveolengängigen Fraktion und damit innerhalb der geltenden Grenzwerte. Eine belastbare Expositionsbewertung erfordert jedoch weiterhin orts- oder personenbezogene Messungen. Durch die gezielte Wahl geeigneter Verfahren, Schutzgase und Zusatzwerkstoffe lässt sich die Emissionsrate signifikant reduzieren.

Insgesamt bestätigen die Ergebnisse, dass manganhaltige austenitische Stähle ein hohes Potenzial für kryogene Anwendungen besitzen, ihre sichere industrielle Nutzung jedoch eine konsequent kontrollierte Prozessführung voraussetzt.

Trotz der hohen Aussagekraft der Ergebnisse sind bestimmte methodische Limitationen zu berücksichtigen. Die PVD-Beschichtungen wurden mit konstanter Beschichtungsdauer hergestellt, wodurch zwar der Einfluss der Prozesszeit untersucht werden konnte, jedoch keine direkte Korrelation zur tatsächlichen Schichtdicke bestand. Eine variabel eingestellte Schichtdicke hätte einen präziseren Vergleich der werkstofftechnischen Effekte ermöglicht. Zudem zeigten nickelbeschichtete Schweißdrähte nahezu keine Unterschiede zu unbeschichteten Proben, was plausibel auf ferromagnetisch bedingte Beeinträchtigungen des Materialtransfers während der PVD-Abscheidung zurückzuführen ist. Darüber hinaus unterlag die werkstoffchemische Zusammensetzung des hochmanganhaltigen Grundmaterials vertraulichen Einschränkungen, was die vollständige analytische Nachvollziehbarkeit limitierte. Auch die Emissionsmessungen erfolgten unter laboranalogen Bedingungen (Fume-Box) und erlauben daher keine direkte Übertragung auf personenbezogene Arbeitsplatzexpositionen. Die Ergebnisse sind ausschließlich im Kontext technischer Absaugbedingungen zu interpretieren. Der Untersuchungsumfang umfasste Blechdicken von etwa 12 mm sowie die Schweißpositionen PC und PF in den Verfahren UP (121) und MSG (135/136). Eine Übertragbarkeit auf andere Einsatzbedingungen ist grundsätzlich gegeben, erfordert jedoch eine anwendungsbezogene Absicherung über WPQR mit expliziter Prüfung der WEZ-Kerblagen.

10.2 Vergleich mit konventionellen Tieftemperaturwerkstoffen

Die Gegenüberstellung manganhaltiger austenitischer Stähle mit konventionellen 9 %-Ni-Stählen zeigt ein differenziertes Eigenschaftsprofil, das sowohl technologische Chancen als auch anwendungsspezifische Herausforderungen erkennen lässt. Hinsichtlich der Festigkeit weisen die Mn-haltigen Werkstoffsysteme insbesondere bei tiefen Temperaturen eine signifikante Leistungssteigerung auf, die auf verformungsinduzierte Martensitbildung zurückzuführen ist. Dadurch werden Festigkeitswerte oberhalb von 1100 MPa erreicht und die Referenzwerte klassischer 9 %-Ni-Stähle deutlich übertroffen. Dieses Verhalten verschafft manganhaltigen Stählen einen klaren Vorteil in hochbelasteten kryogenen Anwendungen, insbesondere im Hinblick auf strukturelle Integrität und Sicherheitsreserven. Demgegenüber zeigen 9 %-Ni-Stähle in Bezug auf die Tieftemperaturzähigkeit, insbesondere in der Wärmeeinflusszone, robustere Eigenschaften. Während manganhaltige Stähle im Schweißgut und an der Schmelzlinie Zähigkeiten von bis zu 120 J erreichen, stellt die WEZ ein potenzielles Risikoelement dar, da lokal niedrigere Kerbschlagenergien auftreten können. Chromkarbid-Ausscheidungen an den Korngrenzen wurden als Hauptursache dieser Zähigkeitsminima identifiziert. 9 %-Ni-Stähle zeigen demgegenüber eine höhere Stabilität der Zähigkeit über den gesamten Nahtbereich und gelten daher als weniger prozesssensitiv. Aus werkstoff- und prozesstechnischer Sicht bieten manganhaltige Stähle jedoch wesentliche Vorteile hinsichtlich Ressourcenverfügbarkeit, Kostenstruktur und nichtmagnetischem Verhalten. Die globale Verfügbarkeit von Mangan und die Unabhängigkeit von strategisch kritischen Nickelressourcen gewährleisten eine höhere Versorgungssicherheit und wirtschaftliche Planbarkeit. Zudem erleichtert die Nichtmagnetisierbarkeit manganhaltiger Austenite den Einsatz in automatisierten, sensorbasierten und robotergestützten Fertigungssystemen, ein Aspekt, der im maritimen Großtankbau zunehmend an Bedeutung gewinnt.

Gleichzeitig erfordern diese Werkstoffe eine präzisere Prozessführung und eine sorgfältige Auswahl von Schutzgasen und Zusatzwerkstoffen, um die WEZ-Empfindlichkeit gezielt zu beherrschen. Während 9 %-Ni-Stähle in dieser Hinsicht als prozessrobuster gelten, eröffnet die kontrollierte Prozessführung bei Mn-haltigen Stählen ein erhebliches Optimierungspotenzial, das bei konsequenter Umsetzung zu gleichwertigen oder gar überlegenen Eigenschaftsprofilen führen kann. Manganhaltige Austenite besitzen somit ein hohes Potenzial für kryogene Anwendungen, insbesondere unter den Aspekten Nachhaltigkeit, Wirtschaftlichkeit und Festigkeit. Ihre sichere Implementierung in industrielle Fertigungsprozesse setzt jedoch eine kontrollierte Prozessführung voraus, die die WEZ-Sensitivität berücksichtigt und durch gezielte Prozess- und Werkstoffstrategien kompensiert.

10.3 Handlungsempfehlungen für industrielle Anwendungen

Auf Grundlage der experimentellen Ergebnisse sowie des technologischen Vergleichs lassen sich klare Handlungsempfehlungen für die industrielle Anwendung manganhaltiger austenitischer Stähle in kryogenen Tanksystemen ableiten. Eine zentrale Erkenntnis besteht darin, dass die Schweißbeugung dieser Werkstoffsysteme maßgeblich von einer präzisen Prozessführung abhängt. Insbesondere die gezielte Auswahl von Schutzgas, Zusatzwerkstoff und Streckenenergie übt einen entscheidenden Einfluss auf Zähigkeit, Festigkeit und Nahtintegrität aus.

Für mittelmanganhaltige Stähle hat sich gezeigt, dass insbesondere die Wahl des Schutzgases entscheidend ist. Stickstoffdotierte Gasgemische, wie etwa M12 mit 4 % N_2 oder M14 mit 5–6 % N_2 , minimieren den δ -Ferritanteil im Schweißgut und führen zu einer Anhebung der Festigkeit, ohne die Tieftemperaturzähigkeit zu kompromittieren. Ein Ferritgehalt von maximal etwa 0,5 % hat sich dabei als sinnvoller Zielwert herausgestellt. Als Zusatzwerkstoffe sind insbesondere 316LMn-Drähte geeignet. Für hochbelastete oder sicherheitsrelevante Nähte können darüber hinaus PVD-modifizierte Drähte (beispielsweise TiN-beschichtet) in Betracht gezogen werden, da sie die Kerbschlagzähigkeit und Härte zusätzlich verbessern.

Für UP-Schweißungen sollte die Streckenenergie mit Bedacht gewählt werden. Energiemengen im Bereich von 13 bis 16 kJ/cm haben sich im Laborversuch als günstig erwiesen, da sie die Zähigkeit des Schweißguts sichern und gleichzeitig ein weiteres Absinken der WEZ-Eigenschaften verhindern. Hinsichtlich der Polarität zeigt sich, dass Wechselstrom tendenziell zu höheren Zähigkeiten, Gleichstrom (DC+) hingegen zu höheren Festigkeiten führt. Die Entscheidung ist somit bauteil- und anforderungsabhängig zu treffen.

Besondere Beachtung erfordert die Wärmeeinflusszone. Hier ist sicherzustellen, dass die Kerbproben in der Verfahrensprüfung auch in den kritischen Lagen (WEZ +1 mm und +3 mm) geprüft werden. Für den Einsatz in kryogenen Medien sollten die Grenzwerte der lateralen Breitung von mindestens 0,38 mm (LNG) bzw. 0,53 mm (LH_2) zuverlässig eingehalten werden. Nach starker Kaltumformung, wie etwa bei der Herstellung von Klöpperböden, ist ein Lösungsglühen bei rund 1150 °C mit anschließendem Wasserabschrecken unverzichtbar, da nur so die Tieftemperaturzähigkeit in der WEZ wiederhergestellt und eine sichere Anwendung in LNG- und insbesondere LH_2 -Bedingungen gewährleistet werden kann.

Für hochmanganhaltige Stähle ergeben sich differenzierte Empfehlungen. Cr-Ni-Zusätze haben sich gegenüber artgleichen Prototypen oder Nickelbasisdrähten als deutlich zuverlässiger erwiesen. Letztere bergen durch Mo-induzierte Ausscheidungen (Laves-Phasen) ein erhebliches Risiko der Sprödigkeit und sollten daher nicht als universeller Zusatz betrachtet werden. Eine moderate

Erhöhung der Streckenenergie, wie etwa von 15 auf 20 bis 30 kJ/cm, steigert die Zähigkeit des Schweißguts, ohne die Festigkeit relevant zu beeinträchtigen. Artgleiche Fülldrähte besitzen durchaus Potenzial, erfordern jedoch noch weitere Legierungsanpassungen und Qualifikationen, bevor ein Einsatz in sicherheitsrelevanten Konstruktionen empfohlen werden kann. Aus der Sicht von Prozesssicherheit und Arbeitsschutz gilt: Für Zwangspositionen sind Impulslichtbogenkennlinien mit moderater Leistung vorteilhaft, da sie nicht nur stabile Einbrandverhältnisse sichern, sondern auch die Emissionen deutlich reduzieren. Schutzgase sollten mit Blick auf die Wirkung von Emissionseigenschaften und mikrostrukturelle Steuerung sorgfältig ausgewählt werden. Während M12 im Hinblick auf die Emissionen günstiger ist, bieten M14 und M12+N₂ eine robustere Kontrolle der mechanischen Eigenschaften.

Zusammenfassung der Handlungsempfehlungen

Aus den Untersuchungsergebnissen ergibt sich ein klares Anforderungsprofil für den sicheren industriellen Einsatz manganhaltiger austenitischer Stähle:

- Strikt angepasste Prozessführung mit Kontrolle der WEZ als kritischer Zone,
- Verwendung stickstoffdotierter Schutzgase,
- Vermeidung Mo-reicher Nickelzusätze bei Hochmanganstählen,
- Einsatz Cr-Ni-basierter Zusatzwerkstoffe bei Hochmanganstählen zielführend,
- Moderate bis erhöhte Streckenenergie
- Begrenzung der Zwischenlagentemperatur auf ≤ 100 °C,
- Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen + Abschrecken) nach Kaltumformung,
- Einsatz emissionsarmer Impulslichtbogenprozesse mit M12-Schutzgas,

Unter konsequenter Einhaltung dieser Leitlinien können manganhaltige Schweißverbindungen nicht nur normkonform, sondern auch im Sinne eines prozesssicheren, nachhaltigen und wirtschaftlichen Fertigungskonzepts realisiert werden.

