

Schlussbericht

der Forschungsstelle(n)

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)

zu dem über die



im Rahmen des Programms zur
Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF)

vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie
aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

geförderten Vorhaben **18.390 BR**

Erhöhung der Beständigkeit gegenüber Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von Superduplexstahl

(Bewilligungszeitraum: 01.10.2014 – 31.03.2017)

der AiF-Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Magdeburg, 14.07.2017

Dr.-Ing. Manuela Zinke

Ort, Datum

Name und Unterschrift des/der Projektleiter(s)
an der/den Forschungsstelle(n)

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Analyse der Ursachen und Zusammenhänge der ausgeprägten metallurgischen Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von dickwandigem Superduplexstahl. Hierzu wurde zunächst fünf-lagiges Auftragschweißgut hergestellt und der prozentuale Porenanteil in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Hilfsstoff-Kombination ermittelt. Für das MSG-Schweißen standen vier Chargen des Grundwerkstoffes 1.4501 und sechs Chargen des Zusatzwerkstoffes S 25 9 4 N L ($\varnothing = 1,2$ mm) zur Verfügung. Für das UP-Schweißen wurden drei Chargen des Grundwerkstoffes 1.4410 und fünf Chargen des Zusatzwerkstoffes G 25 9 4 N L ($\varnothing = 2,4$ bzw. 2,0 mm) genutzt. Als Hilfsstoffe kamen sieben Schutzgasgemische auf Argon-Helium-Basis und drei fluorid-basische Pulvergemische zur Anwendung.

Mit den Ergebnissen zum Einfluss der Draht-Hilfsstoff-Kombination wurde ein Vorhersagemodell entwickelt, welches in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung des Schweißdrahtes und des Schutzgasgemisches eine Abschätzung des im Schweißgut zu erwartenden Porenanteils ermöglicht.

Im weiteren Projektverlauf wurden Möglichkeiten zur Reduzierung der Porenbildung durch Änderung der Erstarrungsbedingungen erforscht. Hierzu wurden die Schweißgeschwindigkeit, die Lichtbogenart (nur MSG), der Drahtdurchmesser (nur UP) und die Zwischenlagentemperatur variiert.

Zur Gewährleistung der Erfüllung bestehender Anforderungen an Superduplex-Schweißgut wurde ferner die Gefügeausbildung anhand von Schlibbildern, Ferritmessungen und Härtemessungen beurteilt.

Die wichtigsten Ergebnisse des Forschungsprojektes sind:

- Die Auswirkungen verschiedener Maßnahmen zur Reduzierung des Porenanteils im Schweißgut müssen in Abhängigkeit vom Schweißprozess betrachtet werden, da sich MSG- und UP-Prozess wesentlich in der Wärmeeinbringung und somit auch in den Erstarrungsbedingungen unterscheiden.
- Beim MSG-Schweißen sollte der CO_2 -Anteil im Schutzgasgemisch auf weniger als 0,5 % begrenzt werden. Höhere CO_2 -Anteile führen zu einer Erhöhung der Porenanzahl und zu einer Volumenzunahme der Poren. Ab einem CO_2 -Anteil von 2 % muss mit einer Überschreitung des maximal zulässigen Grenzwertes für die gleichmäßig verteilte Porosität nach DIN EN ISO 5817 (Bewertungsgruppe B) gerechnet werden.
- Erhöhte Anteile an Mangan, Silizium und Aluminium im Schweißdraht führen zu reduzierten Porenanteilen im MSG-Schweißgut, da sie als Desoxidationsmittel den Sauerstoff abbinden.
- Die Porosität des UP-Schweißgutes ist vergleichsweise gering. Infolge der höheren Wärmeeinbringung erstarrt das UP-Schweißgut langsamer als das MSG-Schweißgut und hat somit mehr Zeit für die Entgasung. Eine Erhöhung der Streckenenergie fördert die Entgasung. Maximale Streckenenergien sind aufgrund von Heißrissigkeit jedoch zwingend einzuhalten.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 18.390 BR / DVS-Nr. 01.089) der Forschungsvereinigung, Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS, Aachener Str. 172, 40223 Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Unterstützung sei gedankt.

Außerdem sei an dieser Stelle den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die materielle Unterstützung und die wertvollen fachlichen Hinweise gedankt.

Unser Dank gilt:

Dipl.-Ing. R. Paschold	ESAB Welding & Cutting GmbH, Zweigstelle Langenfeld
Dipl.-Ing. K. Mittelbach	Formstaal GmbH & Co. KG, Stralsund
B. Eng. M. Vandrey	Heinz Gothe GmbH & Co. KG, Mönchengladbach
Dipl.-Ing. G. Köppke	HORA Regelarmaturen GmbH & Co. KG, Schloß Holte-Stukenbrock
Dipl.-Ing. R. Hoffmann & B. Eng. A. Hinrichs	H. Butting GmbH & Co. KG, Knesebeck
Dipl.-Ing. T. Garske	IMO Anlagenmontagen GmbH, Merseburg
Dipl.-Ing. J. Schwede	ITT Bornemann GmbH, Obernkirchen
Dr.-Ing. M. Schnick	Oscar PLT GmbH, Klipphausen
Dipl.-Ing. H. Schellhorn	Ostseestahl GmbH & Co. KG, Stralsund
Dipl.-Ing. G. Neukirchner	PPS Pipeline Systems GmbH, Ilmenau
Dipl.-Ing. G.W. Overbeck	Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG, Lindlar
Dr.-Ing. T. Krüssel	Sosta GmbH & Co. KG, Könnern
Dipl.-Ing. B. Hoberg & Dipl.-Ing. V. Groß & Dr.-Ing. M. Schmitz-Niederau	voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Hamm
Dipl.-Ing. U. Jenter & Dipl.-Ing. M. Thume	Westfalen AG, Münster

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung.....	2
Danksagung	3
Inhaltsverzeichnis.....	4
Abbildungsverzeichnis.....	7
Tabellenverzeichnis.....	12
Abkürzungsverzeichnis.....	13
Verzeichnis der Formelzeichen	16
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung.....	17
1.1 Anlass für den Forschungsantrag	17
1.2 Ausgangssituation	18
2 Stand der Technik.....	20
2.1 Duplex-Stahlsorten	20
2.2 Metallkundliche Grundlagen	20
2.3 Schweißempfehlungen für Superduplex-Stähle	21
2.3.1 Streckenenergie und Zwischenlagentemperatur	22
2.3.2 Schweißprozesse	23
2.3.3 Schweißzusätze	23
2.3.4 Schweißhilfsstoffe.....	24
2.3.5 Besonderheiten beim Schweißen der austenitisch-ferritischen Stähle	24
2.4 Grundlagen der Porenbildung.....	26
2.4.1 Arten und Entstehungsmechanismus	26
2.4.2 Einfluss der chemischen Elemente	28
2.4.3 Einfluss der Prozessparameter und der Erstarrungsbedingungen	32
2.4.4 Forschungsarbeiten zu den Ursachen der Porenbildung beim Schweißen stickstofflegierter Stähle	33
3 Forschungsziel und Lösungsweg	35
3.1 Forschungsziel	35
3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles	35
4 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik	37
4.1 Schweißtechnik	37
4.1.1 MSG-Schweißen	37
4.1.2 UP-Schweißen.....	37

4.1.3	Schweißdatenerfassung und -auswertung	38
4.2	Durchstrahlungsprüfung und Ermittlung des Porenanteils.....	38
4.3	Chemische Analyse	40
4.3.1	Spektralanalyse	41
4.3.2	Trägergasschmelzextraktion.....	41
4.4	Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen	43
5	Forschungsergebnisse.....	45
5.1	Charakterisierung der Untersuchungsmaterialien	45
5.1.1	Grundwerkstoffe	45
5.1.2	Zusatzwerkstoffe	46
5.1.3	Schutzgase.....	49
5.1.4	Schweißpulver	50
5.2	Bestimmung metallurgischer Einflussfaktoren der Schweißgutporosität.....	50
5.2.1	Einfluss der chemischen Analyse des Zusatzwerkstoffes und der Draht-Hilfsstoff-Kombination	50
5.2.1.1	MSG-Prozess	51
5.2.1.2	UP-Prozess	59
5.2.2	Einfluss der chemischen Analyse des Grundwerkstoffes	61
5.2.2.1	MSG-Prozess	62
5.2.2.2	UP-Prozess	63
5.3	Bestimmung der Gasbestandteile in den Poren	65
5.3.1	Methoden der Porenhaltsanalyse.....	65
5.3.2	Methodisches Vorgehen zur Identifikation des Porengases	67
5.3.3	Gasanalysen mittels Trägergasschmelzextraktionsverfahren	68
5.3.4	Gasanalysen mittels Massenspektrometrie.....	69
5.4	Modellbildung zur Vorhersage des Porenanteils im SDSS-Schweißgut	72
5.4.1	Modellbildung mit Regression Trees.....	72
5.4.2	Modellbildung mit Random Forests.....	74
5.4.3	Feature Importances.....	75
5.4.4	Aufbereitung und Benutzeroberfläche.....	75
5.4.5	Beurteilung der Modellperformance	76
5.5	Bestimmung technologischer Einflussfaktoren der Schweißgutporosität.....	77
5.5.1	Einfluss von Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur, Lichtbogenart (MSG) und Drahtdurchmesser (UP)	77

5.5.1.1	MSG-Prozess	78
5.5.1.2	UP-Prozess	80
5.5.2	Einfluss zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr	82
5.5.2.1	MSG-Prozess	82
5.5.2.2	UP-Prozess	84
5.6	Verifikationsschweißung sowie Prüfung und Bewertung der Verbindungsqualität	86
5.6.1	MSG-Verbindungsschweißung	87
5.6.1.1	Werkstoff- und Hilfsstoffauswahl	87
5.6.1.2	Lagenaufbau und Schweißparameter	88
5.6.1.3	Durchstrahlungsprüfung und Gefügeuntersuchungen	89
5.6.1.4	Mechanisch-technologische Prüfung	89
5.6.1.5	Korrosionsprüfung	91
5.6.2	UP-Verbindungsschweißung	93
5.6.2.1	Werkstoff- und Hilfsstoffauswahl	93
5.6.2.2	Schweißparameter und Lagenaufbau	93
5.6.2.3	Durchstrahlungsprüfung und Gefügeuntersuchungen	94
5.6.2.4	Mechanisch-technologische Prüfungen	95
5.6.2.5	Korrosionsprüfung	97
6	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	99
7	Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen	103
8	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittlere Unternehmen	104
9	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	105
10	Transfermaßnahmen	106
11	Literaturverzeichnis	110

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Gegenüberstellung der Porenanfälligkeit 5-lagiger MSG-Impulslichtbogen-Auftragschweißungen mit der Massivdrahtelektrode G 25 9 4 N L (W.-Nr.: 1.4501) auf den SDSS-Grundwerkstoff 1.4501 (Variation der Drahtcharge)	17
Abbildung 2: Isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm für verschiedene Duplex-Stahlsorten [25]	25
Abbildung 3: Schematische Veranschaulichung der Heiple-Roper-Theorie zum Massenfluss in Schmelzen [60]	28
Abbildung 4: Einfluss der Schmelzbadströmung auf die Schweißgutporosität, oben: einwärts gerichtete Schmelzbadströmung, unten: auswärts gerichtete Schmelzbadströmung [62]	28
Abbildung 5: Stickstofflöslichkeit in Reineisen und in Fe-Cr-Legierungen bei 1 bar [64]	29
Abbildung 6: Einfluss verschiedener Elemente auf die Stickstofflöslichkeit in einer Fe-Cr-Ni-Legierung bei 1 bar und 1600 °C [65].....	30
Abbildung 7: Stickstoff- und Wasserstofflöslichkeit in Reineisen bei 1 bar [68].....	31
Abbildung 8: Einfluss des Oberflächenzustandes und der Schweißgeschwindigkeit auf die Schweißgutporosität beim Lichtbogenschweißen von Titan [46]	32
Abbildung 9: Porenanfälligkeit in Abhängigkeit des Stickstoff- und Sauerstoffgehaltes des Schweißguts [46]	33
Abbildung 10: Methodisches Vorgehen und Arbeitspakete zur Erreichung der Projektziele	36
Abbildung 11: Bearbeitungsschritte zur Ermittlung des Porenanteils - Auftragschweißgutblock, Schweißgutblock für die Durchstrahlungsprüfung, Digitalaufnahme des Röntgenfilms, nachbearbeitetes Röntgenbild, Binärbild (von links nach rechts)	39
Abbildung 12: Lichtbogenofen (links) und bestückter Tiegel, Umschmelzung sowie Button nach der Umschmelzung (rechts von oben nach unten)	41
Abbildung 13: Signalverläufe einer totalen Sauerstoffbestimmung	42
Abbildung 14: Signalverläufe einer fraktionierten Sauerstoffbestimmung	43
Abbildung 15: Quer- (links) und Längsschliff (rechts) der Grundwerkstoffcharge E	46
Abbildung 16: Ferritnummer und Härte der Grundwerkstoffchargen.....	46
Abbildung 17: REM-Aufnahme eines zeilenförmigen oxidischen Einschlusses am Querschliff der Drahtcharge II und Ergebnis der EDX-Analyse des Einschlusses	47
Abbildung 18: Farbaufnahme vom Längsschliff der Drahtcharge IX, Ätzung nach Murakami, zu erkennen sind Ferrit (dunkle Phase), Austenit (helle Phase) und Sigmaphase (bunt)	48
Abbildung 19: REM-Aufnahmen der Drahtoberfläche des Zusatzwerkstoffes I.....	48