10.4 Stellungnahme und Bewertung zu den wissenschaftlichen Hypothesen

Die in Kapitel 3 formulierten Hypothesen wurden anhand von Labor- und Demonstratorversuchen mit MSG- und UP-Verfahren, metallographischen Analysen und Emissionsmessungen umfassend geprüft. Im Ergebnis lässt sich die Grundannahme bestätigen, dass manganhaltige austenitische Stähle reproduzierbar, normkonform und prozesssicher verschweißt werden können. Im Detail zeigten sich jedoch differenzierte Befunde, die die einzelnen Teilhypothesen a–g unterschiedlich stark stützen.

a. *Die hergestellten Schweißverbindungen erreichen mechanisch-technologische Eigenschaften, die den in der Normung geforderten Mindestwerten entsprechen.*

Die erste Hypothese, wonach die Mindestwerte mechanisch-technologischer Eigenschaften erreicht werden, konnte klar bestätigt werden. Sowohl mittelmanganhaltige (1.4371) als auch hochmanganhaltige Verbindungen erfüllten die normativen Anforderungen im Schweißgut und an der Schmelzlinie. Kerbschlagarbeiten bei -196 °C lagen dort deutlich oberhalb der geforderten 27 J, vielfach zwischen 50 und 120 J. Kritisch war allein die Wärmeeinflusszone, die in charakteristischen Kerblagen (SL+1 mm und SL+3 mm) lokale Minima zeigte. Diese Zähigkeitseinbrüche ließen sich metallurgisch mit korngrenznahen Chromkarbiden erklären. Prozessseitig erwiesen sich Stickstoffdotierung und eine kontrollierte Streckenenergie als wirksame Gegenmaßnahmen, während werkstoffseitig insbesondere das Lösungsglühen (1150 °C , Wasserabschrecken) die Tieftemperaturzähigkeit wieder signifikant anhub und die lateralen Breitungen auf LNG- und vielfach auch LH₂-Niveau brachte.

b. *Die mechanischen Kennwerte der Mn-haltigen Schweißverbindungen sind vergleichbar mit oder überlegen gegenüber denen von 9 %-Ni-Stählen und anderen eingesetzten Werkstoffen.*

Diese Hypothese kann nur teilweise bestätigt werden. Die durchgeführten Versuche zeigen, dass die manganhaltigen Schweißverbindungen hinsichtlich ihrer Festigkeit den 9 %-Ni-Stählen ebenbürtig oder sogar überlegen sind. Insbesondere bei tiefen Temperaturen tritt durch verformungsinduzierte Zwillingsbildung eine signifikante Festigkeitssteigerung auf, sodass Werte oberhalb von 1100 MPa erreicht werden und damit über den Referenzwerten des 9 %-Ni-Stahls liegen. Hinsichtlich der Zähigkeit ergibt sich jedoch ein gegenteiliges Bild. Während die geforderten Mindestenergien erfüllt werden, treten in der Wärmeeinflusszone der Mn-haltigen Verbindungen deutlich geringere Kerbschlagwerte auf, die auf Ausscheidungen zurückzuführen sind. Der 9 %-Ni-Stahl zeigt hier ein deutlich robusteres Verhalten mit höheren und stabileren Kerbschlagarbeiten. Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass manganhaltige Schweißverbindungen im Hinblick auf Festigkeit den 9 %-Ni-Stählen

gleichgestellt sind, in Bezug auf die Zähigkeit jedoch nicht. Für die Bewertung der Gesamtleistung unter kryogenen Bedingungen ist die Hypothese daher nur eingeschränkt zutreffend, da die Prozesssicherheit maßgeblich durch die geringere Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone limitiert wird.

c. *Der Einsatz stickstoffhaltiger Schutzgase beim MSG-Schweißen verbessert die Gefügestabilität und die Zähigkeit der Schweißverbindungen.*

Die Annahme, dass Stickstoffdotierungen im MSG-Prozess die Gefügestabilität und damit die Eigenschaften verbessert, wurde bestätigt. Stickstoff senkte den δ -Ferritgehalt von Werten bis 2 % auf etwa 0,5 %, stabilisierte den Austenit und führte zu leicht erhöhten Härten und Festigkeiten, ohne dass die Tieftemperaturzähigkeit unter die Normwerte sank. Punktuelle Zähigkeitsrückgänge blieben im zulässigen Rahmen, sodass die Dotierung ein wirksames Mittel darstellt, allerdings mit der Notwendigkeit einer sorgfältigen Prozessfensterwahl zwischen Festigkeit und Zähigkeit.

d. *Modifikationen an Zusatzwerkstoffen, wie z. B. das Zulegieren von Elementen über eine PVD-Beschichtungen, wirken sich positiv auf Nahtqualität und mechanische Eigenschaften aus.*

Auch die Hypothese konnte belegt werden. PVD-Beschichtungen, insbesondere TiN bei moderaten Schichtdicken, steigerten die Kerbschlagarbeit und die laterale Breitung deutlich, bei gleichzeitig leicht erhöhter Härte. Übermäßige Schichtdicken relativierten diese Effekte, was auf ein materialspezifisches Optimum hinweist. Nickelbeschichtungen erwiesen sich in der vorliegenden Konfiguration als wenig wirksam. Insgesamt ist die Wirksamkeit der PVD-Modifikation klar bestätigt.

e. *Die Schweißung von manganhaltigen Stählen führt zu erhöhten Emissionen von Schweißrauch, die ohne technische Schutzmaßnahmen die Arbeitsplatzgrenzwerte überschreiten können.*

Das Emissionsverhalten zeigte wie erwartet eine deutliche Zunahme mit steigender Stromstärke und höherem Mangangehalt. Mangansysteme mit hohen Mn-Gehalten emittierten signifikant mehr Partikel, während Nickelbasiszusätze, aufgrund des fehlenden Mn, deutlich geringere Werte aufwiesen. Kurzlichtbogenprozesse erzeugten dabei wesentlich mehr Partikel als Impulslichtbögen. Da die Fume-Box prozessbezogene Massenströme erfasst, lassen sich hieraus keine direkten Arbeitsplatzkonzentrationen ableiten. Dennoch ist qualitativ klar, dass ohne Absaugung und Lüftung Grenzwertüberschreitungen plausibel sind. Allerdings zeigten die Untersuchungen, dass die aktuellen Emissionsraten unterhalb der maximalen Emissionsrate nach TRGS 528 und DGUV 209-0 liegen. Es konnten überwiegend globulare Partikel $>10\ \mu\text{m}$

festgestellt werden. Lungengängige und alveolengängige Fraktionen waren in den gezeigten Proben nicht dominant

f. *Durch Anpassung der Schweißparameter und Auswahl geeigneter Zusatzwerkstoffe lassen sich die Emissionen signifikant reduzieren.*

Die Hypothese, dass Emissionen durch Parameter- und Zusatzwahl reduziert werden können, wurde vollumfänglich bestätigt. Impulslichtbogen, Schutzgas M12, moderat gewählte Stromstärken und geeignete Cr-Ni-Zusätze senkten die Emissionen substanziell, ohne die mechanischen Eigenschaften kritisch zu beeinträchtigen. Technische Maßnahmen wie prozessnahe Absaugung und Raumlüftung erwiesen sich zusätzlich als wirksame Stellhebel und sind Stand der Technik.

g. *Bei der Herstellung von Klöpperböden aus geschweißten Ronden aus manganhaltigen austenitischen Stählen erfordert der hohe Umformgrad gemäß den Vorgaben aus DIN EN 13445-4 (Unbefeuerte Druckbehälter – Herstellung) ein anschließendes Lösungsglühen, um die mechanischen Eigenschaften sicherzustellen.*

Schließlich konnte auch das Erfordernis des Lösungsglühens nach starker Umformung belegt werden. Eine plastische Vorumformung verschlechterte die Tieftemperaturzähigkeit der WEZ deutlich und führte zu unzureichenden lateralen Breitungen für LNG- und LH₂-Anforderungen. Das anschließende Lösungsglühen hob diese Werte zuverlässig wieder an und stellte die kryogene Eignung sicher. Damit ist die Hypothese insbesondere für Klöpperböden vollumfänglich bestätigt.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Grundhypothese bestätigt ist. Die WEZ bleibt das eigenschaftsbestimmende Minimum, kann jedoch durch eine nachgeschaltete Wärmenachbehandlung prozesssicher beherrscht werden. Gegenüber 9 %-Ni-Stählen zeigt sich festigkeitsseitig mindestens Gleichwertigkeit, zähigkeitsseitig sind die WEZ-Minima allerdings systematisch zu adressieren. Auch die Hypothesen zu Emissionen wurden bestätigt. Mangansysteme emittieren stärker, lassen sich jedoch über Prozess- und Zusatzwahl substanziell entschärfen. Für verformungsintensive Fertigungsrouen ist ein Lösungsglühen nach Umformung zwingend, um die erforderlichen Zähigkeiten sicherzustellen. Optimierte Glühparameter sind allerdings notwendig, um auch die geforderten Festigkeiten zu erzielen.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war die umfassende Qualifizierung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für den Einsatz in kryogenen Anwendungen unter Berücksichtigung ihrer schweißtechnischen Eignung, mechanischen Eigenschaften und arbeitsschutzrelevanten Emissionen. Untersucht wurden die Schweißbarkeit in Abhängigkeit von Werkstofftyp und Schweißprozess (UP und MSG), die Tieftemperatureigenschaften bis -196 °C , das Emissionsverhalten der Schweißrauche sowie die Vergleichbarkeit mit bestehenden Werkstoffen im normativen Kontext. Das Vorgehen umfasste die werkstofftechnische Charakterisierung, die experimentelle Untersuchung der Schweißprozesse und die Validierung unter industrierelevanten Bedingungen. Ergänzend wurde die Wirkung einer Wärmenachbehandlung sowie das Emissionsverhalten mittels standardisierter Fume-Box-Messungen analysiert. Die zusammengeführten Ergebnisse lieferten praxisorientierte Handlungsempfehlungen und bilden eine belastbare Grundlage für den industriellen Einsatz manganhaltiger austenitischer Stähle in kryogenen Anwendungen. Im Folgenden werden die wesentlichen Erkenntnisse und der Ausblick dargestellt.

11.1 Zusammenfassung der Kernuntersuchungen

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass manganhaltige austenitische Stähle mit mittlerem und hohem Mangangehalt eine technisch und wirtschaftlich tragfähige Alternative zu konventionellen 9 %-Ni-Stählen für den kryogenen Tankbau darstellen. Mit den Verfahren MSG und UP konnten reproduzierbare Schweißverbindungen hergestellt werden, die die normativen Mindestanforderungen an Festigkeit, Tieftemperaturzähigkeit und Nahtintegrität erfüllen.

Beim Unterpulverschweißen des Mittelmanganstahls wurde die Schweißbarkeit unterschiedlicher Zusatzwerkstoffe und Stromarten untersucht. Es wurden sowohl werkstoffspezifische Schweißgutproben als auch Verbindungsproben hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und Schweißnahtintegrität analysiert. Die Zugfestigkeit einzelner Proben lag dabei unterhalb der geforderten Mindestwerte, was Optimierungspotenzial aufzeigt. Gleichwohl konnte die Kaltzähigkeit unter Einhaltung der Prüfbedingungen nachgewiesen werden. Bei den Cr-Ni-basierten Zusätzen erreichten 316LMn und OE20/16L die höchsten Festigkeiten, während Nickelbasisdrähte allerdings insgesamt die beste Kombination aus Festigkeit, Duktilität und Tieftemperaturverhalten zeigten. Maßnahmen wie eine reduzierte Pulverschütthöhe, eine TiN-Drahtbeschichtung und geringere Streckenenergie verbesserten die mechanischen Kennwerte zusätzlich. Nach einer Lösungsglühbehandlung konnte die Zähigkeit weiter gesteigert werden.

Es konnte festgestellt werden, dass Verbindungsschweißungen die mechanischen Anforderungen auch bei tiefen Temperaturen erfüllten. 316LMn zeigte dabei die höchsten Festigkeiten. Während Schweißgut und Schmelzlinie hohe Zähigkeitswerte erreichten, erwies sich die Wärmeeinflusszone

(WEZ) als kritischer Bereich mit lokal verminderter Zähigkeit infolge von Ausscheidungen auf den Korngrenzen. Des Weiteren wurde normgerechtes Verhalten sowohl bei Raumtemperatur als auch bei -100 °C durch Biegeproben verifiziert. Die Analyse des Gefüges ergab eine dendritisch-austenitische Struktur im Schweißgut sowie eine globular ausgebildete Austenit-Form in der Wärmeeinflusszone (WEZ) und im Grundwerkstoff. Die partiell angeschmolzene Zone (PAZ) enthielt vermicularen Ferrit. Die Schweißungen mit DC+ resultierten in schmaleren PAZ-Bereichen und geringeren Deltaferritanteilen im Vergleich zu Wechselstromprozessen. Die Verbindungsschweißungen erfüllten durchweg die geforderten Mindestwerte. (Kapitel 5.1)

Die PVD-Beschichtung von MSG- Schweißdrähten zeigte deutliche Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften, während die Mikrostruktur weitgehend unbeeinflusst blieb. Titanitrid (TiN) erwies sich als besonders vorteilhaft und führte bei moderaten Beschichtungszeiten zu maximalen Zähigkeiten und Härtewerten. Titan zeigte ebenfalls positive Effekte, insbesondere bei längeren Beschichtungszeiten, während Nickelbeschichtungen kaum Wirkung zeigten.

Die Untersuchungen zum Schutzgaseinfluss beim MSG-Schweißen belegten, dass Stickstoffdotierung den δ -Ferritanteil deutlich reduziert und die Härte leicht erhöht, ohne die Tieftemperaturzähigkeit signifikant zu beeinträchtigen. Damit ist Stickstoff ein wirksamer Austenitstabilisator und ein Mittel zur gezielten Eigenschaftsoptimierung (Kapitel 5.2)

Bei hochmanganhaltigen Stählen führte vor allem der Einsatz von Cr-Ni-Schweißzusätzen zu Festigkeiten oberhalb von 660 MPa und zu Zähigkeitswerten deutlich über den normativen Mindestanforderungen. Eine moderate Erhöhung der Streckenenergie wirkte sich positiv auf das Gefüge und die Zähigkeit aus, ohne die Festigkeit wesentlich zu beeinträchtigen. Kritisch zeigten sich dagegen Nickelbasiszusätze mit hohem Molybdängehalt, die zur Ausbildung spröder intermetallischer Laves-Phasen führten und die Tieftemperaturzähigkeit signifikant reduzierten. Artgleiche Fülldrähte wiesen zwar prinzipielle Schweißseignung auf, erfordern jedoch weitere Legierungs- und Prozessoptimierungen, um die Zielwerte dauerhaft zu erreichen. Insbesondere MSG-verschweißte Proben zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Zähigkeit aus. UP-verschweißte Proben erreichen ebenfalls hohe Festigkeitswerte, weisen jedoch geringere Zähigkeiten auf (Kapitel 6).

Die Übertragbarkeit der Laborergebnisse in die industrielle Praxis wurde durch MSG-Demonstratorschweißungen unter Werftbedingungen bestätigt. Dabei wurden hohe KV_2 -Werte im Bereich von 90 bis 120 J erreicht, wobei die WEZ auch hier als kritischer Bereich mit lokal verminderten Zähigkeit infolge von Ausscheidungen auf den Korngrenzen identifiziert wurde. Mindestanforderungen konnten aber alle erreicht werden.

Neben den Ausscheidungen auf den Korngrenzen hat auch der Umformungsgrad einen maßgeblichen Einfluss auf das Werkstoffverhalten manganhaltiger Stähle. Ein Kaltumformen führt zu einer ausgeprägten Kaltverfestigung, gleichzeitig wird jedoch die Duktilität und Zähigkeit reduziert. Durch eine gezielte Wärmenachbehandlung in Form des Lösungsglühens bei rund 1150 °C mit anschließendem Wasserabschrecken konnte die Tieftemperaturzähigkeit der WEZ auf normgerechtes Niveau angehoben werden. Allerdings kam es hierbei zu Reduzierung der Festigkeitseigenschaften im Grundwerkstoff ([Kapitel 7](#) und [Kapitel 8](#)).

Die Emissionen wurden maßgeblich von Stromstärke und Mangangehalt bestimmt. Höhere Ströme und manganreiche Werkstoffe führten zu deutlich höheren Partikelmassen. Kurzlichtbogenprozesse erwiesen sich als emissionsintensiver als Impulslichtbögen. Stickstoffhaltige Schutzgase (M12 + 4 % N₂, M14) führten zu höheren Emissionsraten, während Impulslichtbogenverfahren eine deutliche Reduktion bewirkten. Die Messwerte sind prozessbezogen und dienen der technischen Bewertung, ersetzen jedoch keine personenbezogene Expositionsmessung ([Kapitel 9](#)).

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass manganhaltige austenitische Stähle mit mittlerem und hohem Mangangehalt eine technisch und wirtschaftlich tragfähige Alternative zu konventionellen 9 %-Ni-Stählen für den kryogenen Tankbau darstellen. Mit den Verfahren MSG und UP konnten reproduzierbare, fehlerarme Schweißverbindungen hergestellt werden, die die normativen Mindestanforderungen an Festigkeit, Tieftemperaturzähigkeit und Nahtintegrität bis -196 °C erfüllen.

11.2 Ausblick

Die erzielten Ergebnisse eröffnen eine klare Perspektive für die weiterführende Entwicklung und industrielle Etablierung manganhaltiger austenitischer Stähle im maritimen Tankbau. Künftige Arbeiten sollten sich insbesondere auf die präzise Analyse der mikrostrukturellen Mechanismen in der Wärmeeinflusszone konzentrieren, da diese Zone auch nach Prozessoptimierung das eigenschaftsbestimmende Minimum darstellt. Hier liegt Potenzial für weiterentwickelte Legierungsstrategien, adaptive Schutzgaskonzepte und Prozessregelungen, um die Tieftemperaturzähigkeit noch robuster abzusichern.

Ein weiterer Forschungsschwerpunkt liegt in der Weiterentwicklung artgleicher Zusatzwerkstoffe, insbesondere im Bereich hochmanganhaltiger Fülldrähte. Erste Ergebnisse zeigen zwar eine prinzipielle Eignung, doch sind weiterführende Legierungs- und Prozessoptimierungen erforderlich, bevor eine uneingeschränkte Zulassung für sicherheitskritische Anwendungen erfolgen kann.

Darüber hinaus sollte die systematische Untersuchung des Ermüdungsverhaltens, der Wasserstoffversprödung oder auch die Untersuchung sloshinginduzierte Belastungen erfolgen, um die Einsatzgrenzen im Dauerbetrieb belastbar definieren zu können. Sloshinginduzierte Belastungen

sind die dynamischen Kräfte, die durch das Hin- und Herschwappen von Flüssigkeiten in einem teilweise gefüllten Behälter entstehen. Diese Belastungen können sehr hohe Druckspitzen verursachen, wenn die Flüssigkeit auf die Tankwände trifft, die zu Beschädigungen oder Zerstörungen führen können

Mit Blick auf die industrielle Umsetzung ist mittelfristig eine Überführung der gewonnenen Erkenntnisse in Normungs- und Qualifizierungsprozesse entscheidend. Parallel dazu besteht Potenzial für die Entwicklung emissionsarmer und automatisierungsgerechter Schweißstrategien, die eine sichere Skalierung in seriennahe Fertigungsumgebungen ermöglichen.

Insgesamt lässt sich festhalten, dass manganhaltige austenitische Stähle das Potenzial besitzen, sich als zukunftsweisende Werkstoffalternative zu Nickelstählen im Bereich kryogener Tanksysteme zu etablieren. Die vorliegende Arbeit schafft hierfür eine wissenschaftlich fundierte Grundlage und bildet den Ausgangspunkt für eine gezielte Weiterentwicklung hin zu industriell normkonformen, nachhaltigen und großtechnisch einsetzbaren Werkstoff- und Prozesslösungen.

12 Literaturverzeichnis

- [1] LexisNexis, LexisNexis, Middle East North Africa Financial Network; Newswire: Industrielle Gase 2018 Weltmarkt Wachstum erwartet, CAGR 6,57 % und prognostiziert bis 2021, 2018.
- [2] Maritime Journal, „LNG-powered inland tanker delivers innovation and savings,“ [Online]. Available: <https://www.maritimejournal.com/lng-powered-inland-tanker-delivers-innovation-and-savings/881288.article>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [3] „Mayo World,“ [Online]. Available: <https://www.mayoworld.com/liquid-nitrogen-tank-32908>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [4] Meyer Werft, „AIDAnova,“ [Online]. Available: <https://www.meyerwerft.de/de/schiffe/aidanova.jsp>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [5] „GAZ-Mobilite,“ [Online]. Available: <https://www.gaz-mobilite.fr/actus/perrenot-commande-250-iveco-stralis-gnl-moteur-400-chevaux-1288.html>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [6] Cruise Gate Hamburg, „Cruise Terminals Hamburg : Pioneers in environmental protection,“ [Online]. Available: <https://www.cruisegate-hamburg.de/en/latest/news/cruise-terminals-hamburg-pioneers-in-environmental-protection/>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [7] American Bureau of Shipping, „ABS Classes Newly Converted LNG-fueled Ferry,“ [Online]. Available: <https://ww2.eagle.org/en/news/press-room/abs-classes-newly-converted-lng-fueled-ferry.html>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [8] WURSTER R. et al.: LNG als Alternativkraftstoff für den Antrieb auf Schiffen und schweren Nutzfahrzeugen. Bundesministerium für Verkehr und digitale Infrastruktur, München, 2014.
- [9] J. Adolf et al., „Shell LNG-Studie: Verflüssigtes Erdgas – Neue Energie für Schiff und LKW? Fakten, Trends und Perspektiven,“ Shell Deutschland Oil GmbH, Hamburg, 2019.
- [10] Ostseezeitung, „Der erste Blitzblank-Tank schwebt ein,“ [Online]. Available: <https://www.ostseezeitung.de/resizer/v2/LZ7VRKIOHTBXU25SDISXBBNUWE.jpg?auth=749da231d2db55ffc3fe3cee2f9e1de1122348fd083421db3fb7d4544ce1727a&quality=70&width=1284&height=722&smart=true>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [11] Röchling SE & Co. KG, „AIDAnova – Moderner LNG-Antrieb verbessert Umweltbilanz,“ [Online]. Available: <https://www.roechling.com/de/newsroom/detail/aidanova-moderner-lng-antrieb-verbessert-umweltbilanz>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [12] P. Dijkhof, „LNG task force,“ in Economic Commission for Europe , Geneva, 2013.
- [13] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie, „Die Nationale Wasserstoffstrategie,“ BMWi, Berlin, 2020.
- [14] Europäische Kommission, „Ein europäischer Green Deal,“ [Online]. Available: https://ec.europa.eu/info/strategy/priorities-2019-2024/european-green-deal_de. [Zugriff am 08 09 2025].