Abbildung 20: MSG-Auftragschweißgutblock, der mit der Drahtcharge IV und dem Schutzgas Ar + 30 % He + 0,5 % CO ₂ hergestellt wurde	52
Abbildung 21: Werkstoffübergang beim MSG-Impulslichtbogenschweißen mit inertem Schutzgas (oben) und aktivem Schutzgas (unten)	52
Abbildung 22: Aufblähung und Zerplatzen eines Tropfens während des Schweißprozesses	53
Abbildung 23: Querschliff des mit der Drahtcharge I und dem Schutzgas Ar + 30 % He + 0,5 % CO ₂ hergestellten Schweißgutblocks	53
Abbildung 24: Porenanteile der 5-lagigen MSG-Auftragschweißgutblöcke in Abhängigkeit von der Drahtcharge und dem Schutzgasgemisch	54
Abbildung 25: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf den Ferritanteil der 5-lagigen MSG-Schweißgüter	55
Abbildung 26: Einfluss des Oberflächenzustandes auf den mittels Feritscope® gemessenen Ferritanteil (Schweißgüter der Drahtcharge I)	56
Abbildung 27: Oxidische Einschlüsse im MSG-Schweißgut in Abhängigkeit von der verwendeten Drahtcharge	56
Abbildung 28: Bestimmung von Oxidfraktionen in Schweißproben mittels temperaturprogrammierter Reduktion	57
Abbildung 29: Durchstrahlungsbild (links), Mikroschliffbild (mittig) und REM-Aufnahme (rechts) des mit der GWS-Charge C und der ZWS-Charge IV hergestellten 5-lagigen MSG-Schweißguts sowie Ferritnummer und Härte in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas	58
Abbildung 30: UP-Auftragschweißgutblock, der mit der Drahtcharge VII und dem Schweißpulver SP 3 hergestellt wurde	59
Abbildung 31: Porenanteile der 5-lagigen UP-Auftragschweißgutblöcke in Abhängigkeit von der Drahtcharge und dem Schweißpulver	59
Abbildung 32: Querschliff des mit der Drahtcharge VIII und dem Schweißpulver SP 2 hergestellten Schweißgutblocks	60
Abbildung 33: Mikroschliffbild des 5-lagig hergestellten UP-Schweißguts, hell: Austenit, dunkel: Ferrit	61
Abbildung 34: Magnetinduktiv auf der eben gefrästen Schweißgutoberfläche ermittelte Ferritnummern und Härte der 5-lagigen UP-Schweißgüter	61
Abbildung 35: Makroschliffe der mit GWS-Charge C und ZWS-Charge IV hergestellten 1-lagigen MSG-Auftragschweißungen	62
Abbildung 36: Porenanteil sowie Sauerstoff- und Stickstoffgehalt des MSG-Schweißguts, das mit Ar + 30 % He + 2 % CO ₂ geschweißt wurde, in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoffcharge	63
Abbildung 37: Makroschliffbild des mit der Grundwerkstoffcharge G, der Zusatzwerkstoffcharge IX und dem Schweißpulver SP 3 hergestellten einlagigen UP-Auftragschweißguts	64

Abbildung 38: Porenanteil des einlagigen UP-Schweißguts in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoffcharge	64
Abbildung 39: Bohrvorrichtung zur Freisetzung des Porengases nach Rössler [44]	65
Abbildung 40: Torsionsbruchvorrichtung zur Freisetzung des Porengases nach Jenkins und Coe [89] – 1 Bruchprobe, 2 Charakteristische Probenform, 3 Pore, 4 Heliumstrom, 5 Dichtungsringe	66
Abbildung 41: Identifikation der räumlichen Lage der Poren und Extraktion porenbehafteter und porenfreier Referenzproben anhand der Durchstrahlungsaufnahmen – oben: Draufsicht Auftragschweißgut, mittig: Draufsicht Röntgenaufnahme, unten: Frontansicht Röntgenaufnahme	67
Abbildung 42: Nano-CT-Aufnahme eines porenbehafteten Probekörpers (Porendurchmesser: 1,6 mm)	68
Abbildung 43: Mittels TGSE ermittelte Sauerstoffgehalte für Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern in Abhängigkeit vom Schutzgas	69
Abbildung 44: Mittels TGSE ermittelte Kohlenstoffgehalte für Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern in Abhängigkeit vom Schutzgas	69
Abbildung 45: Mittels MS detektierte Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoffgehalte von Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern (Schutzgas: Ar + 30 % He + 2 % CO ₂)	71
Abbildung 46: Mittels MS detektierte Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoffgehalte von Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern (Schutzgas: Ar + 30 % He + 2,5 % CO ₂ + 1 % O ₂)	71
Abbildung 47: Regression Tree der Größe zwei zur Vorhersage des Porenanteils	73
Abbildung 48: Porenanteile aller 42 Datensätze der MSG-Schweißungen aufsteigend sortiert	73
Abbildung 49: Entwicklungsumgebung und Benutzeroberfläche der Anwendung zur Vorhersage des Porenanteils im Schweißgut	76
Abbildung 50: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, der Lichtbogenart und der Zwischenlagentemperatur auf den Porenanteil im MSG-Schweißgut (GWS-Charge D, ZWS-Charge IV, Ar + 30 % He + 2 % CO ₂)	78
Abbildung 51: Vergleich zwischen Porenanteil und Stickstoff- bzw. Sauerstoffgehalt der unter Variation technologischer Parameter hergestellten MSG-Schweißgüter	79
Abbildung 52: Aufmischungsgrade des MSG-Schweißguts in Abhängigkeit von Lichtbogenart und Schweißgeschwindigkeit	79
Abbildung 53: Mikrorisse im MSG-Schweißgut, hergestellt mit einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 80$ cm/min (links) bzw. mit dem Sprühlichtbogenprozess (rechts)	80
Abbildung 54: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, des Drahtdurchmessers und der Zwischenlagentemperatur auf den Porenanteil im UP-Schweißgut (GWS-Charge E, ZWS-Charge VIII, SP 2)	80

Abbildung 55: Vergleich zwischen Porenanteil und Stickstoff- bzw. Sauerstoffgehalt der unter Variation technologischer Parameter hergestellten UP-Schweißgüter	81
Abbildung 56: Mikroriss im UP-Schweißgut, hergestellt mit einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 40$ cm/min ($Q = 14,8$ kJ/cm)	82
Abbildung 57: Makroschliffe der simulierten MSG-Verbindungsschweißungen zur Ermittlung des Einflusses einer Kaltdrahtzufuhr	82
Abbildung 58: Einfluss einer zusätzlichen Kaltdrahtzufuhr auf den Porenanteil des MSG-Schweißguts.....	83
Abbildung 59: Einfluss der Kaltdrahtzufuhr auf die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der MSG-Schweißgüter	84
Abbildung 60: Makroschliffe der simulierten UP-Schweißverbindungen zur Ermittlung des Einflusses einer Kaltdrahtzufuhr	85
Abbildung 61: Einfluss einer zusätzlichen Kaltdrahtzufuhr auf den Porenanteil des UP-Schweißguts.....	85
Abbildung 62: Einfluss der Kaltdrahtzufuhr auf die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der UP-Schweißgüter	86
Abbildung 63: Probenentnahmeplan für die mechanisch-technologische und metallurgische Werkstoffprüfung der Verbindungsschweißungen	87
Abbildung 64: Makroschliffaufnahme der MSG-Schweißverbindung mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus	88
Abbildung 65: Nahtaussehen der MSG-Verbindungsschweißung	89
Abbildung 66: Gefügebildungen der MSG-Verbindungsschweißung bei 25-facher (links) und 500-facher Vergrößerung (rechts).....	89
Abbildung 67: Seitenbiegeproben der MSG-Schweißverbindung mit einer durchschnittlichen Nahtdehnung von 28 %	90
Abbildung 68: Querschnittproben sowie Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der MSG-Verbindungsschweißung	90
Abbildung 69: Kerbschlagproben sowie Kerbschlagarbeit der MSG-Verbindungsschweißung bei tiefer Temperatur und bei Raumtemperatur.....	91
Abbildung 70: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe MSG 1 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: $T = 65^\circ\text{C}$)	92
Abbildung 71: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe MSG 2 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: $T = 70^\circ\text{C}$)	92
Abbildung 72: Decklage (oben links), Wurzellage (oben rechts) sowie vordere Schnittkante (unten links) und hintere Schnittkante (unten rechts) der Probe MSG 3 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur $T = 65^\circ\text{C}$).....	93
Abbildung 73: Makroschliffaufnahme der UP-Schweißverbindung mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus.....	94
Abbildung 74: Nahtaussehen der UP-Verbindungsschweißung.....	94

Abbildung 75: Gefügeaufnahmen der UP-Verbindungsschweißung bei 25-facher (links) und 500-facher Vergrößerung (rechts).....	95
Abbildung 76: Nahtunregelmäßigkeiten der Seitenbiegeproben der UP-Schweißverbindung vor der Seitenbiegeprüfung (links) und Seitenbiegeproben mit einer durchschnittlichen Nahtdehnung von 29 % (rechts)	95
Abbildung 77: Quersugproben sowie Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der UP-Verbindungsschweißung	96
Abbildung 78: Kerbschlagproben sowie Kerbschlagarbeit der UP-Verbindungsschweißung bei tiefer Temperatur und bei Raumtemperatur	97
Abbildung 79: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe UP 1 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: T = 50°C)	98
Abbildung 80: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe UP 2 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: T = 60°C)	98
Abbildung 81: Decklage (links), Wurzellage (mittig) sowie vordere Schnittkante (rechts) der Probe UP 3 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur T = 50°C)	98

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Chemische Zusammensetzung verschiedener Chargen des Schweißzusatzes G 25 9 4 N L.....	18
Tabelle 2:	Analyse und Eigenschaften von austenitisch-ferritischen Materialien bei RT (Mindestwerte warmgewalzter Bleche bzw. Rohre) [15, 16].....	20
Tabelle 3:	Empfehlungen zum Schmelzschweißen von Duplex-Stählen [2, 3, 24, 25].....	22
Tabelle 4:	Anlagenkomponenten zum Metallschutzgasschweißen.....	37
Tabelle 5:	Verwendete Anlage, Hilfsmittel und Einstellungen der Röntgenprüfung.....	38
Tabelle 6:	Unterschiede in der Bewertung des Porenaufkommens nach Normen [42, 85].....	40
Tabelle 7:	Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung der Eigenschaften der Schweißungen.....	44
Tabelle 8:	Chemische Analyse der Grundwerkstoffe gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*.....	45
Tabelle 9:	Chemische Analyse der Zusatzwerkstoffe gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*.....	47
Tabelle 10:	Schmelzextraktionsanalyse der Drähte im Lieferzustand (L) und im gereinigten Zustand (G).....	49
Tabelle 11:	Zusammensetzung der Schutzgasgemische gemäß Herstellerangaben.....	49
Tabelle 12:	Zusammensetzung der Schweißpulver gemäß Herstellerangaben.....	50
Tabelle 13:	Schweißparameter zur Herstellung der 5-lagigen MSG-Auftragschweißgutblöcke mit der Drahtcharge I.....	51
Tabelle 14:	Einstellung der m/z-Verhältnisse zur Element- bzw. Verbindungsdetektion mittels Massenspektrometer ESD 100.....	70
Tabelle 15:	Einteilung der Datensätze in kleinere Datenmengen zur verbesserten Vorhersage des Porenanteils.....	74
Tabelle 16:	Schweißparameter zur Herstellung der MSG-Verbindungsschweißung.....	88
Tabelle 17:	Ergebnisse der Korrosionsprüfung für die MSG-Verbindungsschweißung.....	92
Tabelle 18:	Schweißparameter zur Herstellung der UP-Verbindungsschweißung.....	94
Tabelle 19:	Ergebnisse der Korrosionsprüfung für die UP-Verbindungsschweißung.....	97

Abkürzungsverzeichnis

A	Austenit
API	American Petroleum Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials (internationale Standardisierungsorganisation)
CART	Classification and Regression Tree (dt. Klassifikations- und Regressionsbäume)
CPT	Critical Pitting Temperature (dt. kritische Lochkorrosionstemperatur)
Cr _{Äq}	Chromäquivalent
CSV	Comma-Separated Values (dt. Komma-getrennte Werte, Aufbau der Textdatei)
CT	Computertomographie
DIN	Deutsches Institut für Normung
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (dt. Energiedispersive Röntgenspektroskopie)
E-Hand-Schweißen	Lichtbogenhandschweißen
EN	Europäische Norm
F	Ferrit
FDE	Fülldrahtelektrode
GWS	Grundwerkstoff
ILB	Impulslichtbogen
ISO	International Organization for Standardization (dt. Internationale Organisation für Normung)
IWF	Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg
KD	Kaltdraht
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
MAG-Schweißen	Metallaktivgasschweißen

MDE	Massivdrahtelektrode
MS	Massenspektrometer
MSG-Schweißen	Metallschutzgasschweißen
NDIR sensor	Nondispersive Infrared Sensor (dt. nichtdispersiver Infrarotsensor)
Ni _{Äq}	Nickeläquivalent
NNS	Neural Network Simulator (dt. neuronaler Netzwerksimulator)
OES	Optische Emissionsspektrometrie
PA	Projektbegleitender Ausschuss
PRE _N	Pitting Resistance Equivalent Number (dt. Wirksumme)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SBB	Transverse Side Bend test specimen for a Butt weld (dt. Seitenbiegeprobe quer zur Stumpfnah)
SDSS	Super Duplex Stainless Steel (dt. Superduplex-Stahl)
SG	Schutzgas
SLB	Sprühlichtbogen
SP	Schweißpulver
TGSE	Trärgasschmelzextraktion
UNS	Unified Numbering System (dt. einheitliches Nummerierungssystem)
UP-Schweißen	Unterpulver-Schweißen
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG-Schweißen	Wolfram-Inertgas-Schweißen
WLD	Wärmeleitfähigkeitsdetektor
W.-Nr.	Werkstoffnummer
WPS	Welding Procedure Specification (dt. Schweißverfahrensspezifikation)