- [15] Fraunhofer ISI, Fraunhofer ISE, „Eine Wasserstoff-Roadmap für Deutschland,“ [Online]. Available: https://www.ise.fraunhofer.de/content/dam/ise/de/documents/publications/studies/2019-10_Fraunhofer_Wasserstoff-Roadmap_fuer_Deutschland.pdf. [Zugriff am 08.09.2025].
- [16] Broadview Energy Solutions, „Broadview Energy Solutions: LNG Container-Leasing,“ 08.09.2025. [Online]. Available: <https://www.broadviewenergysolutions.com/leading-small-scale-lng-group/>.
- [17] Frost & Sullivan, „Studie: "Disruptive Innovations in Production, Storage and Transportation of Hydrogen",“ Frost & Sullivan, Santa Clara (US-CA), Juni 2020.
- [18] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und nukleare Sicherheit, Treibhausgas-Emissionen in Deutschland. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/klima/treibhausgas-emissionen-in-deutschland> [Zugriff: 08.09.2025].
- [19] Umweltbundesamt, „Seeverkehr – Luftschadstoffe, Treibhausgase und Energieeffizienz,“ [Online]. Available: <https://www.umweltbundesamt.de/themen/verkehr/emissionsstandards/seeverkehr-luftschadstoffe-treibhausgase#undefined>. [Zugriff am 08.09.2025].
- [20] Köllner, C. Wie werden Kreuzfahrtschiffe umweltfreundlicher?. ATZ Automobiltech Z 122, 8–13 (2020). <https://doi.org/10.1007/s35148-019-0191-z>.
- [21] Cummins, Motor-Emissionsvorschriften für Schiffsanwendungen, 2021. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.cummins.com/de/news/2021/06/28/engine-emission-regulations-marine-applications> [Zugriff: 08.09.2025].
- [22] Korean Register, Research Report of Material Compatibility for Liquid Hydrogen Storage on Marine Application. [Online]. Verfügbar unter: <https://de.scribd.com/document/770097242/Research-Report-Research-Report-of-Material-Compatibility-for-Liquid-Hydrogen>.
- [23] World Port Sustainability Program, What is LNG? [Online]. Verfügbar unter: <https://sustainableworldports.org/clean-marine-fuels/lng-bunkering/what-is-lng/> [Zugriff: 08.09.2025].
- [24] Demaco, Energy Density of Hydrogen. [Online]. Verfügbar unter: <https://demaco-cryogenics.com/blog/energy-density-of-hydrogen/> [Zugriff: 08.09.2025].
- [25] Wärtsilä, LNG as fuel for ships: expert answers to 17 important questions. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.wartsila.com/insights/article/lng-fuel-for-thought-in-our-deep-dive-q-a> [Zugriff: 08.09.2025].
- [26] H. Fan, N. Abdussami, X. Xu, P. Shu-Ling Chen und A. Harris, „Comparative study of LNG, liquid hydrogen, and liquid ammonia post-release evaporation and dispersion during bunkering,“ International Journal of Hydrogen Energy, Bd. 65, pp. 526-539, 2024.
- [27] A. Alekseev et al., Wasserstoff-Verflüssigung, Speicherung, Transport und Anwendung von flüssigem Wasserstoff. DOI: 10.5445/IR/1000155199.
- [28] The Insight Partners, „Marktwachstum, Größe, Anteil, Trends, Analyse der wichtigsten Akteure und Prognose für LNG-Lagertanks bis 2031,“ [Online]. Available:

- <https://www.theinsightpartners.com/de/reports/lng-storage-tank-market>. [Zugriff am 2025 10 25].
- [29] LNT Marine Pte.,Ltd., IMO Independent Self Supporting Tank Type A. [Online]. Verfügbar unter: <https://lntmarine.com/our-technology/lnt-a-box/imo-type-a-tank/> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [30] Korean Register of Shipping, Guidelines for Selection of Metallic Materials of Containment System. [Online]. Verfügbar unter: https://www.krs.co.kr/TECHNICAL_FILE/Guidelines%20for%20Selection%20of%20Metallic%20Materials%20of%20Containment%20System.pdf.
- [31] 3D Living Studio (2023), Screenshot Video: Funktionsweise von LNG-Tankern (Gastankern) – Bauarten, Be- und Entladung, [Online]. Verfügbar unter: <https://www.youtube.com/watch?app=desktop&v=hl2LDTyTcSk> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [32] International Maritime Organisation, Development of International Code of Safety for Ships using Gases or other Low-flashpoint Fuels (IGF Code), London: IMO, 2014.
- [33] DIN EN ISO 4063: Schweißen und verwandte Prozesse – Nummernsystem für Prozesse, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2009.
- [34] X-Machines (2022), Screenshot Video: LNG Fuel Gas Tanks Manufacturing Process Using Heavy Duty Bending Machine, Welding & Cutting Machine, [Online]. Verfügbar unter: <https://www.youtube.com/watch?app=desktop&v=liBpVqnoimo> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [35] DIN EN 13445-4: Unbefeuerte Druckbehälter – Teil 4: Herstellung, Deutsche Fassung EN 13445-4:2021 + A1:2023, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2023.
- [36] König & Co., Screenshot Imagefilm. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.koenig-co.de/de/video> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [37] DIN EN 10028-4:2017-10 , Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen – Teil 4: Nickellegierte kaltzähe Stähle, Berlin: Beuth Verlag, 2017.
- [38] DIN EN 10028-7:2016-10 , Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen - Teil 7: Nichtrostende Stähle, Berlin: Beuth Verlag, 2016.
- [39] DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug – Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2024.
- [40] Bundesministerium für Verkehr und digitale Infrastruktur, „IGF-Code - Internationaler Code für die Sicherheit von Schiffen, die Gase oder andere Brennstoffe mit niedrigem Flammpunkt verwenden,“ Verkehrsblatt, Dortmund, 2016.
- [41] DVS Merkblatt 0955, Schweißtechnische Verarbeitung nickellegierter Stähle für Tieftemperaturanwendungen, Düsseldorf: DVS Media, 1999.
- [42] AD 2000-Regelwerk , Berlin: Beuth Verlag, 2020.
- [43] UN ECE R110 , Concerning the Adoption of Uniform Technical Prescriptions for Wheeled Vehicles, Equipment and Parts., New York: United Nations, 2014.
- [44] N. Friedrich, G. Posch, J. Tösch, J. Ziegerhofer und W. Berger, “Welding of austenitic stainless steels for cryogenic LNG applications – Low Temperature Behaviour of

- Austenitic Weldments”, [Online]. Verfügbar unter:
<https://app.aws.org/mwf/attachments/6/2>.
- [45] O. Brätz und K.-M. Henkel, „Artgleiches Unterpulverschweißen von 9%-Nickelstählen an kryogenen LNG-Tanks für schiffbauliche Anwendungen“, DVS Berichte Band 355, pp. 344 - 351, 2019.
- [46] B. Fultz, „The Challenges of LNG Materials Selection“, Bechtel Inc., Houston, Texas, 2018.
- [47] P. Toussaint, S. Pillot und C. Chauvy, „CHALLENGES, PROPERTIES, AND FEATURES OF 9% NICKEL STEEL PLATES FOR LNG STORAGE AND TRANSPORT: TOWARDS ULTRA-LARGE DESIGNS“, 2018.
- [48] H. Pinto, A. Pyzalla, R. Büscher, A. Fischer, K. Aßmus und W. Hübner, „The effect of hydrogen on the deterioration of austenitic steels during wear at cryogenic temperature“, Wear, Bd. 259, Nr. 1-6, pp. 424 - 431, 2005.
- [49] Z. Liu, F. Yuyang, G. Lei und Y. Li, „Fluid sloshing dynamic performance in a liquid hydrogen tank“, Int J Hydrogen Energy, Bd. 44, Nr. 26, pp. 13885 - 13894, 2019.
- [50] O. Brätz, R. Banaschik, K.-M. Henkel, F. Haas, P. Haustein und R. Paschold, „Schweißen von 9%-Ni-Stählen einschließlich Umformung und Wärmebehandlung“, DVS-Berichte Band 350, pp. 82-89, 2019.
- [51] M. Bagge et al., Deutschland - Rohstoffsituation 2023, Hannover: Bundesanstalt für Geowissenschaften und Rohstoffe (BGR), 2024.
- [52] M. Szurlies, Rohstoffrisikobewertung – Nickel, Berlin: Deutsche Rohstoffagentur (DERA), 2021.
- [53] Statista, „Durchschnittspreise ausgewählter mineralischer Rohstoffe“, 12 2024. [Online]. Available:
<https://de.statista.com/statistik/daten/studie/260427/umfrage/durchschnittspreise-ausgewaehlter-mineralischer-rohstoffe/>. [Zugriff am 14 10 2025].
- [54] VOLK K.: Nickel und Nickellegierungen - Eigenschaften und Verhalten. Springer-Verlag Berlin, 1970.
- [55] C. e. al., „High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Applications“, Proceedings of the Twenty-second (2012) International Offshore and Polar Engineering Conference, pp. 29 - 35, 2012.
- [56] K. Kim, C. Park und J. Kang, „Availability Evaluation of High Mn Steel by Comparison with Current Materials Available in Cryogenic Environment“, Proceedings of the Twenty-third ISOPE Conference, Anchorage Alaska, USA, pp. 353 - 357, 2013.
- [57] J. e. a. Yu, „Experimental Study on the Cryogenic Storage Tank made of High Manganese Steel“, Proceedings of the Twenty-fifth ISOPE-Conference, pp. 408-412, 2015.
- [58] LNG Prime, DSME equips LNG-powered VLCC with high-manganese steel tanks, [Online]. Verfügbar unter: <https://lngprime.com/asia/dsme-equips-lng-powered-vlcc-with-high-manganese-steel-tanks/54834/> [Zugriff: 14. 10. 2024].

- [59] V. S. F. M. E. Witusewicz, „Reevaluation of the Fe-Mn Phase Diagram“, „J. Phase Equilib. Diffus., 25(4), (Assessment, Calculation, Experimental, Magnetic Properties, Phase Diagram, pp. 346-354, 2004.
- [60] W. Bleck, „Eigenschaften von Stählen,“ in Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung, München, Carl Hanser Verlag, 2018, pp. 35-74.
- [61] S. Weber, Gefügedesign hochlegierter Stähle unter Berücksichtigung, Bochum: Habilitationsschrift Ruhr-Universität, 2013.
- [62] W. Bleck, „Stähle für den Anlagen- und Apparatebau - Werkstoffe in extremer Umgebung,“ in Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung, München, Carl Hanser Verlag, 2018, pp. 421-491.
- [63] KEY to METALS Database, „keytometals,“ 12 11 2011. [Online]. Available: <http://www.keytometals.com/Articles/Art69.htm>. [Zugriff am 08 09 2025].
- [64] J. e. a. Charles, „A new European 200 Series Standard to Substitute 304 Austenitics?,“ Revue de Métallurgie, Nr. Februar, 2009.
- [65] F. Graß, Dissertationsschrift: Beitrag zur Verarbeitung hochmanganhaltiger TWIP-Stähle in Stahlmischverbindung mittels Laserstrahlschweißen, Technische Universität Clausthal, 2019.
- [66] SAE J1086, Numbering Metals and Alloys, Warrendale, PA, USA: SAE, 2012.
- [67] The European Stainless Steel Development Association (euro inox), „Austenitische nicrostende Chrom-Mangan-Stähle - der neue europäische Werkstoff 1.4618,“ euro-inox, Brüssel, 2012.
- [68] ISSF - International Stainless Steel Forum, „New 200-series: An opportunity or a threat to the image of stainless steel?,“ ISSF, Brüssel, Belgien, 2005.
- [69] Arcelor Mittal / Industeel, „Datenblatt: CryElso(TM)201LN,“ 2016.
- [70] O. Grässel, „Dissertation: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si,“ Papierflieger Verlag, Clausthal-Zellerfeld, 2000.
- [71] R. Ogawa und J. Morris, „The Influence of Alloy Composition on the Cryogenic Mechanical Properties of AISI 200 Grade High-Manganese Austenitic Steels,“ Eigenverlag, Lawrence Berkeley Laboratory, University of California, 1982.
- [72] M. Niikura und J. Morris, „Thermal Processing of Ferritic 5Mn Steel for Toughness at Cryogenic Temperatures,“ Metallurgical Transactions A, Bd. 1980, Nr. 11a, pp. S. 1531 - 1540, 1980.
- [73] S. Hwang und J. Morris, „The Improvement of Cryogenic Mechanical Properties of Fe-12 Mn and Fe-8 Mn Alloy Steels Through Thermal/Mechanical Treatments,“ Metallurgical Transactions A, Bd. 1979, Nr. 10A, pp. S. 545 - 555, 1979.
- [74] V. Urade und S. Ambade, „An Overview of Welded Low Nickel Chrome-Manganese Austenitic and Ferritic Stainless Steel,“ Journal of Material Science & Engineering, Bd. 05, Nr. 02, 2016.

- [75] V. Singh, M. Chandrasekaran und S. Samanta, „Study on the influence of heat input on mechanical property and microstructure of weld in GMAW of AISI 201LN stainless steel,“ *Advances in Materials and Processing Technologies* , Bd. 6, Nr. 3, 2020.
- [76] W. Chuaiphan und L. Srijaroenpramong, „Effect of welding speed on microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of GTA-welded AISI 201 stainless steel sheets,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 214, Nr. 2, pp. 402-408, 2014.
- [77] W. Chuaiphan und L. Srijaroenpramong, „Microstructure, mechanical properties and pitting corrosion of TIG weld joints alternative low-cost austenitic stainless steel grade 216,“ *Journal of Advanced Joining Processes*, Bde. %1 von %2- Journal Pre-Proof -, 2020.
- [78] W. Chuaiphan und L. Srijaroenpramong, „Heat input and shielding gas effects on the microstructure, mechanical properties and pitting corrosion of alternative low cost stainless steel grade 202,“ *Results in Materials*, Bde. %1 von %2- Journal Pre-Proof -, 2020.
- [79] aperam, Aperam, *Stainless Steel and Alloys in Transport – Recent Developments and Aperam’s Vision on Tomorrow*, 2014. [Online]. Verfügbar unter: http://www.stalenierdzewne.pl/upload/file/publikacje/SSN_P_Rubbrecht_Aperam_Stal_ni_erdzewna_i_stopy_w_transporcie_0.pdf.
- [80] W. Bleck und C. (. Haase, *Physical Metallurgy of High Manganese Steels*; ISBN 978-3-03921-856-1, Basel: MDPI, 2019.
- [81] C. e. a. Frohwein, „Investigations on metallurgical and mechanical properties of resistant spot welded dissimilar joints between a high manganese steel and a low alloyed steel grade,“ *IOP conference series / Materials science and engineering/ Institute of Physics*, Bd. 882, 2009.
- [82] B. Wittig, M. Zinke und S. Jüttner, „Martensite formation in dissimilar weld metals of high-Mn steels,“ *The 4th International Conference on Medium and High Manganese Steels: April 1-3, 2019, Aachen, Germany*, 2019.
- [83] B. e. a. Wittig, „A new constitution diagram for dissimilar metal welds of high-manganese steels,“ *Welding in the world*, Bd. 63, p. 491–499, 2018.
- [84] B. Wittig, „Einfluss der Aufmischung auf das Mischschweißgut hochmanganhaltiger Stähle,“ *DVS Berichte 337*, Bd. 377, pp. 229-234, 2017.
- [85] S. e. a. Kane, „Welding Consumable Development for a Cryogenic (4 K) Application,“ *Welding Journal*, Bd. 43, Nr. August, pp. 292 - 300, 1999.
- [86] T. e. a. Saito, „Mechanical properties of high manganese austenitic stainless steel JK2LB for ITER central solenoid jacket material,“ *Physics Procedia*, Bd. 67, p. 1016 – 1021, 2015.
- [87] J. e. a. Choi, „High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Applications,“ *Proceedings of the Twenty-Second ISOPE-Conference*, Bd. 22, pp. 29 - 35, 2012.
- [88] I. e. a. Han, „Microstructure and Mechanical Properties of Cryogenic High-Manganese Steel Weld Metal,“ *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, Bd. 27, Nr. 3, p. 260–265, 2017.

- [89] I.-W. Han, „Effect of Tensile Properties and Microstructure on the Heat Input of Ni-Doped High Manganese Welding Wire,“ *Journal of Welding and Joining*, Bd. 36, Nr. 1, pp. 10-17, 2018.
- [90] G. e. a. Park, „Microstructure and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded High Manganese Steel Sheet,“ *Metals*, Bd. 9, Nr. 1167, 2019.
- [91] J.-K. Ren, „On Mechanical Properties of Welded Joint in Novel High-Mn Cryogenic Steel in Terms of Microstructural Evolution and Solute Segregation,“ *Metals*, Bd. 10, Nr. 478, 2020.
- [92] R. Twardowski, Mikrostrukturelle Beschreibung von Verformung und Schädigung hochmanganhaltiger Stähle mit TRIP- und TWIP-Effekt, Dissertation, RWTH Aachen University, Aachen, Deutschland, 2013.
- [93] G. Frommeyer und R. Rablbauer, „Entwicklung hochfester und supraduktiler Leichtbaustähle für die Verkehrstechnik,“ *Jahrbuch 2006/2007*, 2007.
- [94] E. Hornbogen und B. Skrotzki, *Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe*. Berlin/Heidelberg, Deutschland: Springer, doi: 10.1007/978-3-540-89946-4.
- [95] M. X. Huang, Z. Y. Liang und Z. C. Luo, „Critical Assessment 15: Science of deformation and failure mechanisms in twinning induced plasticity steels,“ *Materials Science and Technology*, vol. 31, no. 11, pp. 1265–1270, 2015.
- [96] S. Lee, C.-Y. Lee und Y.-K. Lee, „Schaeffler diagram for high Mn steels,“ *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 628, pp. 46–49, 2014.
- [97] Matthes, K.-J. und Schneider, W. (2012), *Schweißtechnik: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*, 5., neu bearbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag, München.
- [98] DIN EN ISO 15614-1: Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe – Schweißverfahrensprüfung – Teil 1: Lichtbogenschweißen und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen.
- [99] DIN EN ISO 21028-1: Kryo-Behälter – Zähigkeitsanforderungen an Werkstoffe bei kryogenen Temperaturen – Teil 1: Temperaturen unter –80 °C (ISO 21028-1:2016), Deutsche Fassung EN ISO 21028-1:2016, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2017.
- [100] International Code for the Construction and Equipment of Ships Carrying Liquefied Gases in Bulk (IGC Code), London, United Kingdom: International Maritime Organization (IMO), 2016.
- [101] DNV GL, Class Programme – Type Approval: DNVGL-CP-0069 Welding Consumables, 2016.
- [102] IMO: Revised Interim Guidelines on the Application of High Manganese Austenitic Steel for Cryo-genic Service, 04.12.2020.
- [103] ASTM A1106 / A1106M-17: Standard Specification for Pressure Vessel Plate, Alloy Steel, Austenitic High Manganese for Cryogenic Application.
- [104] ISO 21635: Ships and marine technology — Specification of high manganese austenitic steel used for LNG tanks on board ships, International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2018.

- [105] Richtlinie 2014/68/EU des Europäischen Parlaments und des Rates vom 15. Mai 2014 über die Harmonisierung der Rechtsvorschriften der Mitgliedstaaten über die Bereitstellung von Druckgeräten auf dem Markt (Neufassung), L 189, 27. Juni 2014, S. 164–259.
- [106] K. Schumacher, „Druckgeräte-Online: Europäische Werkstoffzulassung gemäß Druckgeräterichtlinie 97/23/EC (DGRL),“ [Online]. Available: https://www.druckgeraete-online.de/pdf/EAM_Schumacher.pdf. [Zugriff am 21. 10. 2025].
- [107] IACS Rec. 2021: Guidelines on Approval of High Manganese Austenitic Steel for Cryogenic Service, 01.09.2021.
- [108] DIN CEN ISO/TR 15608: Schweißen – Richtlinien für eine Gruppeneinteilung von metallischen Werkstoffen (ISO/TR 15608:2017), Deutsche Fassung CEN ISO/TR 15608:2017, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2020.
- [109] DIN EN 13445-2: Unbefeuerte Druckbehälter – Teil 2: Werkstoffe, Deutsche Fassung EN 13445-2:2021 + A1:2023, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2023.
- [110] M. Schwetlick und R. Paschold, „Neue Energieträger und resultierende Herausforderungen für die Schweißtechnik,“ in 34. Schweißtechnische Fachtagung, 2025, S. 26–34.
- [111] DIN EN 13458-2: Kryo-Behälter – Ortsfeste vakuum-isolierte Behälter – Teil 2: Bemessung, Herstellung und Prüfung, Deutsche Fassung EN 13458-2:2002, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2002.
- [112] DIN EN 13530-2: Kryo-Behälter – Große ortsbewegliche, vakuum-isolierte Behälter – Teil 2: Bemessung, Herstellung und Prüfung, Deutsche Fassung EN 13530-2:2002, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2002.
- [113] DIN EN 14532-1: Schweißzusätze – Prüfverfahren und Qualitätsanforderungen – Teil 1: Grundprüfungen und Konformitätsbewertung von Schweißzusätzen für Stahl, Nickel und Nickellegierungen, Deutsche Fassung EN 14532-1:2004, Berlin, Deutschland, 2004.
- [114] BGN, „TRGS 528: Schweißtechnische Arbeiten,“ [Online]. Available: <https://vorschriften.bgn-branchenwissen.de/daten/tr/trgs528/3.htm>. [Zugriff am 08. 09. 2025].
- [115] Vereinigung der Metall-Berufsgenossenschaften, BGI 593 - Schadstoffe beim Schweißen und bei verwandten Verfahren, 2003.
- [116] DGUV, „WELDOX – Metallbelastungen beim Schweißen und deren gesundheitliche Auswirkungen,“ 2011. [Online]. Available: https://www.dguv.de/medien/ifa/de/pub/grl/pdf/ipa_journal_11_02_weldox.pdf. [Zugriff am 08. 09. 2025].
- [117] M. Könnig, „Mangan im Schweißrauch verursacht parkinsonähnliche Symptome.“ [Online]. Verfügbar unter: <https://arbeitsschutz-schweissen.de/neue-studie-mangan-im-schweissrauch-foerdert-parkinson-symptome/> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [118] TRGS 900, Arbeitsplatzgrenzwerte, Bundesamt für Arbeitsschutz und Arbeitsmedizin, Jan. 2006. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.baua.de/DE/Angebote/Regelwerk/TRGS/TRGS-900> [Zugriff: 08. 09. 2025].