VHT	Kerbschlagprobe mit Charpy V-Kerbe, Kerbe im Schweißgut, Kerbe durch die Dicke
VWT	Kerbschlagprobe mit Charpy V-Kerbe, Kerbe in der Wärmeeinflusszone, Kerbe durch die Dicke
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
ZWS	Zusatzwerkstoff
α	Alpha-Phase
δ	Delta-Phase
γ	Gamma-Phase
σ	Sigma-Phase
χ	Chi-Phase

Verzeichnis der Formelzeichen

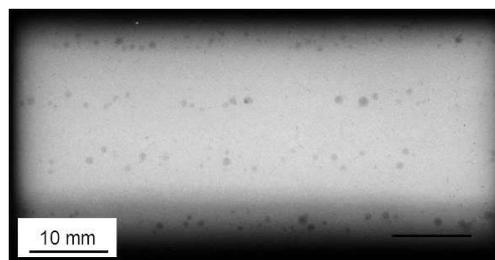
A_{80}	[%]	Bruchdehnung
d	[mm]	Durchmesser
e	[C]	Elementarladung
$E_{arithm.}$	[kJ/cm]	Streckenenergie, arithmetischer Mittelwert
f_P	[Hz]	Pulsfrequenz
$I_{arithm.}$	[A]	Schweißstromstärke, arithmetischer Mittelwert
I_G	[A]	Grundstromstärke
I_P	[A]	Pulsstromstärke
$KV_{längs}$	[J]	Kerbschlagarbeit nach Charpy, längs zur Walzrichtung
m	[u]	atomare Masseneinheit
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2% Dehngrenze
T	[°C]	Temperatur
T_{ZWL}	[°C]	Zwischenlagentemperatur
$t_{12/8}$	[s]	Abkühlzeit (Dauer der Abkühlung von 1200°C bis 800°C)
t_P	[ms]	Pulsdauer
$U_{arithm.}$	[V]	Schweißspannung, arithmetischer Mittelwert
v_s	[cm/min]	Schweißgeschwindigkeit
$v_{Dr.}$	[m/min]	Drahtvorschubgeschwindigkeit
z	[-]	Ladungszahl
Δm	[g/m ²]	Korrosionsrate

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

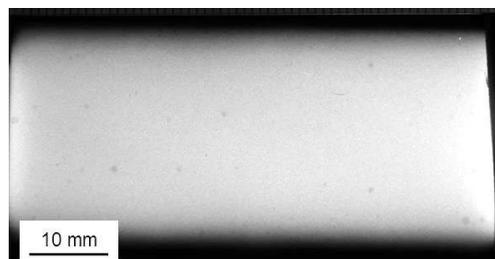
1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Bei der Verarbeitung der Superduplex-Stähle (engl.: Super Duplex Stainless Steel = SDSS) mit dem Metallschutzgas- aber auch dem Unterpulverschweißverfahren stellt das Auftreten unzulässiger metallurgischer Poren im artgleichen Schweißgut dieser Stähle trotz Einhaltung der derzeit empfohlenen Verarbeitungsrichtlinien und Literaturempfehlungen ein akutes Problem dar. Im nationalen und internationalen Schrifttum wird dieses erhöhte metallurgische Porenaufreten alleinig auf die reduzierte Löslichkeit des austenitstabilisierenden Elementes Stickstoff während der primär ferritischen Erstarrung zurückgeführt. Werden beim Schutzgasschweißen beispielsweise zu hohe Mengen an Stickstoff über das Schutzgas eingebracht, wird die N-Löslichkeitsgrenze im Schweißgut überschritten, und es bilden sich Poren [1, 2]. Aus diesem Grund empfiehlt [2] generell keine stickstoffhaltigen Schutzgase für das MSG-Schweißen von SDSS einzusetzen.

Voruntersuchungen an der Forschungsstelle zu dieser Problematik zeigten jedoch, dass die Porenempfindlichkeit nicht ausschließlich auf das Element Stickstoff zurückzuführen ist, sondern auch in engem Zusammenhang mit der chemischen Zusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe sowie dem Anteil aktiver Gase (CO_2 und O_2) im Schutzgas steht.



Drahtcharge A
Rest Ar + 30 % He + 0,5 % CO_2
N = 2304 ppm
O = 315 ppm
H = 4,2 ppm
Porenanteil: 2,5 %



Drahtcharge B
Rest Ar + 30 % He + 0,5 % CO_2
N = 2200 ppm
O = 241 ppm
H = 3,3 ppm
Porenanteil: 0,4 %

Abbildung 1: Gegenüberstellung der Porenanfälligkeit 5-lagiger MSG-Impulslichtbogen-Auftragschweißungen mit der Massivdrahtelektrode G 25 9 4 N L (W.-Nr.: 1.4501) auf den SDSS-Grundwerkstoff 1.4501 (Variation der Drahtcharge)

Abbildung 1 zeigt exemplarisch den Einfluss von zwei verschiedenen Chargen der Massivdrahtelektrode G 25 9 4 N L (W.-Nr. 1.4501) auf die Porosität von 5-lagigen Auftragschweißungen, die mit dem MAG-Impulslichtbogenschweißen unter konstanten Schweißbedin-

gungen auf Blechen des Superduplexstahles 1.4501 (gleiche Charge) bei Einsatz eines für diese Stahlgruppe empfohlenen Schutzgases [3] hergestellt wurden. Beide Drahtelektroden sind durch nahezu identische chemische Zusammensetzungen charakterisiert und unterscheiden sich in ihren Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoff-Gehalten nur sehr geringfügig, vgl. Tabelle 1. Dennoch rufen sie eine unterschiedlich starke Porosität im Schweißgut hervor. Diese festgestellte Porosität ist zum Teil so intensiv, dass bspw. die Grenzwerte für Unregelmäßigkeiten der Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817 überschritten werden.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung verschiedener Chargen des Schweißzusatzes G 25 9 4 N L

Charge	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %	W %	Cu %	N ppm	O ppm	H ppm	PRE _N –
A	0,021	0,32	0,92	25,7	3,81	9,60	0,009	0,54	0,61	2490	46	10,0	42,3
B	0,012	0,44	0,83	25,5	3,79	9,41	0,020	0,52	0,57	2460	47	9,4	41,9

$$PRE_N = \% Cr + 3,3 * \% Mo + 16 * \% N$$

1.2 Ausgangssituation

Super-Duplexstähle sind sehr leistungsfähige Werkstoffe für Industriebereiche, in denen chloridhaltige Medien und organische Säuren zu handhaben sind. Typische Anwendungsfälle sind meerwasserbeaufschlagte Bauteile, wie Unterwassersammelrohre, Flowlines bzw. Leitungsrohre, Unterwasserpipeline- und Topside-Prozesssysteme, Wärmetauscher, Förder- oder Injektionspumpen, Propellerwellen sowie hochbeanspruchte Teile in Chemie- und Abwasseranlagen, in der maritimen Industrie, im Schiffbau, im Umweltschutz, in der Zellstoff- und Papierindustrie oder in der Nahrungsmittelindustrie [4, 5, 6].

Die Duplex-Stähle bilden nur einen kleinen Prozentsatz an der Gesamtmenge korrosionsbeständiger CrNi-Stähle. Dennoch liegt für diese Stähle ein starkes Wachstum vor. Eine Marktanalyse des International Stainless Steel Forums ergab, dass die Produktion von Duplex-Stählen von 6.000 t/Monat im Jahr 2004 auf 10.000 t/Monat im Jahr 2005 gestiegen ist. Im Jahr 2008 lag sie sogar bei 22.000 t/Monat [7]. Duplex-Stähle werden immer häufiger angewandt, da sie bei Berücksichtigung der gesamten Lebenszykluskosten in verschiedenen Industriebereichen Vorteile gegenüber austenitischen CrNi-Stählen aufweisen. Neben den unmittelbaren materiellen Kostenersparnissen aufgrund von Wanddickenreduzierungen kann die Anwendung dieser Stähle zur Verlängerung von Lebenszyklen und zur Senkung von Wartungskosten führen. Die Vorteile der höheren Korrosionsbeständigkeit in verschiedenen Medien sowie der größeren Festigkeit gegenüber austenitischen CrNi-Stählen sind in einem weiten Spektrum von Betriebsumgebungen, wie beispielsweise in der On- und Offshore-Industrie, nachgewiesen worden [8, 9].

Die derzeit verbreitetsten Vertreter der SDSS sind die Stähle X2CrNiMoCuN25-6-3 (Werkstoff-Nr.: 1.4501) und X2CrNiMoN25-7-4 (Werkstoff-Nr.: 1.4410). Das Schweißen dieser Stähle ist aufgrund der gegebenen hohen Anteile an Cr, Mo, W und N im Vergleich zum Standardduplex deutlich anspruchsvoller. Dies gilt vor allem für die in Abhängigkeit des jeweiligen Schweißprozesses geforderte Wärmeleitung [2, 3]. Zu geringe N-Gehalte im SDSS (< 0,20 %) oder eine

ungeeignete Wärmeleitung können unzulässig hohe Ferritgehalte, Kornwachstum in der WEZ oder unerwünschte intermetallische Ausscheidungen hervorrufen, die zur Versprödung und verringerter Korrosionsbeständigkeit führen.

Als Schweißzusätze für SDSS werden entweder artgleiche Schweißzusätze oder bei sehr hohen Korrosionsanforderungen auch Ni-legierte Schweißzusätze eingesetzt. Die Anwendung artgleicher Zusatzwerkstoffe ist kostengünstiger. Im Hinblick auf ihre chemische Zusammensetzung bestehen jedoch deutlich engere Toleranzanforderungen gegenüber dem Standardduplex, um ein anzustrebendes Ferrit-Niveau von 30 bis 70 % [10, 11] im Schweißgut und die geforderten mechanisch-technologischen Kennwerte und Lochkorrosionsbeständigkeiten zu gewährleisten.

Erfolgreich eingesetzte Schmelzschweißprozesse in der Industrie zum Verbinden von SDSS sind das E-Hand-, das WIG-, das MSG-, das UP- oder auch das Plasma-Schweißen. Mit dem WIG-Prozess, bei dem die Zugabe des Zusatzwerkstoffes zum Schmelzbad stromlos erfolgt, werden höchste Korrosionsbeständigkeiten und sehr gute mechanisch-technologische Güterwerte erzielt. Der Abbrand an Legierungselementen ist bei diesem unter vorwiegend inerte Schutzgasatmosphäre realisierten Schweißverfahren sehr gering. Bei den wirtschaftlicheren Verfahren, wie dem MSG- oder UP-Schweißen, beeinflussen die metallurgischen Wechselwirkungen zwischen Zusatzwerkstoff, Schweißhilfsstoff (Schutzgas, Pulver) und die Wärmeleitung beim Schweißen die Schweißnahtqualität wesentlich.

Eine Minderung der Schweißnahtqualität beim MAG- oder UP-Schweißen von Superduplex-Stählen resultiert derzeit auch aus einer mehr oder minder stark ausgeprägten Neigung zur Porenbildung im Schweißgut. Das Überschreiten zulässiger Grenzwerte für Unregelmäßigkeiten erfordert eine Reduzierung der Porosität im artgleichen MSG- und UP-Schweißgut von Superduplex-Stählen.

Die Porenbildung ist von vielseitigen Einflussfaktoren abhängig, welche die Porosität allein stehend aber auch in Wechselwirkung miteinander beeinflussen. Nach heutigem Stand fehlen detaillierte Kenntnisse zu den Ursachen und Zusammenhängen der metallurgischen Porenbildung bei der Verarbeitung der Superduplex-Stähle mit dem MSG- und dem UP-Schweißverfahren. In Folge dessen wird häufig auf das WIG-Schweißverfahren für Schweißverbindungen mit höchsten Anforderungen an Porenfreiheit zurückgegriffen. Das WIG-Schweißen von Dickblechverbindungen ist im Vergleich zum MSG- und UP-Prozess jedoch deutlich unwirtschaftlicher.

Daher stellt sich die Frage nach den detaillierten Ursachen dieser Porenbildung. Erkenntnisse zu den grundlegenden metallurgischen und technologischen Zusammenhängen der Schweißgutporosität dickwandiger Schweißgüter aus Superduplex-Stahl sind zur Ableitung von Maßnahmen zur Abstellung dieser Problematik dringend notwendig.

2 Stand der Technik

2.1 Duplex-Stahlsorten

Derzeit werden vier Hauptgüten der Duplex-Stähle unterschieden: die Mo-armen Leanduplex-Stähle, die Standardduplex-Stähle vom Typ 1.4462, die Superduplex-Stähle (SDSS) und die Hyperduplex-Stähle, vgl. Tabelle 2. Die SDSS, die im Rahmen dieses Forschungsprojekts näher untersucht wurden, verfügen über hohe Gehalte an Cr (24,0 bis 26,0 %) und N (0,2 bis 0,3 %) und zeichnen sich im Vergleich zu den Standardduplex-Stählen durch eine höhere Beständigkeit gegenüber Loch-, Spalt- und Spannungsrisskorrosion (Wirksumme über 40) sowie gesteigerte Festigkeitskennwerte aus [8, 12, 13]. Diese höheren Festigkeiten ermöglichen insbesondere in der On- und Offshore-Industrie bei Blechdicken bis zu 50 mm Gewichtseinsparungen von 25 bis 40 % [14].