- [119] DGUV Vorschrift 1, Unfallverhütungsvorschrift – Grundsätze der Prävention, Deutsche Gesetzliche Unfallversicherung (DGUV), Nov. 2013. [Online]. Verfügbar unter: <https://publikationen.dguv.de/widgets/pdf/download/article/2909> [Zugriff: 08. 09. 2025].
- [120] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, Praxiswissen Schweißtechnik. Wiesbaden, Deutschland: Vieweg+Teubner, 2009.
- [121] R. Killing, Handbuch der Schweißverfahren: Lichtbogenschweißverfahren. Düsseldorf, Deutschland: DVS-Verlag, 1997.
- [122] R. Killing, Kompendium der Schweißtechnik: Verfahren der Schweißtechnik. Düsseldorf, Deutschland: DVS-Verlag, 1997.
- [123] Messer Griesheim GmbH, Handbuch für das Unterpulverschweißen, 1. Aufl. Frankfurt am Main, Deutschland, 1977.
- [124] J. Ruge, Handbuch der Schweißtechnik. Band 2: Verfahren und Fertigung, 3., neubearb. Aufl. Berlin/Heidelberg, Deutschland: Springer-Verlag, 1993.
- [125] DIN EN 1011-1: Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 1: Allgemeine Anleitungen für das Lichtbogenschweißen, Deutsche Fassung EN 1011-1:2009, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2009.
- [126] DVS- Merkblatt 0948 (1995), Unterpulverschweißen mit seinen Verfahrensvarianten.
- [127] A. H. Fritz und J. Schmütz, Hg. Fertigungstechnik, 13. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg; Springer Vieweg, 2022.
- [128] C. Reppin, K. Treutler, O. Brätz, A. Gericke, and K.-M. Henkel, "Investigation of welded joints on a medium-manganese steel for use under cryogenic conditions as an alternative to 9% Ni steels," Welding in the World, 2025. doi: 10.1007/s40194-025-01973-z.
- [129] DIN EN ISO 14174: Schweißzusätze – Pulver für das Unterpulver- und Elektroschlackeschweißen – Einteilung (ISO 14174:2019), Deutsche Fassung EN ISO 14174:2019, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2019.
- [130] DIN EN ISO 14343-A: Schweißzusätze – Drahtelektroden, Drähte und Stäbe zum Lichtbogenschweißen von nichtrostenden und hitzebeständigen Stählen – Einteilung (ISO 14343:2023), Deutsche Fassung EN ISO 14343-A:2023, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2023.
- [131] DIN EN ISO 14175: Schweißzusätze – Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse (ISO 14175:2008), Deutsche Fassung EN ISO 14175:2008, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2008.
- [132] DIN EN ISO 17639: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Makroskopische und mikroskopische Untersuchungen von Schweißnähten (ISO 17639:2022), Deutsche Fassung EN ISO 17639:2022, Berlin, Deutschland, 2022.
- [133] DIN CEN ISO/TR 16060: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Ätzungen für die makroskopische und mikroskopische Untersuchung (ISO/TR 16060:2003), Deutsche Fassung CEN ISO/TR 16060:2014, Berlin, Deutschland, 2014.

- [134] DIN EN ISO 643: Werkstoffe – Stahl – Mikroskopische Bestimmung des Ferrit- oder Austenit-Kornungsgrades (ISO 643:2019), Deutsches Institut für Normung e.V., Dez. 2020.
- [135] DIN EN ISO 4136: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Querzugversuch (ISO 4136:2022), Deutsche Fassung EN ISO 4136:2022, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2022.
- [136] DIN EN ISO 5178: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Längszugversuch an Schweißgut in Schmelzschweißverbindungen (ISO 5178:2019), Deutsche Fassung EN ISO 5178:2019, Berlin, Deutschland, 2019.
- [137] DIN EN ISO 5173: Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen – Biegeprüfungen (ISO 5173:2023), Deutsche Fassung EN ISO 5173:2023, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2023.
- [138] DIN EN ISO 6892-3: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 3: Prüfverfahren bei tiefen Temperaturen (ISO 6892-3:2015), Deutsche Fassung EN ISO 6892-3:2015, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2015.
- [139] DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2016), Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2016, Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2016.
- [140] DIN EN ISO 9016: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kerbschlagbiegeversuch – Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung (ISO 9016:2022), Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2022.
- [141] E. Macherauch und H.-W. Zoch, Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik, 11., Vollst. überarb. und erw. Aufl. in Studium Werkstofftechnik. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2011.
- [142] DIN EN ISO 9015-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Härteprüfung – Teil 1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen (ISO 9015-1:2001), Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2011.
- [143] DIN EN ISO 15350: Stahl und Eisen – Bestimmung der Gesamtgehalte an Kohlenstoff und Schwefel – Infrarotabsorptionsverfahren nach Verbrennung in einem Induktionsofen (ISO 15350:2000), Deutsches Institut für Normung, Berlin, Deutschland, 2010.
- [144] A. Baptista, F. J. G. Silva, J. Porteiro, J. L. Míguez, G. Pinto, und L. Fernandes, „On the Physical Vapour Deposition (PVD): Evolution of Magnetron Sputtering Processes for Industrial Applications“, *Procedia Manuf.*, Bd. 17, S. 746–757, 2018, doi: 10.1016.
- [145] D. M. Mattox, „Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing“, in *Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing*, Elsevier, 2010, S. i–iii. doi: 10.1016/B978-0-8155-2037-5.00025-3.
- [146] K. Wasa, M. Kitabatake, und H. Adachi, *Thin film materials technology: sputtering of compound materials*. Norwich, NY : Heidelberg: William Andrew Pub. ; Springer, 2004.
- [147] M. Gassner et al., „Energy Consumption and Material Fluxes in Hard Coating Deposition Processes“, *Surface & Coatings Technology*, Bd. 299, S. 49–55, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.04.062.

- [148] M. Leicher, K. Treutler und V. Wesling, „Prüfung mechanischer Eigenschaften von additiv gefertigten Proben mittels beschichteter Schweißdrahtelektroden“, Tagung Werkstoffprüfung, S. 5, 2020.
- [149] „C. Reppin, A. Gericke, K.-M. Henkel, P. Neef, K. Treutler und V. Wesling, „KryoMangan: Verarbeitung und Qualifizierung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen“, „DVS-Berichte, Bd. 391, pp. 143-154, 2024.
- [150] „C. Reppin, A. Gericke, K.-M. Henkel, P. Neef, K. Treutler und V. Wesling, „Welding processing of medium-manganese austenitic steels for cryogenic applications“, „HTM Journal of Heat Treatment and Materials, Bd. 79, Nr. 1, pp. 35-50, 2024.
- [151] „C. Reppin, A. Gericke, K.-M. Henkel, P. Neef, K. Treutler und V. Wesling, „Schweißtechnisches Verarbeiten und Qualifizieren mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen“, „DVS-Berichte, Bd. 389, pp. 451-459, 2023.
- [152] P. Neef, C. Reppin, K. Treutler, A. Gericke, K.-M. Henkel and V. Wesling, „Influence of nitrogen-doped shielding gas for welding of medium manganese austenites for cryogenic applications,“ Welding in the World, 2023. doi: 10.1007/s40194-023-01656-7.
- [153] R. Killing, Angewandte Schweißmetallurgie – Anleitung für die Praxis, Düsseldorf: DVS Verlag, 1996.
- [154] A. Gericke, Einfluss der Schweißparameter und Polaritätsmodulationen auf den Werkstoffübergang sowie Zu- und Abbrandverhalten von Legierungselementen beim Unterpulverschweißen, Rostock: Universität Rostock, 2019.
- [155] P. Neef, K. Treutler, V. Wesling, C. Reppin, A. Gericke und K.-M. Henkel, „Schweißtechnische Verarbeitung und Qualifizierung mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen,“ 5. Symposium Materialtechnik, 23.–24. Feb. 2023, 2023.
- [156] „C. Reppin, A. Gericke, O. Brätz, K.-M. Henkel, K. Treutler und V. Wesling, „Untersuchungen an geschweißten Verbindungen von hochmanganhaltigen Stählen (Mn $\geq$ 15 %) für kryogene Anwendungen im Druckbehälter- oder Schiffbau“, „53. Sondertagung / Schweißen im Anlagen- und Behälterbau 2025. DVS-Berichte, Bd. 397, pp. 58-72, 2025.
- [157] A. Kovalev, Thermodynamisch-mechanische Modellierung der verformungsinduzierten α' -Martensitbildung in austenitischen Cr-Mn-Ni-Stählen, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 2015.
- [158] J. N. DuPont, J. C. Lippold und S. D. Kiser, Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys, Hoboken (NJ): Wiley, 2009.
- [159] M. Park, M. Kang, G.-W. Park, G. Jang, B. Kim, H. Kim, J. Jeon, H. Kim, S. Kwon und B. Kim, „The effects of post weld heat treatment for welded high-Mn austenitic steels using the submerged arc welding method,“ Journal of Materials Research and Technology, Nr. 18, pp. 4497-4512, 2022.

13 Anhang

Ergänzende Untersuchungsergebnisse zum Referenzwerkstoff X8Ni9 (Auszug aus [128])

3.2. Mechanical properties of the welded joints

Transverse bending test: The transverse bending tests conducted on different weldments were evaluated at room temperature (RT) and -80°C to assess the impact of temperature. All transverse bending specimens showed no irregularities and therefore fulfilled the 180° bending angle requirements. It has been shown that as the testing temperature decreases, more force is required to bend the samples. The underlying reason lies in the different mechanisms due to their distinct microstructures. In the medium-manganese steel esp. austenitic weld metal, deformation-induced martensite formation occurs. This suggests that the austenite becomes more metastable and a significant portion is transformed into martensite due to deformation. The lower temperature promotes martensite formation as the energy barrier for the transformation is reduced [17]. In contrast to X2CrMnNiN17-7-5, 9% Ni steel esp. the used nickel-based filler does not form deformation-induced martensite. Although the bending force increases. The reason is that the increase in bending force at low temperatures is primarily due to an increased dislocation density and a reduction in dislocation mobility. However, no additional phase transformation, such as deformation-induced martensite, occurs. The following, **figure 4** and **figure 5**, show microsections of the two materials in the deformed area from transverse bending tests at different test temperatures (RT and -80°C) to illustrate the mechanisms.

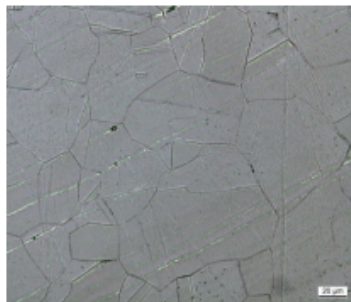


Figure 4. The microstructure of X2CrMnNiN17-7-5 in the deformed area of a transverse bend test sample at room temperature (left) and at -80°C (right)

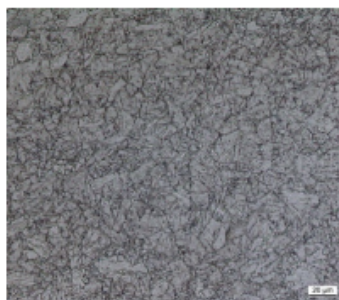


Figure 5. The microstructure of 9% Ni steel in the deformed area of a transverse bend test sample at room temperature (left) and at -80°C (right)

Transverse tensile test: The transverse tensile tests conducted on different weldments were evaluated at room temperature (RT), -100°C, and -165°C to assess the impact of temperature on tensile strength and the location of fracture (**Table 5**). The results, summarized in the provided **table 5**, reveal several key insights into the behavior of the weldments under varying thermal conditions. In all tested samples, the ductile fracture was localized within the weld metal.

Table 5. Overview of the results from the transverse tensile test at different temperatures

Nr.	+20 °C	-100 °C	-165 °C	Location of fracture
	R _m in MPa			
A	696	948	1146	Weld metal
B	698	968	1127	Weld metal
C	695	922	962	Weld metal
D	696	872	930	Weld metal
E	707	865	928	Weld metal
F	728	809	907	Weld metal

At room temperature, the tensile strength across all samples ranged between 695 N/mm² and 728 N/mm². Sample F, produced with the 9% Ni steel base material, S Ni 6276 filler and lower heat input, exhibited the highest tensile strength of 728 N/mm². In contrast, sample C, which used the ER316LMn filler with DC+ polarity and lower heat input, showed the lowest tensile strength of 695 N/mm². Despite slight variations, the tensile strengths of all samples remained relatively close, indicating a consistent performance of the weldments at ambient conditions.

As the testing temperature was lowered to -100°C, all samples demonstrated an increase in tensile strength, a common phenomenon due to the reduced ductility and increased brittleness at lower temperatures. The most significant increase was observed in sample B, where tensile strength rose from 698 N/mm² at RT to 968 N/mm² at -100°C. Similarly, sample A showed an increase from 696 N/mm² to 948 N/mm².

At -165°C, the tensile strengths further increased, with samples A and B again showing the highest strengths of 1146 N/mm² and 1127 N/mm², respectively. The nickel-based filler material (S Ni 6276) samples, D, E, and F, exhibited tensile strengths in the range of 907 N/mm² to 930 N/mm². Although these values were lower than those for the ER316LMn-based samples (A, B, C). The increase in tensile strengths at lower test temperatures can be attributed to the same mechanisms described for the bending tests.

The results of the Charpy impact test for the 9% nickel steel show significantly higher impact energy values in the heat-affected zone, well above the required 27 J. Unlike X2CrMnNi17-7-5, a reduction in heat input here leads to an increase in impact toughness. Microscopic investigations revealed smaller grains with lower heat input, which leads to improved properties.

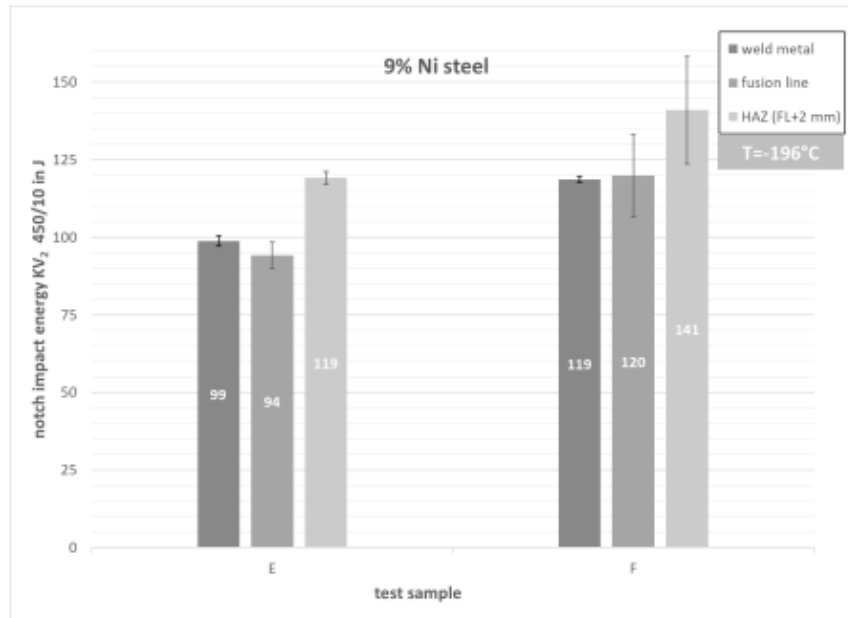


Figure 7. Results of the notched bar impact test at T=-196 °C / samples of 9% Ni steel

Eidesstattliche Versicherung

Hiermit bestätige ich, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Hilfsmittel benutzt habe. Alle dem Wortlaut oder dem Sinn nach anderen Werken entnommenen Stellen wurden unter Angabe der Quelle kenntlich gemacht.

Ich versichere außerdem, dass die beigefügte Dissertation nur in diesem und keinem anderen Promotionsverfahren eingereicht wurde und dass diesem Promotionsverfahren keine endgültig gescheiterten Promotionsverfahren vorausgegangen sind.

Rostock, den 30.10.2025

(Unterschrift)

Wissenschaftlicher Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name: Christoph Reppin
Geburtsdatum /-ort 11.12.1990 / Anklam
Nationalität deutsch
Familienstand ledig



Wissenschaftliche Arbeit

- Forschungsprojekte: Bearbeitung geförderter Projekte (öffentlich/intern):
- seit 05/2025 -EWIG: Entwicklung von Werkstoffkonzepten und in situ Legierungsmethoden zum Fügen und Beschichten von Komponenten für die Verbrennung, Speicherung und den Transport von wasserstoffbasierten Energieträgern
(PREPARE: internes Förderprogramm der Fraunhofer-Gesellschaft)
 - seit 10/2024 - Verbundvorhaben: MariSteel: Dekarbonisierung und Ressourcenschonung in der Fertigung maritimer Strukturen durch kombinierten Einsatz produktiver Hochleistungsschweißverfahren und innovativer Stahlwerkstoffe
Teilvorhaben: MariWeld: Entwicklung ressourcenschonender Hochleistungsschweißtechnologien für HRSS-Werkstoffe in der maritimen Fertigung
(BMWK, PTJ 03SX619C)
 - seit 04/2023 - Verbundvorhaben: CurvedWeld: Sensorbasiertes Schweißen gekrümmter Sektionsstöße im Großsegmentbau
Teilvorhaben: ParaWeld: Schweißtechnische Untersuchungen hinsichtlich positionsabhängiger Parameter für verschiedenste Werkstoffe sowie alternativer Schweißverfahren
(BMWK, PTJ 03SX590D)
 - 10/2021 – 10/2024 - Kryomangan: Verarbeitung und Qualifizierung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für die Lagerung kryogener Energieträger
(FOSTA P 1597/38/2021 / IGF-Nr. 22156 BR)

02/2020 – 03/2022	- IntelLiBo: Intelligente Verarbeitung von Lichtbogensignalen zur Vermeidung von Prozessunregelmäßigkeiten beim MSG-Schweißen (ZIM ZF4018410FH9, <i>FuE Kooperationsprojekt</i>)
04/2019 – 03/2021	- Entwicklung einer mobilen Elektroschlacke (ES)- Kanal-Schweißmaschine inklusive Schweißtechnologieentwicklung an Stumpf- und T-Stößen ab 25 mm Blechdicke (ZIM EP190047, <i>FuE Einzelvorhaben, Unterauftrag</i>)
05/2019 – heute	diverse Industrieprojekte im Bereich der Schweiß- und Werkstofftechnik
Betreuung studentischer Arbeiten:	Betreuung und Begutachtung von zwei Bachelorarbeiten, drei Studienarbeiten und zwei Masterarbeiten an der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik (MSF) der Universität Rostock, Fachrichtung Maschinenbau und Wirtschaftsingenieurwesen
Lehre:	Halten ausgewählter Vorlesungen, Übungen und Praktika in den Modulen „Schweißtechnologie“ und „Schweißmetallurgie“ des Lehrstuhls Fügetechnik der Universität Rostock
Publikationen:	siehe Anhang Veröffentlichungen und Fachvorträge

Beruflicher Werdegang

Seit 07/2022	Inspektor für bauaufsichtliche Zulassungen der Prüf-, Überwachungs- und Zertifizierungsstelle des Fraunhofer IGP nach Landesbauordnung - Durchführung von Inspektionen in Herstellwerken im In- und Ausland für allgemeine bauaufsichtliche Zulassungen (abZ) von geschweißten Bauteilen aus Stahl
Seit 05/2019	Wissenschaftlicher Mitarbeiter mit akademischen Abschluss am Fraunhofer-Institut für Großstrukturen in der Produktionstechnik IGP im Bereich Thermische Fügetechnik: - Akquise und Durchführung von öffentlichen Forschungs- vorhaben sowie verschiedenen Industrieprojekten im Gebiet der thermischen Fügetechnik mit Fokus auf Werkstoffe und Schweißprozesse - unterstützende Tätigkeit in der Lehre der Universität Rostock
09/2017 – 04/2019	Montagebau Neptun Rostock GmbH - Einsatz als Schweißaufsicht gemäß DIN EN ISO 14731 - Projektbetreuung
07/2015 – 08/2017	Fraunhofer-Institut für Großstrukturen in der Produktionstechnik IGP im Bereich Thermische Fügetechnik - studentische / wissenschaftliche Hilfskraft - Studienarbeit zum Thema: „Untersuchungen zur Beeinflussung des Schweißprozesses und des Schweißgutes unter Variation der Elektrodenpolung“
02/2014 – 09/2014	Peene-Werft Wolgast GmbH & Co. KG, Wolgast - Werksstudententätigkeit / Unterstützung der Fertigungsabteilung bei der Veränderung einer vorhandenen Paneellinie zur Verarbeitung von Dünnblechen
09/2012 – 03/2013 und 09/2011 – 03/2012	P + S WERFTEN GmbH, Stralsund - Werksstudententätigkeiten / Planung von Produktionsabläufen für die Fertigung von Offshore-Fundamenten auf der Werft