Tabelle 2: Analyse und Eigenschaften von austenitisch-ferritischen Materialien bei RT (Mindestwerte warmgewalzter Bleche bzw. Rohre) [15, 16]

W.-Nr. ASME	Cr %	Ni %	Mo %	N %	Cu %	Andere %	PRE _N –	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₈₀ %	KV _{längs} J
Leanduplex (PRE _N < 32)											
1.4362 S32304	22,0- 24,0	3,5- 5,5	0,1- 0,6	0,05- 0,2	0,1- 0,6	-	25	630- 800	≥ 400	≥ 25	≥ 100
Standardduplex (PRE _N 32-39)											
1.4462 S32205	21,0- 23,0	4,5- 6,5	2,5- 3,5	0,10- 0,22	-	-	35	640- 840	≥ 460	≥ 25	≥ 100
Superduplex (PRE _N > 40)											
1.4501 S32760	24,0- 26,0	6,0- 8,0	3,0- 4,0	0,2- 0,3	0,5- 1,0	W: 0,5-1,0	43	730- 930	≥ 530	≥ 25	≥ 100
Hyperduplex (PRE _N > 49)											
- S32707	26,0- 29,0	5,5- 9,5	4,0- 5,0	0,3- 0,5	1,0	Co: 1,0	49	920- 1100	≥ 700	≥ 25	≥ 250

2.2 Metallkundliche Grundlagen

Das Gefüge der Duplex- und Superduplex-Stähle wird grundsätzlich durch das Zusammenwirken der Ferrit- und Austenitbildner beschrieben, das Gleichgewichtsgefüge besteht im Prinzip aus Austenit und Ferrit und ggf. intermetallischen Phasen. Welche Phase sich als erstes aus der Schmelze bildet, ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung der Schmelze und der Abkühlgeschwindigkeit. Mit Hilfe von Cr- und Ni-Äquivalent lässt sich bekanntlich der Zusammenhang zwischen Primärerstarrung und chemischer Zusammensetzung beschreiben, wobei nach HAMMAR und SVENSSON ein sogenannter Φ -Wert definiert wird.

$$\Phi = Ni_{\text{Äq}} = 0,75 * Cr_{\text{Äq}} + 0,257$$

mit: $Cr_{\text{Äq}} = Cr + 1,37 * Mo + 1,5 * Si + 2 * Nb + 3 * Ti$

und $Ni_{\text{Äq}} = Ni + 0,31 * Mn + 22 * C + 14,2 * N + Cu$ (alle Elemente in Gew.-%)

- $\Phi < 1$ primär ferritische Erstarrung
- $\Phi = 0$ primär ferritisch-austenitische Erstarrung
- $\Phi > 1$ primär austenitische Erstarrung

Der Übergang von primär austenitischer zu primär ferritischer Erstarrung ist bei einem $Cr_{\bar{A}q}/Ni_{\bar{A}q} = 1,35$ gegeben [17].

Die austenitisch-ferritischen Stähle erstarren im Temperaturbereich zwischen 1490 °C und 1460 °C. Bei Temperaturen um 1400 °C liegt bedingt durch die chemische Zusammensetzung ein primär ferritisches Gefüge vor, das bei weiterer Abkühlung durch die bei 1320 °C beginnende Festkörperreaktion $\delta \rightarrow \delta + \gamma$ teilweise in interkristallinen und intrakristallinen Austenit umwandelt. Die Austenitbildung beginnt als diffusionsgesteuerter Prozess bevorzugt an den Primärferritkorn Grenzen und wächst nach einem Widmannstätten Mechanismus in spießiger, nadeliger Form in den Ferrit hinein. Innerhalb eines Ferritkorns dienen nichtmetallische Einschlüsse oder Verunreinigungen als Ausgangspunkte für die Austenitausscheidung [18, 19].

Der Austenitanteil hängt besonders vom Gehalt der Austenitbildner und von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Die Gefügestabilität der Stähle wird dabei eher durch den Anteil an Stickstoff als durch Chrom oder Molybdän beeinflusst. So bleibt mit steigenden Stickstoffgehalten, die zweiphasige Struktur auch bei hohen Temperaturen erhalten. Während die Stickstofflöslichkeit im Austenit sehr hoch ist und mit steigender Temperatur noch zunimmt, ist sie im Ferrit relativ gering. Mit steigender Temperatur nimmt aber der Anteil an Austenit zugunsten des Ferritanteils ab. Dies gilt als Ursache für die unerwünschten Nitridausscheidungen. Außerdem kann es zur Stickstoffporosität kommen, wenn die Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff bei der Erstarrung überschritten wird [20].

2.3 Schweißempfehlungen für Superduplex-Stähle

Die Schweißempfehlungen für Duplex-Stähle sind im Allgemeinen darauf ausgerichtet, die Mikrostruktur in den Schweißnähten zu beeinflussen. Dies ist Wesentlichen über zwei Wege erreichbar:

- Steuern der Abkühlrate über Zwischenlagentemperatur (ggf. Vorwärmtemperatur) und Streckenenergie sowie
- Steuern der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes über die Auswahl der Stahlgüte, des Schweißzusatzes, des Hilfsstoffes (Schutzgas, Pulver, Füllung, Umhüllung) und der Aufmischung.

Allgemein gilt, dass zu schnelle Abkühlraten eine zu starke Ferritisierung und die Ausscheidung von Chromnitriden in den Schweißnähten hervorrufen können. Zu langsames Abkühlen oder ein wiederholtes Erwärmen im Temperaturbereich zwischen 600 bis 1000 °C kann insbesondere bei den höherlegierten SDSS die Ausscheidung schädlicher intermetallischer Phasen bewirken. Beides beeinflusst Zähigkeit, Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit negativ [21, 22, 23]. Daher ist bei den SDSS eine strikte Kontrolle und Einhaltung der vorgeschriebenen Schweißbedingungen erforderlich. Tabelle 3 fasst die wesentlichen Empfehlungen zum Schmelzschweißen von SDSS im Vergleich zum Standardduplex zusammen.

Tabelle 3: Empfehlungen zum Schmelzschweißen von Duplex-Stählen [2, 3, 24, 25]

Sorte		Superduplex		Standardduplex
EN-Nr. / UNS-Nr.		1.4410 / S32750	1.4501 / S32760	1.4462 / S32205
Schweißprozesse		E-Hand, WIG, Plasma, MSG, UP (eingeschränkt: Autogen, Laser, Hybrid, Elektronenstrahl)		
Streckenenergie, kJ/mm		0,2/0,3 - 1,0/1,5	0,3/0,5 - 1,5/1,8	0,4/0,5 - 2,5/3,5
Vorwärmen, °C		kein		kein (wenn N \geq 0,15 %)
Max. Zwischenlagentemperatur, °C		100/150		250
Schweißzusätze		- artgleich (mit erhöhtem Ni-Gehalt) - Ni-legierte Zusätze		- artgleich mit erhöhtem Ni-Gehalt
Schweißhilfsstoffe	WIG	- Ar - Ar + 2 % N ₂ + (0-30 % He)		
	MIG/MAG mit MDE	- Ar [24] - Ar + 1-2 % O ₂ [2] - Ar + 0,5-2,5 % CO ₂ [2] bzw. Ar + 2-3 % CO ₂ [2] - Ar + 15-30 % He + 0,5-2,5 % CO ₂ [3] - Ar + 30 % He + 1-3 % CO ₂ [2, 24] - Ar + 5-20 % He + 0,5-2,5 % CO ₂ + 1-3 % N ₂ [3] - Ar + 30 % He + 1-2 % CO ₂ + 1-2 % N ₂ [24]		
	MIG/MAG mit FDE	- Ar + 16-25 % CO ₂ [2] - Ar + 5-25 % CO ₂ [3]		
	UP	agglomerierte aluminat-flourid-basische UP-Pulver (z.B. S A AF 2 56 54 DC)		

2.3.1 Streckenenergie und Zwischenlagentemperatur

Die SDSS sind aufgrund ihrer Legierungszusammensetzung und in Abhängigkeit des jeweiligen Schweißprozesses im Hinblick auf die Wärmeführung deutlich anspruchsvoller als die Standardduplex-Stähle. Wie Tabelle 3 zeigt, müssen für Streckenenergie und maximale Zwischenlagentemperatur geringere Werte eingehalten werden. Im Allgemeinen gilt:

- je höher legiert der Duplex-Stahl ist, desto geringer müssen die Maximalwerte der Streckenenergie sein und
- Duplex-Stähle mit höheren Stickstoffanteilen (wie die SDSS) erfordern geringere Minimalwerte der Streckenenergie [2].

Ein Vorwärmen der Duplexstähle ist normalerweise nicht notwendig. Lediglich zur Vermeidung von möglichem Kondenswasser und der daraus resultierenden Gefahr der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung sollte zwischen 50 und 80 °C vorgewärmt werden. In seltenen Fällen - bei sehr dicken bzw. hohe Eigenspannungen enthaltenden Komponenten - kann zur Senkung des Kaltrissrisikos bis maximal 150 °C vorgewärmt werden.

2.3.2 Schweißprozesse

Grundsätzlich lassen sich Superduplex-Stähle mit allen für hochlegierte korrosionsbeständige Stähle angewendeten Prozessen schweißen.

Das manuelle WIG-Schweißen ist insbesondere für kurze, manuell ausgeführte Schweißnähte (z. B. Reparaturstellen und Restarbeiten an Anlagen) geeignet. Bei einfachen Geometrien wird es auch automatisiert als WIG-Kalt- oder Heißdrahtschweißen eingesetzt. Hierbei lassen sich Abschmelzleistungen von 1,5 kg/h gegenüber 0,8 kg/h beim manuellen Schweißen erzielen. Für umfangreichere Schweißarbeiten an großen Bauteilen ist dieses Verfahren dennoch unwirtschaftlich. Der WIG-Prozess sollte vorzugsweise dann für Superduplex-Stähle eingesetzt werden, wenn höchste Korrosionsanforderungen bestehen [26].

Das teil- bzw. vollmechanisierte Metallschutzgasschweißen, meist als MAG-Schweißen angewandt, ist besonders wirtschaftlich für längere Schweißnähte, die relativ große Mengen von Schweißzusatzwerkstoff erfordern. Für beste Resultate wird hier die Nutzung der Impulslichtbogentechnik empfohlen.

Das UP-Schweißen ermöglicht gegenüber den vorherigen Verfahren hohe Abschmelzleistungen. Gegenüber den austenitischen nichtrostenden CrNi-Stählen müssen beim Schweißen der Superduplex-Stähle Anpassungen bei Nahtgeometrie und Schweißparametern vorgenommen werden, um eine vollständige Durchschweißung zu erzielen. Außerdem ist zu beachten, dass UP-Schweißnähte, die mit sehr hoher Schweißgeschwindigkeit in Kombination mit ungünstiger Fugengeometrie hergestellt werden, zu Mittennahtissen neigen können. Um dieser Rissgefahr zu begegnen, ist es meistens ausreichend, die Schweißgeschwindigkeit zu reduzieren. Haupteinsatzbereich für den UP-Prozess ist das Schweißen dickwandiger Rohre aus nichtrostendem SDSS [3].

2.3.3 Schweißzusätze

Standardmäßig werden zum Schweißen von Duplex- und Superduplex-Stählen artgleiche Schweißzusätze eingesetzt. Artgleich bedeutet hierbei, artgleich in den für die Korrosionsbeständigkeit relevanten Legierungselementen (Cr, Mo, N, ggf. Cu und W). Der Ni-Gehalt ist im Vergleich zum Grundwerkstoff höher, um das geforderte Austenit-Ferrit-Verhältnis im Schweißgut zu gewährleisten. Eine Ausnahme bilden Schweißzusätze, die für Schweißkomponenten vorgesehen sind, an denen eine spätere Wärmebehandlung vorgenommen werden soll [27, 28].

Die SDSS-Schweißzusätze (Massiv- oder Fülldrahtelektroden) können ohne oder mit Kupfer bzw. Wolfram legiert sein. Für den Einsatz von Wolfram sprechen drei Gründe: Patentrechte, eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit (ähnlich wie Mo) und die Verlangsamung der Ausscheidungsrate der intermetallischen Phasen [2]. Bei besonders hohen Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit der SDSS-Schweißnähte können auch Ni-Basis-Schweißzusätze verwendet werden. Als Nachteil ist jedoch die im Vergleich zum Grundwerkstoff geringere Festigkeit zu nennen [29, 30].

2.3.4 Schweißhilfsstoffe

Eine weitere Möglichkeit, das Austenit-Ferrit-Verhältnis im Schweißgut zu beeinflussen, bietet sich bei den Schutzgasschweißprozessen über das Schutzgas an. Für das WIG-Schweißen von SDSS werden aufgrund der austenitstabilisierenden Wirkung Stickstoffzugaben zwischen 1 und maximal 3 % empfohlen [3].

Für das MSG-Schweißen unterscheiden sich die Angaben aus dem Schrifttum etwas. Während [2] eine Zumischung von Stickstoff zum Schutzgas aufgrund des Risikos einer möglichen Porenbildung generell nicht empfiehlt, ist dies gemäß [3, 24] möglich. Die Mehrkomponentenschutzgase mit He-Anteilen werden mit dem Hintergrund eingesetzt, die Schmelzbadviskosität zu verringern, die Benetzung zu verbessern, langsamer abzukühlen und somit mehr Austenit auszuscheiden oder ggf. die Schweißgeschwindigkeit zu erhöhen [2, 3, 31, 32, 33].

Bei Anwendung der N-haltigen Schutzgase ist zu beachten, dass die Stickstoffaufnahme schweißprozessabhängig erfolgt. Sie ist beispielsweise beim WIG-Schweißen geringer als beim MAG-Schweißen [3]. Für einen SDSS mit einem typischen Stickstoffgehalt von 0,25 % sollte beim WIG-Schweißen der Stickstoffgehalt im Schutzgas zwischen 2 bis 2,5 % liegen, um ein Schweißgut mit einem Stickstoffgehalt von 0,25 % (entspricht dem Grundwerkstoffniveau) zu erhalten (vgl. Bild 3). Höhere Stickstoffgehalte im Schutzgas würden, eine Überschreitung der Löslichkeitsgrenze des Schweißguts für Stickstoff zur Folge haben, und daraus resultierend zu Schweißspritzern und Poren führen. Vom Einsatz wasserstoffhaltiger Schutzgase wird aufgrund einer aus dem Ferritanteil im Schweißgut resultierenden möglichen wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung grundsätzlich abgeraten [2].

Als Schutzgase für die Wurzellage können Argon, Stickstoff, Argon-Stickstoff-Gemische sowie Argon-Wasserstoff- und Stickstoff-Wasserstoff-Gemische eingesetzt werden. Wasserstoffhaltige Gase zum Wurzelschutz sollten nur eingesetzt werden, wenn das Formiergas nicht in den Lichtbogenbereich gelangen kann [3, 27].

Für das UP-Schweißen von austenitisch-ferritischen Stählen haben sich aluminat-fluorid-basische Schweißpulver (Typ FB) nach DIN EN ISO 14174 bewährt. Der Basizitätsgrad sollte 1,5 bis 3 betragen. Die Lagerung und Rücktrocknung der Schweißpulver sind nach Herstellerangaben durchzuführen, die u. a. auch im Merkblatt DVS 0914 [34] aufgeführt sind.

2.3.5 Besonderheiten beim Schweißen der austenitisch-ferritischen Stähle

Verlust an Stickstoff und falsche Streckenenergie

Die Erfahrungen der letzten Jahre haben gezeigt, dass eines der häufigsten Probleme beim Verbindungsschweißen von austenitisch-ferritischen Stählen ein Herabsetzen der Korrosionsbeständigkeit im Bereich der Wurzellage mehrlagiger Schweißnähte ist. Dies lässt sich auf einen Verlust an Stickstoff und/oder auf eine thermische Überlastung der Wurzel durch Schweißen des Hot Passes zurückführen. Beides führt in der Wurzellage zunächst zu einer Mikrostruktur mit hohem Ferritanteil und beim anschließenden Schweißen der Fülllage und dem damit verbundenen Wiedererwärmen zu einer Mikrostruktur mit einem hohen Sekundäraustenitanteil in der Wurzellage, manchmal auch verbunden mit einer Nitridbildung. Der

Sekundäraustenit ist an Cr, Mo und N verarmt und führt somit zu einem Lochkorrosionsangriff [35, 26].

Bildung intermetallischer Phasen

Das Superduplexschweißgut besitzt bei RT eine sehr hohe Festigkeit, Duktilität und Korrosionsbeständigkeit. Im Tieftemperaturbereich ist die Kerbschlagarbeit aufgrund des gegebenen Ferritanteils im Vergleich zu austenitischem Schweißgut jedoch geringer. Deshalb ist die untere Einsatztemperatur auf -50 °C beschränkt. Die obere Einsatztemperatur ist mit maximal 250 °C ebenfalls limitiert. Die Gründe dafür liegen im Auftreten von zwei Versprödungsbereichen, veranschaulicht in Abbildung 2.

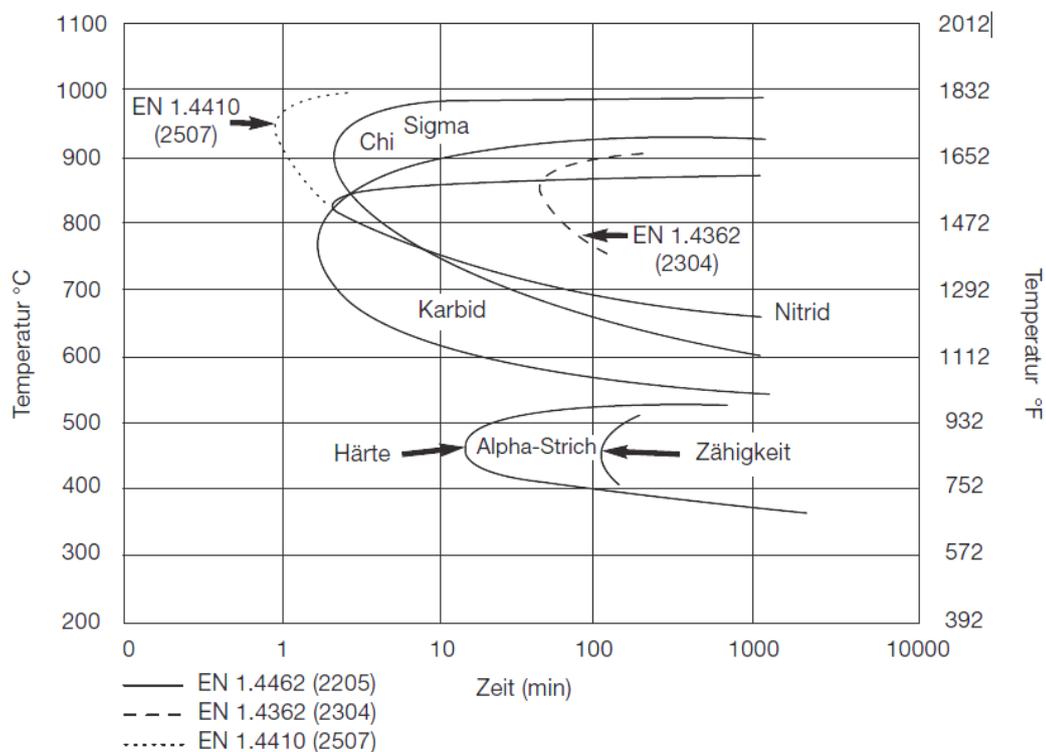


Abbildung 2: Isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm für verschiedene Duplex-Stahlsorten [25]

Diese Versprödungsbereiche sind:

- die 475 °C -Versprödung (eine lichtmikroskopisch nicht erkennbare Entmischung des hochchromhaltigen Ferrits in eine Fe-reiche und eine Cr-reiche α' -Phase)
- eine Versprödung im Temperaturbereich zwischen 600 und 950 °C durch das Auftreten intermetallischer Phasen (z. B. Sigma-, Chi-Phase) [13, 36].

Die Gefahr des Auftretens von intermetallischen Phasen ist bei den SDSS deutlich höher als beim Schweißen der Standardduplexvarianten und auch signifikant stärker im Vergleich zum im

Ausgangszustand vorliegenden homogenen Grundwerkstoff. Ort und Ausmaß der Ausscheidungen sind dabei abhängig von der lokalen chemischen Zusammensetzung, von den Spannungen und dem Zeit-Temperatur-Profil beim Schweißen [26, 37, 38].

Wie Abbildung 2 verdeutlicht, setzt die Bildung der intermetallischen Phasen erst nach mehreren Minuten ein. Beim Schweißen hingegen treten Temperaturverläufe mit steilen Temperaturgradienten und sehr kurzen Haltezeiten bei der Höchsttemperatur auf. Deshalb ist bei Einhaltung der schweißtechnischen Empfehlungen nicht mit dem Auftreten von intermetallischen Phasen zu rechnen. Beim UP-Schweißen mit großen Drahtdurchmessern von ≥ 3 mm kann jedoch aufgrund des damit verbundenen hohen Energieeintrages mit diesen Versprödungserscheinungen gerechnet werden. In diesem Fall ist ein nachträgliches Lösungsglühen (Duplexstahl: 1040-1100 °C, Superduplexstahl: 1080-1160 °C) mit nachfolgendem Abschrecken in Wasser zur Beseitigung der intermetallischen Phasen vorzusehen. Zur Vermeidung von Sigma-Phase ist hierbei sicherzustellen, dass beim Superduplex-Stahl der Temperaturbereich zwischen 1000 und 700 °C und beim Standardduplex-Stahl zwischen 950 und 700 °C jeweils innerhalb von zwei Minuten durchlaufen wird [39].

2.4 Grundlagen der Porenbildung

2.4.1 Arten und Entstehungsmechanismus

Poren sind gemäß DVS Merkblatt 0912-2 [40] ganz oder teilweise eingeschlossene Gasblasen im Schweißgut. Gemäß DIN EN ISO 6520-1 [41] zählen Poren zu den geometrischen Unregelmäßigkeiten, die zur Bewertung der Qualität von Schmelzschweißverbindungen nach DIN EN ISO 5817 [42] herangezogen werden.

Nach dem Entstehungsmechanismus werden die mechanische und die metallurgische Porenbildung unterschieden. Mechanische Porenbildung tritt beim Überschweißen von gasgefüllten Hohlräumen oder Spalten auf. Ist ein Entweichen des sich in Folge der Schweißwärme ausdehnenden Gases nicht möglich, so erfolgt ein Druckabbau in das Schmelzbad hinein und es kommt zur Blasenbildung [40]. Metallurgische Porenbildung hingegen ist während der Schmelzbaderstarrung durch metallurgische, mit einer Gasentwicklung verbundene Reaktionen (z. B. $C + O \rightarrow CO$) oder durch eine Abnahme der Löslichkeit verschiedener Gase bei der Schweißgutabkühlung (z. B. N in SDSS) möglich [43]. Die Gasblasen entstehen bevorzugt an wachsenden Dendriten oder an in der Schmelze befindlichen Partikeln. Dort bilden sie einen Hohlraum, der sich im Laufe der Zeit vergrößert und aufgrund der geringeren Dichte im flüssigen Schweißgut langsam zur Oberfläche aufsteigt. Erstarrt das Schweißgut sehr schnell, wird der Hohlraum eingeschlossen und verbleibt als Pore. Ist die Erstarrungsgeschwindigkeit des Schweißgutes jedoch geringer als die Aufstiegs geschwindigkeit der Gasblase, kann diese aus der Schmelzbadoberfläche austreten [43, 44, 45].

Die zeitabhängig und konkurrierend ablaufenden Prozesse bei der Porenbildung sind die Keimbildung, das Blasenwachstum und der Transport der Poren [46]. Gemäß der klassischen Keimbildungstheorie muss zur Keimbildung Keimbildungsarbeit aufgebracht und eine kritische Keimgröße erreicht werden. Eine Blasenbildung inmitten des flüssigen Schweißgutes (homogene Keimbildung) ist nach [47, 48, 49, 50] unwahrscheinlich, da selbst bei sehr hohen Konzentrationen die zur Keimbildung wichtigen Drücke nicht erreicht würden. Günstige Keimbil-

dungsbedingungen liegen an Phasengrenzen, beispielsweise dem Übergang vom festen Grundwerkstoff zur flüssigen Schmelze oder an nichtmetallischen Einschlüssen in der Schmelze (heterogene Keimbildung) vor. [51, 52, 53] wiesen rechnerisch nach, dass die notwendige Energie, die zur Keimbildung aufgebracht werden muss, an der Grenzfläche fest-flüssig geringer ist als mitten in der Schmelze. Darüber hinaus tritt bei der Erstarrung von Legierungen vor der Phasengrenze fest-flüssig ein Konzentrationsgefälle auf. Vor allem eine dendritische Erstarrung führt zur Entmischung bei der sich die Restschmelze vor der Erstarrungsfront mit Legierungselementen anreichert. Auch in diesem Stadium sind gasbildende Reaktionen möglich. So können bei Überschreiten der kritischen Konzentration Wasserstoff- oder Stickstoffatome rekombinieren und stabile Blasenkeime bilden [45].

Nach [54, 55, 56] können drei Typen der Porenbildung, in Abhängigkeit des Konzentrationsprofils gasförmiger Elemente in der Schmelze vor der Erstarrungsfront, unterschieden werden. Ist der gelöste Gasgehalt geringer als die maximale Löslichkeit im Festkörper, tritt keine Porenbildung in Folge einer Übersättigung ein und die Gasatome dispergieren im Atomgitter. Ist der gelöste Gasgehalt höher als der im festen Zustand maximal lösliche und geringer als der im flüssigen Zustand minimal lösliche, tritt die Porenbildung an der Fest-flüssig-Grenzfläche während der Erstarrung auf und es bilden sich interdendritische Poren. Übersteigt der gelöste Gasgehalt die minimale Löslichkeit im flüssigen Zustand liegen Poren bereits im flüssigen Schmelzbad vor und es werden sowohl interdendritische Poren als auch Poren mittig im Schmelzbad gebildet.

Der Übersättigungsgrad des Schmelzbades ändert das Konzentrationsprofil des gasförmigen Elementes vor der Erstarrungsfront. Bei Zunahme des Übersättigungsgrads, verläuft der Konzentrationsgradient weniger steil und die Diffusion des Elementes zum Schweißbad hin nimmt ab. Folglich nimmt die Anzahl gebildeter Blasen vor der Front zu und die Wahrscheinlichkeit, dass diese von der Erstarrungsfront eingeschlossen werden steigt. Daher nimmt mit steigender Gasmenge in der Schmelze die interdendritische Porosität zu. Poren die aus dem Schmelzbad heraus entstehen, sind vorwiegend vom Grad der Übersättigung abhängig und weniger von der Erstarrungsrate, weil diese Poren schon existieren bevor die Erstarrung eintritt. Die Erstarrungsrate entscheidet aber darüber wie viel Zeit diesen Poren zum Wachsen bzw. zum Entweichen aus dem Schmelzbad bleibt. Die Entstehung interdendritischer Poren ist hingegen von der Schweißgeschwindigkeit abhängig, da ihre Entstehung und ihr Wachstum an der Phasengrenze fest/flüssig im Wesentlichen von der Erstarrungsrate abhängt und diese die Ausbildung des Konzentrationsprofils des gelösten Gases in der Schmelze vor der Erstarrungsfront beeinflusst. Mit zunehmender Erstarrungsrate verläuft der Konzentrationsgradient steiler und die Diffusion nimmt zu [56].

Die Blasenkeime wachsen durch hinzudiffundierende Gase [45, 57]. Das Wachstum durch Diffusion von gelösten Gasen in die Pore hinein, erfolgt solange bis der Gasgehalt an der Phasengrenze flüssig-gasförmig deutlich abgenommen hat [56]. Das Porenwachstum ist dabei wiederum von der Viskosität der Schmelze, der Oberflächenspannung, dem isobaren Gasdruck, dem Gasgehalt des Werkstoffs und dem Druck des Lichtbogens abhängig [56, 58].