- 07/2010 – 08/2010 P + S WERFTEN GmbH, Wolgast
- Werksstudententätigkeit / Unterstützung der Konstruktionsabteilung
bei der Modellierung von schiffstechnischen Komponenten zur
Einbindung in das Schiffsmodell
- 09/2007 – 07/2010 betriebliche Ausbildung zum Konstruktionsmechaniker,
P + S WERFTEN GmbH, Wolgast,
Abschluss: Konstruktionsmechaniker (Metall- und Schiffbautechnik)

Akademische Ausbildung

10/2014 – 02/2017	Universität Rostock Abschluss als Master of Science, (Note 1,6) - Masterarbeit am Lehrstuhl Fügetechnik: „Untersuchung der Korrelation von transienten elektrischen Signalcharakteristika und Schweißnahtunregelmäßigkeiten beim Unterpulverschweißen mittels hochfrequenter Schweißprozessanalyse“, (Note 1,4) - Masterstudium Maschinenbau mit den Vertiefungsrichtungen Schweißtechnik & Strukturmechanik
09/2010 – 09/2014	Fachhochschule Stralsund Abschluss als Bachelor of Engineering, (Note 1,4) - Duales Bachelorstudium des Maschinenbauingenieurwesens mit der Fachrichtung Produktionsmanagement - Bachelorarbeit: „Modifizieren einer vorhandenen Paneellinie auf der Peene-Werft GmbH & Co.KG zur Verarbeitung von Dünnblechen aus Schiffbaustahl mit Ausblick auf Aluminium und Edelstahl“, (Note 1,7)
09/2007 – 07/2010	Berufliche Schule der Hansestadt Rostock-Metalltechnik, Abschluss: Fachhochschulreife (Note 1,1)
08/2001 – 08/2007	Käthe-Kollwitz-Schule Anklam, Abschluss: qualifizierter Realschulabschluss

Teilnahme an Weiterbildungen / Seminaren

02/2016	Prüfung zum „INTERNATIONAL WELDING ENGINEER“, SFI/IWE gemäß DVS®-IIW 1170 „Schweißaufsichtspersonen“, Rostock
09/2013	Geprüfter Industriemeister Fachrichtung Metall
06/2012	Prüfung nach der Ausbildereignungsverordnung (AEVO)

Teilnahme an Fachtagungen / Arbeitskreissitzungen

06/2025	<i>IIW Annual Assembly and International Conference</i> , Genua, Italien [inkl. Fachbeitrag]
06/2025	<i>Frühjahrssitzung 2025 des AG A6.1 Schweißverfahren, Fertigung</i> , Rostock, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
03/2025	<i>53. Sondertagung „Schweißen im Anlagen- und Behälterbau“</i> , München, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
11/2024	<i>14. Rostocker Schweißtage</i> , Rostock, Deutschland
11/2024	<i>Sitzung des Fachausschusses (FA) 3 für Lichtbogenschweißen</i> , Neuhof, Deutschland
06/2024	<i>IIW Annual Assembly and International Conference</i> , Rhodos, Griechenland [inkl. Fachbeitrag]
04/2024	<i>Innovationstag des DVS und der FOSTA</i> , Düsseldorf, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
10/2023	<i>79. HärtereiKongress 2023 und 2. Steel Innovation</i> , Köln, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
09/2023	<i>DVS Congress 2023</i> , Essen, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
09/2022	<i>DVS Congress 2022</i> , Koblenz, Deutschland
06/2022	<i>Frühjahrssitzung 2022 der DVS AG A6.1 Schweißverfahren, Fertigung</i> , Rostock, Deutschland [inkl. Fachbeitrag]
06/2022	<i>Sitzung der DVS AG V 2.5 Unterpulverschweißen / Elektroslackeschweißen</i> , Rostock, Deutschland
09/2021	<i>DVS Congress 2021</i> , Essen, Deutschland
09/2020	<i>DVS Congress 2020</i> , Rostock, Deutschland
02/2020	<i>Tagung Roboter 2020</i> , Fellbach, Deutschland
08/2019	<i>CMT-Tag 2019</i> , Hamburg, Deutschland

Veröffentlichungen und Fachvorträge

Profile

ORCID-iD <https://orcid.org/0009-0004-0153-1273>

Research Gate <https://www.researchgate.net/profile/Christoph-Reppin>

Publikationen (*peer-reviewed)

- 2020 Rieck, S., **Reppin, C.**, Gericke, A., und Henkel, K.-M., "Einsatz von Maschinellern Lernen zur Stabilitätsprognose in MSG-Schweißprozessen", *Roboter 2020. DVS-Berichte Band 362*, edited by DVS Media GmbH, 2020, pp. 92–98.
- 2021 Rieck, S., **Reppin, C.**, Gericke, A., und Henkel, K.-M., "Künstliche Intelligenz zur Steigerung der Prozesssicherheit beim MSG- Schweißen", *DVS CONGRESS 2023. DVS-Berichte Band 371*, edited by DVS Media GmbH, 2021, pp. 162–168.
- 2023* Neef, P., Treutler, K., Wesling, V., **Reppin, C.**, Gericke, A., und Henkel, K.-M., "Schweißtechnische Verarbeitung und Qualifizierung mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen", *5. Symposium Materialtechnik, 23. bis 24. Februar 2023*, 2023.
<https://doi.org/10.21268/20230711-8>
- 2023* Neef, P., **Reppin, C.**, Treutler, K., Gericke, A., Henkel, K.-M., and Wesling, V., "Influence of Nitrogen-Doped Shielding Gas for Welding of Medium Manganese Austenites for Cryogenic Applications", *Welding in the World*, 2023.
<https://doi.org/10.1007/s40194-023-01656-7>
- 2023 **Reppin, C.**, Gericke, A., Henkel, K.-M., Neef, P., Treutler, K., und Wesling, V., „Schweißtechnisches Verarbeiten Und Qualifizieren Mittelmanganhaltiger Austenitischer Stähle Für Kryogene Anwendungen", *DVS CONGRESS 2023. DVS-Berichte Band 389*, edited by DVS Media GmbH, 2023, pp. 451–459.
- 2023 **Reppin, C.**, Gericke, A., Henkel, K.-M., Neef, P., Treutler, K., und Wesling, V., "Schweißtechnisches Verarbeiten mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen", *Steel Innovation, 24. bis 26. Oktober 2023*, 2023.

- 2024* **Reppin, C.**, Gericke, A., Henkel, K.-M., Neef, P., Treutler, K., and Wesling, V.,
 “Welding Processing of Medium-Manganese Austenitic Steels for Cryogenic Applications”, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, Vol. 79, No. 1, 2024, pp. 35–50.
<https://doi.org/10.1515/htm-2023-0034>
- 2024 **Reppin, C.**, Gericke, A., Henkel, K.-M., Neef, P., Treutler, K., und Wesling, V.,
 “KryoMangan: Verarbeitung Und Qualifizierung Mittel- Und Hochmanganhaltiger Austenitischer Stähle Für Kryogene Anwendungen”, *INNOVATIONSTAG 2024. DVS-Berichte Band 391*, edited by DVS Media GmbH, 2024, pp. 143–154.
- 2025* **Reppin, C.**, Treutler, K., Brätz, O., Gericke, A., and Henkel, K.-M., “Investigation of Welded Joints on a Medium-Manganese Steel for Use under Cryogenic Conditions as an Alternative to 9% Ni Steels”, *Welding in the World*, 2025.
<https://doi.org/10.1007/s40194-025-01973-z>
- 2025 **Reppin, C.**, Gericke, A., Brätz, O., Henkel, K.-M., Treutler, K., und Wesling, V.,
 “Untersuchungen An Geschweißten Verbindungen Von Hochmanganhaltigen Stählen (Mn $\geq$ 15 %) Für Kryogene Anwendungen Im Druckbehälter- Oder Schiffbau”, 53. *SONDERTAGUNG / SCHWEIßEN IM ANLAGEN- UND BEHÄLTERBAU 2025. DVS-Berichte Band 397*, edited by DVS Media GmbH, 2025, pp. 58–72.

Voraussichtliche Publikationen (*peer-reviewed)

- 2025* Leicher, P., Treutler, K., Wesling, V., **Reppin, C.**, “Modification of high-alloyed filler metals for welding medium manganese steels”, *Welding in the World*, 2025.
- 2025* **Reppin, C.**, Gericke, A., Brätz, O., Henkel, K.-M., Treutler, K., und Wesling, V.,
 “Investigations on welded joints of high manganese steels (Mn $\geq$ 15 %) for cryogenic applications in pressure vessel or shipbuilding”, *Welding in the World*, 2025.

Fachvorträge

- 06/2022 Reppin, C.: Elektroschlacke-Kanalschweißen in der stahlbaulichen Anwendung. Vortrag: Frühjahrssitzung 2022 der DVS AG A6.1 Schweißverfahren, Fertigung, 14.06.2022, Rostock, Deutschland.
- 09/2023 Reppin, C.: Schweißtechnisches Verarbeiten und Qualifizieren mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen. Vortrag: DVS Congress 2023, 12.09.2023, Essen, Deutschland.
- 10/2023 Reppin, C.: Schweißtechnisches Verarbeiten mittelmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen. Vortrag: 79. HärtereiKongress 2023 und 2. Steel Innovation, 25.10.2023, Köln, Deutschland.
- 04/2024 Reppin, C.: KryoMangan: Verarbeitung und Qualifizierung mittel- und hochmanganhaltiger austenitischer Stähle für kryogene Anwendungen. Vortrag: Innovationstag des DVS und der FOSTA, 04.2024, Düsseldorf, Deutschland.
- 06/2024 Reppin, C.: Investigation of welded joints on a medium-manganese steel for use under cryogenic conditions as an alternative to 9% Ni steels. Vortrag: IIW Annual Assembly and International Conference, 10.06.2024, Rhodos, Griechenland.
- 03/2025 Reppin, C.: Untersuchungen an geschweißten Verbindungen von hochmanganhaltigen Stählen ($Mn \geq 15 \%$) für kryogene Anwendungen im Druckbehälter- oder Schiffbau. Vortrag: 53. Sondertagung „Schweißen im Anlagen- und Behälterbau“, 20.03.2025, München, Deutschland.
- 06/2025 Reppin, C.: Untersuchungen zur schweißtechnischen Qualifizierung von Manganausteniten für den maritimen LNG- und LH2-Transport. Vortrag: Frühjahrssitzung 2025 des AG A6.1 Schweißverfahren, Fertigung, 24.06.2025, Rostock, Deutschland.
- 06/2025 Reppin, C.: Investigations on Welded Joints of High-Manganese Steels ($Mn \geq 15 \text{ wt-}\%$) for Cryogenic Applications in Pressure Vessel and Shipbuilding. Vortrag: IIW Annual Assembly and International Conference, 24.06.2025, Genua, Italien.