Die Verteilung der Poren im Schmelzbad erfolgt durch Konvektionsströme. In reinen Metallen ist der Temperaturgradient der Oberflächenspannung negativ und die Marangoni-Konvektion auswärts gerichtet. Oberflächenaktive Elemente, beispielsweise Sauerstoff und Schwefel, führen ab einer definierten Konzentration zu einem positiven Gradienten und somit zu einem

einwärts gerichteten Massenfluss. Infolge des einwärts gerichteten Massenflusses werden tiefere Einbrände und höhere Aufmischungsgrade erzielt [59], vgl. Abbildung 3.

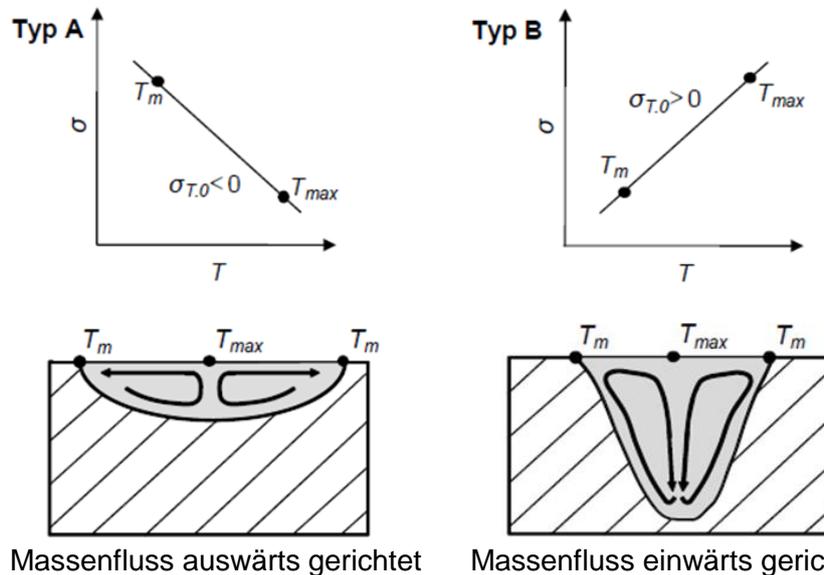


Abbildung 3: Schematische Veranschaulichung der Heiple-Roper-Theorie zum Massenfluss in Schmelzen [60]

Nach Kou und Wang [61] beeinflusst die Richtung der Konvektionsströmung auch die Schweißgutporosität, da bei auswärts gerichteter Schmelzbadströmung aufsteigende Blasen am Entweichen gehindert werden, während eine einwärtsgerichtete Schmelzbadströmung die Entgasung fördert, vgl. Abbildung 4.

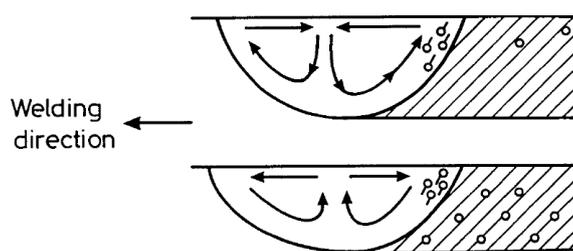


Abbildung 4: Einfluss der Schmelzbadströmung auf die Schweißgutporosität, oben: einwärts gerichtete Schmelzbadströmung, unten: auswärts gerichtete Schmelzbadströmung [62]

2.4.2 Einfluss der chemischen Elemente

Die metallurgische Porenbildung ist auch eine Funktion der Löslichkeit des Schweißguts für porenbildende Gase. Die Löslichkeit der Gase in einer Schmelze und im Feststoff ist dabei von der Konzentration der verschiedenen Legierungselemente abhängig.

Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff

Die Löslichkeit einer Legierung für Stickstoff ist von der Temperatur, dem Stickstoffpartialdruck und der Legierungszusammensetzung abhängig [63]. In Reineisen beträgt diese 0,044 % bei einem Partialdruck von 1 bar und einer Temperatur von 1600 °C, vgl. Abbildung 5. Bei der Abkühlung aus der Schmelze heraus sinkt die Löslichkeit für Stickstoff. Im Bereich des Delta-Ferrits ist diese deutlich geringer als im schmelzflüssigen Zustand. Dies kann einerseits zur Ausscheidung von Nitriden oder andererseits zu starker Porenbildung führen.

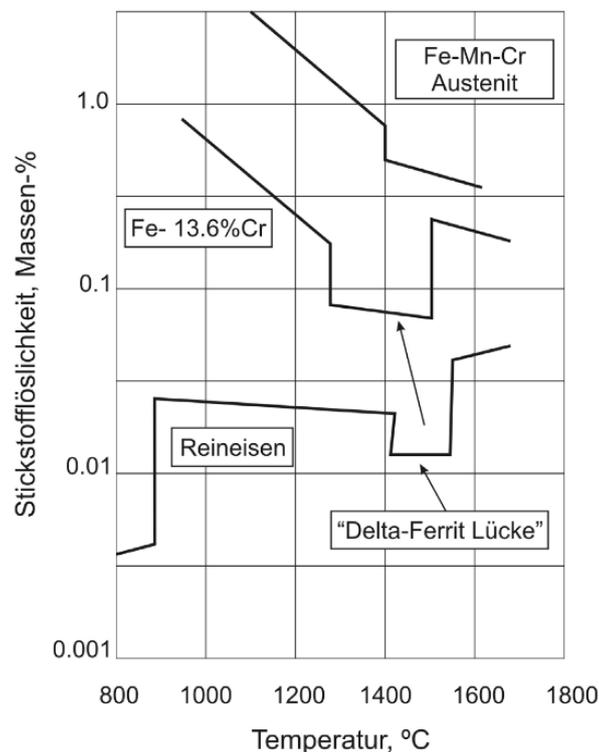


Abbildung 5: Stickstofflöslichkeit in Reineisen und in Fe-Cr-Legierungen bei 1 bar [64]

Durch Zugabe von W, Mo, Mn, Cr, V, Nb und Ti wird die Stickstoffaktivität in der Schmelze herabgesetzt, so dass sich die Löslichkeit für Stickstoff erhöht. Vanadium und Niob steigern die Stickstofflöslichkeit am stärksten, vgl. Abbildung 6. Jedoch binden sie Stickstoff ab, in dem sie stabile Nitride bilden, anstatt ihn in fester Lösung zu belassen. O, S, Cu, Ni, Si und C hingegen reduzieren die Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff [65].

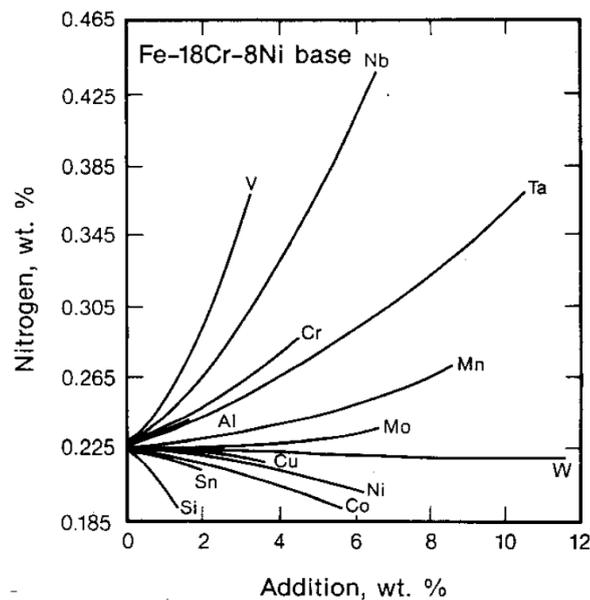


Abbildung 6: Einfluss verschiedener Elemente auf die Stickstofflöslichkeit in einer Fe-Cr-Ni-Legierung bei 1 bar und 1600 °C [65]

Löslichkeit der Schmelze für Wasserstoff

Wasserstoff besitzt im schmelzflüssigen Zustand von Eisen ebenfalls eine sehr hohe Löslichkeit. Die Wasserstoffatome werden in den Zwischenräumen der Eisenatome eingelagert. Durch Gitterlockerung bei steigenden Temperaturen wird die Wasserstofflöslichkeit erhöht [66]. Bei der Erstarrung verringert sich die Wasserstofflöslichkeit auf 8 ml/100 g Eisen [67], vgl. Abbildung 7. Wird der nicht lösliche Wasserstoff ausgeschieden und erfolgt die Erstarrung schneller als die Wasserstoffeffusion, bleibt Wasserstoff teilweise zwangsgelöst oder wird molekular wieder als Pore ausgeschieden. Besonders das Legierungselement Nickel trägt zur Wasserstoffporenbildung bei, da die Wasserstofflöslichkeit im schmelzflüssigen Zustand bei ca. 38 ml/100 g Eisen liegt und sich bei der Erstarrung auf 18 ml/100 g Eisen reduziert [67].

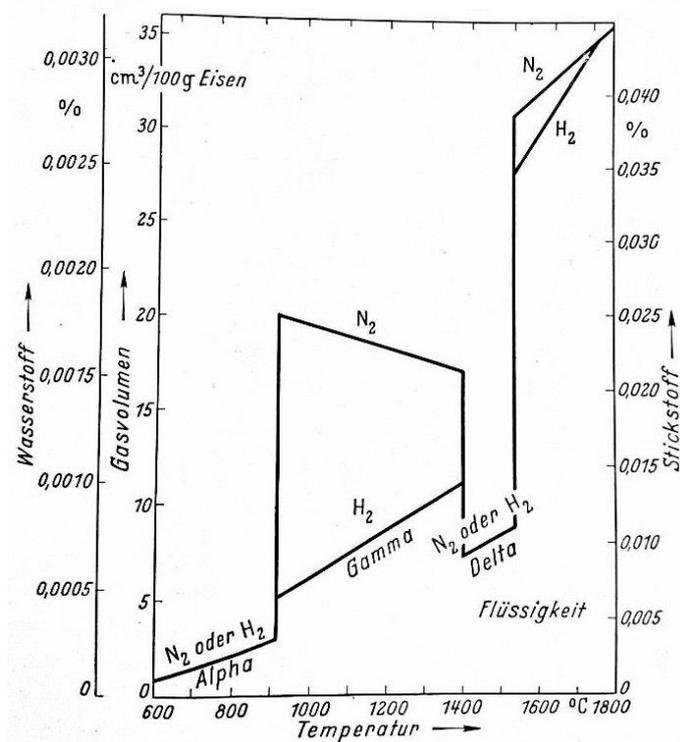


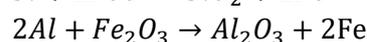
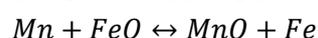
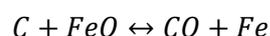
Abbildung 7: Stickstoff- und Wasserstofflöslichkeit in Reineisen bei 1 bar [68]

Löslichkeit der Schmelze für Kohlenstoffmonoxid

Sauerstoff ist im flüssigen Eisen löslich, im festen Eisen jedoch nicht. Im festen Stahl liegt er als Verbindung in Form von Oxiden vor. Im flüssigen Stahl kann gelöster Sauerstoff eine Verbindung mit Kohlenstoff eingehen. Dabei ist die Bildung von CO-Blasen möglich [69].

Kohlenstoffmonoxid kann ebenfalls zur Porosität im Gefüge führen. Die im Gefüge vorhandenen Oxide werden beim Schmelzen reduziert. Der dadurch entstehende Sauerstoff bildet mit dem Kohlenstoff des Stahls gasförmiges Kohlenstoffmonoxid. Beim Schweißen mit aktiven Schutzgaszusätzen, wie Sauerstoff und/oder Kohlenstoffdioxid, reagiert der zusätzlich eingebrachte bzw. abgespaltene Sauerstoff teilweise mit dem Schmelzbad und der erhitzten Drahtelektrode. Dadurch wird ein Abbrand von Legierungselementen sowie Kohlenstoffmonoxidbildung begünstigt [68].

Bei hohen Temperaturen wird Sauerstoff in der Schmelze als Eisenoxid gelöst, welches bei der Erstarrung mit Kohlenstoff reagiert und reduziert wird. Aufgrund der hohen Sauerstoffaffinität des Kohlenstoffs wird dieser oxidiert. Durch ausreichende Zugabe von Desoxidationsmitteln, wie Mangan, Silizium und Aluminium, kann die Kohlenstoffmonoxidbildung im Schmelzbad jedoch unterdrückt werden. Die nachfolgenden Gleichungen veranschaulichen die chemischen Reaktionsvorgänge.



Die eingesetzten Desoxidationsmittel besitzen eine höhere Sauerstoffaffinität als Eisen, wodurch MnO-, SiO₂- oder Al₂O₃-Verbindungen entstehen können [70]. Die festen Desoxidationsprodukte treten als Schlacke aus der Schmelze aus oder verbleiben als feine Einschlüsse im Schweißgut [45, 67].

2.4.3 Einfluss der Prozessparameter und der Erstarrungsbedingungen

Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit wurde u. a. von Tretjakov und Gorshkov [71] beim Schweißen von Titan untersucht. Es wurde festgestellt, dass mit Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit zunächst ein Anstieg der Schweißgutporosität einhergeht und bei weiterer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit wieder eine Abnahme der Porosität erfolgt, vgl. Abbildung 8. Zur Bildung von Makroporen durch Diffusion von Gasen ist eine Mindestverweilzeit im schmelzflüssigen Zustand erforderlich, die bei sehr hohen Schweißgeschwindigkeiten nicht gegeben ist. Sehr langsame Schweißgeschwindigkeiten führen hingegen zu langen Verweilzeiten im schmelzflüssigen Zustand. Während diesen kann eine große Anzahl an Poren gebildet werden, von denen einige auch wieder in die Atmosphäre entweichen können. Mittlere Schweißgeschwindigkeit führen jedoch zu einem Einschluss der gebildeten Poren im Schweißgut und somit zu einem Maximum an Porosität [72, 73]. Zu ähnlichen Ergebnissen führten Untersuchungen von [74, 75, 76, 77] an Aluminium, Al-Mg-Legierungen und Kupfer.

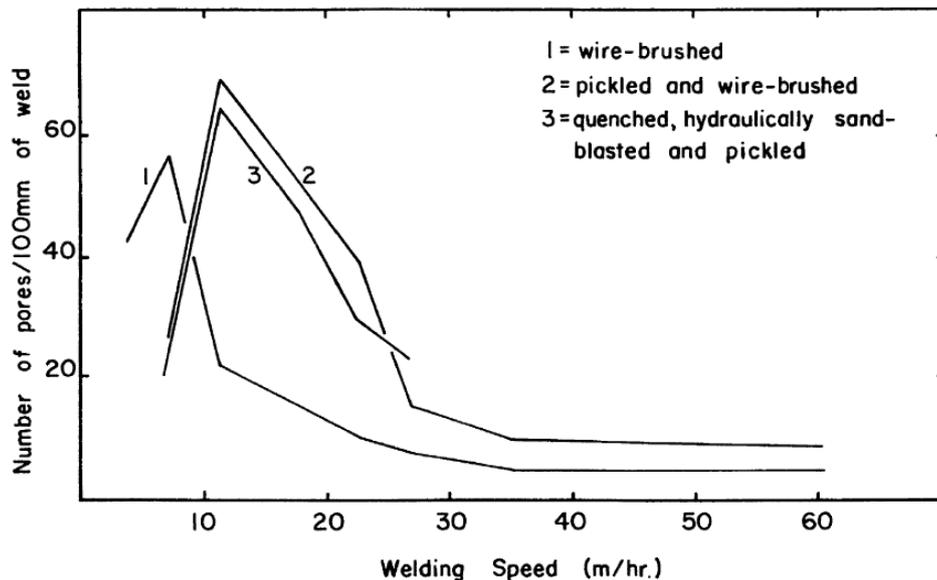


Abbildung 8: Einfluss des Oberflächenzustandes und der Schweißgeschwindigkeit auf die Schweißgutporosität beim Lichtbogenschweißen von Titan [46]

Nach [78] können mit steigender Schweißstromstärke der Sauerstoff- und der Stickstoffgehalt in der Schmelze aufgrund besserer Entgasungsbedingungen reduziert werden. Dabei gilt, je höher die Schmelzbadviskosität, desto schwerer die Entgasung. Dem entgegen zeigen Untersuchungen von [75, 76] jedoch mit zunehmender Schweißstromstärke eine erhöhte Gasaufnahme sowie erhöhte Porenanteile. Auch eine zu hohe Schweißspannung erzeugt einen

langen Lichtbögen, wodurch die Wahrscheinlichkeit einer Sauerstoff- bzw. einer Stickstoffaufnahme durch lange Tropfenwege und eine große Schmelzbadoberfläche erhöht wird [46, 78]. Zur Porenvermeidung werden daher turbolenzarme und kurze Lichtbögen empfohlen [78].

2.4.4 Forschungsarbeiten zu den Ursachen der Porenbildung beim Schweißen stickstofflegierter Stähle

Espy [79] berichtete, dass beim Schweißen stickstofflegierter, nichtrostender Stähle zu hohe Schweißgeschwindigkeiten zu erhöhter Porenbildung führen. Es wird erklärt, dass besonders stickstofflegierte Stähle längere Zeit für den Entgasungsprozess benötigen und eine zu hohe Schweißgeschwindigkeit zu schnellerer Abkühlung führt. Die gebildeten Gasblasen an der fest-flüssig Phasengrenze haben dadurch zu wenig Zeit, um aus der Schmelze zu effundieren und verbleiben somit als Pore im Gefüge. Darüber hinaus wurde eine geringere Porosität festgestellt, wenn der Schweißzusatzwerkstoff einen geringeren Stickstoffgehalt als der Grundwerkstoff aufweist.

Rakhmanov et al. [80] wiesen nach, dass die Schweißgutporosität sowohl vom Stickstoff- als auch vom Sauerstoffgehalt des Schweißgutes abhängig ist und über Desoxidationselemente beeinflusst werden kann. Weist das Schweißgut erhöhte Sauerstoffgehalte auf, tritt die Porosität schon bei geringeren Stickstoffgehalten auf, vgl. Abbildung 9.

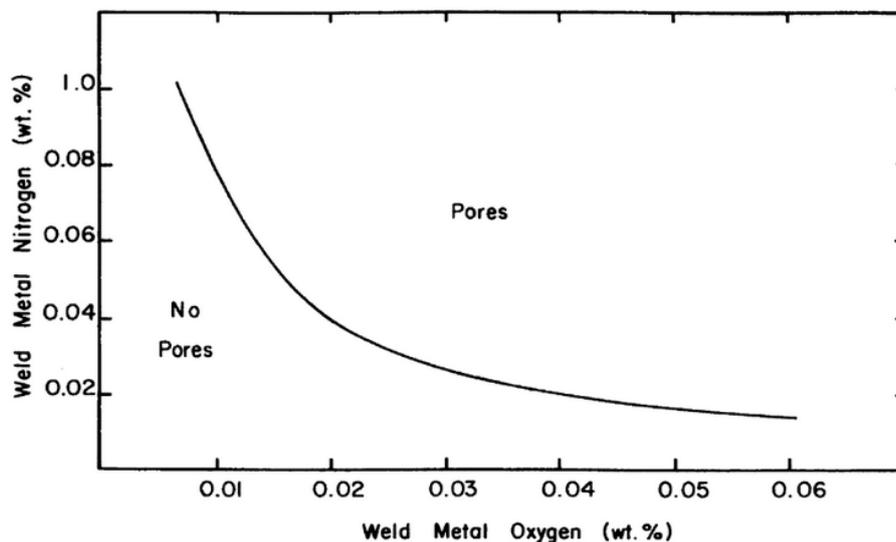


Abbildung 9: Porenanfälligkeit in Abhängigkeit des Stickstoff- und Sauerstoffgehaltes des Schweißguts [46]

Hancock [81] analysierte die Porenbildung beim WIG-Schweißen von Nickel und zeigte auf, dass Porosität infolge einer Stickstoffaufnahme durch Nitridbildung reduziert werden kann. So gelang eine Unterbindung der Stickstoffporosität beim Schweißen von Nickel durch Zugabe von Titan und die Bildung stabiler Titanitride. Weiterhin wurde aufgezeigt, dass die Porosität

hauptsächlich von der Stickstoffaufnahme während des Schweißvorganges (Stickstoffgehalt des Schutzgases) und geringfügig vom Oberflächenzustand des Werkstücks abhängig ist.

Jerwin [82] untersuchte u. a. den Einfluss der Stickstoffaufnahme auf die Porenbildung beim Lichtbogenhand- und WIG-Schweißen von SDSS unter Variation des Stickstoffanteils (0-7 %) im Schutzgas. Beim WIG-Schweißen wurde der höchste Porenanteil im Schweißgut, welches mit reinem Argon hergestellt wurde, detektiert. Ein ähnlich hoher Porenanteil entstand in einer Schweißung, die mit den gleichen Schweißparametern unter Zumischung von 7,5 % N₂ im Schutzgas hergestellt wurde, obwohl das stickstoffhaltige Schutzgas zu einem fast doppelt so hohem Stickstoffanteil im Schweißgut (1970 ppm vs. 3780 ppm) führte. Die Untersuchungen mit dem Lichtbogenhandschweißverfahren zeigten, dass bis zu einem Stickstoffanteil von 2600 ppm im Schweißgut nur eine geringe Menge an Poren gebildet wird und die Menge der Poren ab einem Stickstoffanteil von 2900 ppm deutlich zunimmt.

Untersuchungen zum kritischen Stickstoffgehalt existieren auch für die Herstellung einer SDSS-Gusslegierung. Porenbildung trat hierbei ab einem Stickstoffgehalt von 0,3 % auf. Durch die Erhöhung des Mangengehaltes von 1 % auf 2,6 % konnte der kritische Stickstoffgehalt auf 0,4 % erhöht werden [83].

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Das Forschungsziel bestand in der Klärung der komplexen metallurgischen und technologischen Ursachen und Zusammenhänge der Porenbildung im Schweißgut dickwandiger Bauteile aus Superduplexstahl beim Metallschutzgas- und Unterpulverschweißen zur Erhöhung der Sicherheit gegenüber dem Auftreten solcher Poren bei gleichzeitiger Absicherung der geforderten mechanisch-technologischen Kennwerte und Lochkorrosionsbeständigkeit. Darüber hinaus sollte ein Modell zur Vorhersage der Porenanfälligkeit des SDSS-Schweißguts unter Anwendung des „Java Neural Network Simulator“ (Java NNS), einem Simulationstool zur Modellierung künstlicher neuronaler Netze, erstellt werden.

Die Problematik der Porenbildung bei der schweißtechnischen Verarbeitung der Superduplexstähle ist zwar in diversen industriellen Anwendungen bekannt, deren Ursachen sind jedoch bislang nicht hinreichend verstanden. Folglich ließen sich Abstellmaßnahmen nicht präzise formulieren. Das Forschungsvorhaben sollte daher wirtschaftlich nutzbare Ergebnisse für Zusatzwerkstoffhersteller, Gashersteller und für Hersteller von Komponenten aus Superduplexstählen (z.B. Rohre, Pumpengehäuse, Wärmetauscher, Regelarmaturen, u. a.) liefern.

3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles

Zur Erreichung des Forschungszieles sollte zunächst Auftragschweißgut mit dem MSG- und dem UP-Prozess hergestellt und die Porosität des Schweißgutes in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoff- und Zusatzwerkstoffcharge sowie des Hilfsstoffes ermittelt werden. Um auf wesentliche Einflussfaktoren der Porenbildung rückzuschließen, wurde die chemische Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe und der Schweißgüter bestimmt. Die experimentellen Untersuchungen wurden an typischen Vertretern der SDSS unter Einsatz eines artgleichen Schweißzusatzes (Massivdrahtelektroden vom Typ 25 9 4 N L) durchgeführt. Dabei wurde mit dem MSG-Prozess der Werkstoff 1.4501 (X2CrNiMoCuWN25-7-4) und mit dem UP-Prozess der Werkstoff 1.4410 (X2CrNiMoN25-7-4) verarbeitet. Zum Erreichen des Forschungszieles wurden zwei Ansätze verfolgt.

Zum einen wurde der Einfluss verschiedener Chargen der Superduplex-Grundwerkstoffe und des Superduplex-Schweißzusatzes auf die Schweißgutporosität erforscht. Die gegebenen Unterschiede in den chemischen Analysen ermöglichen die Erforschung des metallurgischen Einflusses der einzelnen Legierungselemente bzw. Stahlbegleiter auf die Schweißgutporosität bei Nutzung von für das Schweißen von Superduplex-Stählen empfohlenen Standard-Schutzgasen bzw. -Schweißpulvern. Zur Ursachenfindung für die metallurgische Porenbildung sind spezielle experimentelle Untersuchungen mit dem Ziel einer Analyse der Gasbestandteile in den Poren geplant. Diese Ergebnisse dienen der Schaffung von Grundlagen zur Weiterentwicklung der Schweißzusatzwerkstoffe und Grundwerkstoffe.

Zum anderen werden experimentelle Untersuchungen zum Einfluss verschiedener technologischer Maßnahmen auf die Schweißgutporosität realisiert, wie Variation des Hilfsstoffes (Schutzgas, Schweißpulver), der Wärmeführung (Wärmeeinbringung, Zwischenlagentempera-

tur) und des Drahtdurchmessers bzw. Nutzung von Verfahrensmodifikationen, wie dem MSG- und UP-Kaltdrahtschweißen.

Die Forschungsergebnisse dienen der Schaffung von Grundlagen zur Weiterentwicklung von Schweißhilfsstoffen und Verfahrenstechnologien für das MSG- und UP-Schweißen. Die begleitenden theoretischen Betrachtungen implizieren eine Aufbereitung der Ergebnisse für die Entwicklung eines Neuronalen Netz-Modelles, welches der Vorhersage der Porenneigung beim Lichtbogenschweißen von SDSS dient. Der methodische Ansatz mit den verschiedenen Arbeitspunkten ist in Abbildung 10 dargestellt.



Abbildung 10: Methodisches Vorgehen und Arbeitspakete zur Erreichung der Projektziele

4 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

4.1 Schweißtechnik

Für die im Forschungsprojekt durchgeführten Untersuchungen wurden entsprechend der industriellen Fertigung dickwandiger Komponenten aus Superduplex-Stahl das MSG- und das UP-Schweißen angewendet. Bedingt durch die Verwendung verschiedener Drahtdurchmesser in Abhängigkeit des jeweiligen Schweißverfahrens wurde auch mit unterschiedlichen Schweißparametern, in Anlehnung an die industrielle Praxis, gearbeitet.

4.1.1 MSG-Schweißen

Die Durchführung der MSG-Schweißungen erfolgte mit einer vollmechanisierten Metallschutzgasschweißanlage der Firma Fronius. Einen Überblick über die wesentlichen Anlagenkomponenten gibt Tabelle 4. Die MSG-Schweißungen erfolgten mit dem Impulslichtbogenprozess.

Tabelle 4: Anlagenkomponenten zum Metallschutzgasschweißen

Gerät/Steuerung/System	Typ
Schweißstromquelle	Fronius TransPuls Synergic 4000
Drahtfördereinrichtung	Fronius VR 7000 CMT
Handsteuerung	Fronius RCU 5000
Schweißbrenner mit Schlauchpaket	Fronius Robacta Drive CMT
Schweißportal, verfahrbar	Fronius FVB 900-100/ML60

Zur Durchführung der Schweißversuche mit Kaltdrahtzufuhr wurde das Vorschubgerät H-CW 8 der Firma Hermann Welding genutzt. Dieses ermöglicht die stromlose Zufuhr von Drähten mit Durchmessern bis zu 1,6 mm und einer Fördergeschwindigkeit bis zu 15 m/min. Der Zusatzdraht kann sowohl kontinuierlich als auch pulsierend zugeführt werden.

4.1.2 UP-Schweißen

Zur Durchführung der UP-Schweißversuche wurde die Schweißstromquelle GTH 802 der Firma Kjellberg Finsterwalde GmbH verwendet. Die Schweißstromquelle ermöglicht es, mit Schweißströmen bis zu 800 A und Schweißspannungen bis 44 V zu arbeiten.

Des Weiteren wurde der Schweißautomat KA 1-UP derselben Firma benutzt, welcher den Schweißbrenner, die Steuereinheit, die Drahttrichterstrecke und den Pulverbehälter umfasst. Dieser kann UP-Eindrahtschweißungen bis 3,0 mm Drahtdurchmesser ausführen. Die Pulverschüttung erfolgt dabei direkt am Stromkontaktrohr. Der Schweißautomat ist an einer dreiachsigen Portalmaschine montiert, die die Schweißvorschubbewegung generiert.

Die Schweißversuche mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr erfolgten mit dem ESAB-ICE-Prozess durch das PA-Mitglied ESAB Welding & Cutting GmbH. Die Auswertung der Schweißungen erfolgte wie für alle anderen Schweißproben am IWF.

4.1.3 Schweißdatenerfassung und -auswertung

Damit die Daten der Schweißversuche aufgenommen, ausgewertet und dokumentiert werden konnten, wurde das externe Messwerterfassungs- und -auswertesystem WeldAnalyst der Firma HKS Prozesstechnik GmbH genutzt. Mit Hilfe von Sensoren, die an die Schweißgerätetechnik montiert werden, können der Schweißstrom, die Schweißspannung, der Drahtvorschub und die Gasdurchflussmenge während der Dauer des Schweißvorganges aufgenommen werden. Die Abtastrate beträgt dabei bis zu 25,6 kHz. Die aufgenommenen Daten werden mit der Firmen-Software ausgewertet, um so Kenntnis zu arithmetischen Mittelwerten und Effektivwerten zu erlangen. Zur Dokumentation der Schweißversuche wurde die softwareeigene Datenbank genutzt.

4.2 Durchstrahlungsprüfung und Ermittlung des Porenanteils

Zur Ermittlung des Porenanteils wurde die Durchstrahlungsprüfung angewendet. Dabei durchdringt Röntgenstrahlung die zu prüfende Probe und erzeugt ein Bild auf einem Röntgenfilm. Bereiche geringerer Dichte, bspw. Poren, schwächen die Röntgen- und Gammastrahlen weniger als der fehlerfreie Werkstoff. Daraus resultiert eine lokal höhere Strahlungsintensität, die auf dem Röntgenfilm durch einen Helligkeitsunterschied wahrnehmbar ist. Die Röntgenprüfung aller Proben erfolgte extern durch die Firma PLR Prüftechnik Linke & Rühle GmbH in Magdeburg. Die verwendete Gerätetechnik sowie deren Einstellparameter können Tabelle 5 entnommen werden.

Tabelle 5: Verwendete Anlage, Hilfsmittel und Einstellungen der Röntgenprüfung

Röntgenanlage	Eisco 42MF4
Brennfleckgröße	2,2 mm x 2,2 mm
Spannung	140 kV
Stromstärke	5 mA
Belichtungszeit	2 min
Filmtyp/Filmklasse	D4/C3
Bildgüteprüfkörper	W10 Fe
Metallfolie	Pb 0,1 mm

Zur Visualisierung werden Negativfilme genutzt, in denen Nahtunregelmäßigkeiten bzw. Bereiche geringerer Dichte dunkler erscheinen als der fehlerfreie Werkstoff. Zur Bewertung der Qualität der Kontrastunterschiede werden gemäß DIN EN ISO 19232-1 Bildgüteprüfkörper auf das zu durchstrahlende Material gelegt. Der dünnste Strich, der laut Norm noch auf einer Länge von mindestens einem Zentimeter durchgängig zu erkennen ist, gibt die kleinste noch zu

erkennende Fehlstelle an. Für eine Wandstärke von 8 - 12 mm wird gemäß DIN EN ISO 19232-1 die Bildgüteklasse W14 gefordert. Im Wandstärkenbereich 12 - 20 mm muss zur Beurteilung der Röntgenaufnahme mindestens Bildgüteklasse W13 vorliegen [84].

Alle angefertigten Auftrag- und Verbindungsschweißungen wurden mittels Durchstrahlungsprüfung hinsichtlich ihres prozentualen Porenanteils analysiert. Aus allen Auftragschweißgutblöcken wurden Durchstrahlungsproben mit den Abmaßen 70 mm x 20 mm herausgearbeitet. Bei den Verbindungsschweißungen wurde jeweils die gesamte Nahtlänge und Nahtbreite durchstrahlt. Die Röntgenaufnahmen wurden anschließend digitalisiert. Um die digitalisierten Bilder der Röntgenaufnahmen auswerten zu können, mussten die Bilder bearbeitet werden. Hierzu wurden die Bilder zunächst mit dem Programm „Photoshop CS2“ von Adobe Systems nachbearbeitet. Bei der Nachbearbeitung wurden die Poren schwarz und der Werkstoff gelb eingefärbt. Die Färbung der Bilder ist für die Umwandlung in binäre schwarz/weiß Bilder notwendig, damit dunklere Bereiche auf den Röntgenaufnahmen, die keine Poren sind, nicht als schwarze Bereiche auf dem Binärbild erscheinen. Anschließend erfolgt eine automatische Auswertung des prozentualen Anteils der schwarzen Bereiche (Poren) zum gesamten Bild. Abbildung 11 verdeutlicht die einzelnen Bearbeitungsschritte am Beispiel eines Auftragschweißgutblockes.

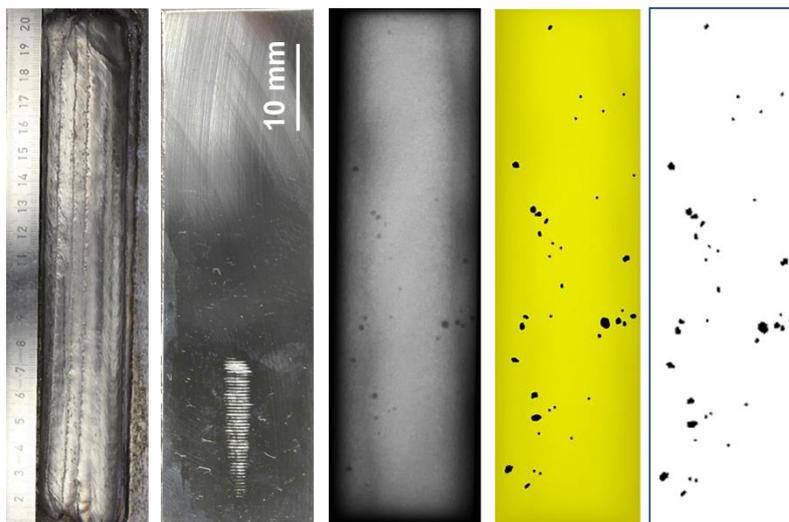


Abbildung 11: Bearbeitungsschritte zur Ermittlung des Porenanteils - Auftragschweißgutblock, Schweißgutblock für die Durchstrahlungsprüfung, Digitalaufnahme des Röntgenfilms, nachbearbeitetes Röntgenbild, Binärbild (von links nach rechts)

Die Bewertung des Porenanteils erfolgte vorrangig gemäß DIN EN ISO 5817 nach den Kriterien der Bewertungsgruppe B. Darüber hinaus erfolgte eine Bewertung nach Maßgabe des amerikanischen Petroleuminstituts (API), weil diese für international tätige Unternehmen eine wesentliche Vorgabe darstellt. Einige Kriterien zur Bewertung des Porenaufkommens entsprechend dieser Normen können Tabelle 6 entnommen werden. Der größte Unterschied in der Bewertung nach diesen Normen besteht in der Beurteilung des prozentualen Porenanteils nach DIN EN ISO 5817 im Vergleich zur Beurteilung der Summe aller Porendurchmesser auf einer definierten Länge nach API.

Tabelle 6: Unterschiede in der Bewertung des Porenaufkommens nach Normen [42, 85]

Anforderungen	DIN EN ISO 5817 Bewertungsgruppe B	API 5LC
Anwendungsbereich	Poren	Poren und runde Schlackeeinschlüsse
Probenlänge	100 mm (definiert für Porennest)	152,4 mm (6 in)
maximaler Porenanteil	1 % (einlagig) 2 % (mehrlagig)	-----
Maximale Summe aller Porendurchmesser	-----	6,4 mm
weitere Festlegungen	In Abhängigkeit von der Nahtart (für Stumpf- & Kehlnähte): <ul style="list-style-type: none"> • Höchstmaß einzelner Poren • zulässiger Durchmesser Porennest • zulässige Länge Porenzeile • zulässige Ausdehnung Schlauchpore 	Auf einer Länge von 6 inch: <ul style="list-style-type: none"> • zulässige Porengröße • einzuhaltende Abstände zwischen den Poren • max. Anzahl an Poren • zulässige Summe der Porendurchmesser

4.3 Chemische Analyse

Für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung von Grund- und Zusatzwerkstoffen sowie des Schweißgutes erfolgten Spektralanalysen (Atomemissionsspektrometrie). Darüber hinaus wurden die Gehalte der Elemente Kohlenstoff, Sauerstoff, Stickstoff, Wasserstoff und Schwefel mittels Trägergasschmelzextraktion (C/O/S per NDIR-Detektor und N/H per Wärmeleitfähigkeitsmesszelle) ermittelt.

Die selbstständige Analyse der Grund- und Zusatzwerkstoffe war notwendig, um über die von den Lieferanten zur Verfügung gestellten Werkszeugnisse hinausgehende Informationen zu erlangen. Beispielsweise enthalten diese keine Informationen zu Sauerstoff- oder Titangehalten. Auch die Angabe nur einer Nachkommastelle in einem 2.2 Werkszeugnis ist nicht ausreichend um ein Modell zur Porenvorhersage zu erstellen, da kleinste Änderungen in der chemischen Zusammensetzung enorme Auswirkungen auf das Resultat besitzen. Die Analyse aller Werkstoffe und Schweißproben an der Forschungsstelle ist zugleich Basis für die Vergleichbarkeit aller Ausgangswerkstoffe und der gefertigten Schweißproben.

Zur Anwendung der Spektralanalyse für die Schweißzusätze war zunächst ein Umschmelzen dieser mit einem Lichtbogenofen, wie er in Abbildung 12 zu sehen ist, notwendig. Die Button-Melt-Technik stellt eine Alternative zur Erzeugung reinen Schweißgutes nach DIN EN ISO 6847 dar. Hierfür wird eine ausreichende Drahtmenge (ca. 20 g) mit alkoholischer Lösung gesäubert und anschließend in einem Lichtbogenofen unter inerter Schutzgasatmosphäre (Argon 4.6) umgeschmolzen. Nach Anschleifen des Buttons auf einer Seite kann dieser für die Spektralanalyse genutzt werden.

Zur Feststellung von etwaigen Abbrandverlusten während des Umschmelzens werden die Drahtmenge vor dem Umschmelzen und der erstellte Button nach dem Umschmelzen gewogen.



Abbildung 12: Lichtbogenofen (links) und bestückter Tiegel, Umschmelzung sowie Button nach der Umschmelzung (rechts von oben nach unten)

4.3.1 Spektralanalyse

Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung von Grundwerkstoffen, Schweißzusätzen und Schweißgütern erfolgte mit der optischen Emissionsspektrometrie (OES). Hierfür wurde das Gerät Spectrolab LAVWA 18 A der Firma SPECTRO Analytical Instruments genutzt.

Die Proben für die Spektroskopie wurden spanend hergestellt. Die Probenentnahme aus den Auftragschweißungen erfolgte dabei so oberflächennah wie möglich. Es wurde jeweils eine plane, metallisch blanke Oberfläche erzeugt um eine bündige Probenauflage bei der Analyse zu gewährleisten.

Bei der OES wird per Funkenentladung Material aus Oberfläche der Probe in einer Inertgasatmosphäre (Argon) verdampft. Der Metalldampf wird atomisiert und ionisiert. Die so zur Strahlungsemission angeregten Atome und Ionen emittieren währenddessen Strahlung mit einer entsprechend dem Element charakteristischen Wellenlänge. Die Strahlungsintensität verhält sich dabei proportional zur Konzentration des Elementes in der Probe und wird über einen Vergleich mit entsprechenden Kalibrationsdaten ermittelt.

Zur Ermittlung der chemischen Zusammensetzung der Proben wurde der Mittelwert aus je drei Einzelmessungen bestimmt.

4.3.2 Trägergasschmelzextraktion

Die Wasserstoff-, Stickstoff- und Sauerstoffgehalte der Schweißgüter, der Grundwerkstoffe sowie der Zusatzwerkstoffe wurden mit Hilfe des Messgerätes „ON/H-mat 286“ der Fa. JUWE

(heute G8 Galileo der Fa. Bruker AXS GmbH) durchgeführt. Zur Bestimmung der Gehalte an Sauerstoff, Stickstoff bzw. Wasserstoff wird die zu analysierende Probe im Graphittiegel in einem Inertgasstrom aufgeschmolzen. Dabei wird die Analysentemperatur des Elektrodenofens durch einen berührungslosen optischen Sensor erfasst.

Die Sauerstoffgehalte werden mittels Infrarot-Detektion des entstehenden Kohlenmonoxids ermittelt. Hierzu durchströmt das Trägergas eine Küvette, die von Infrarotstrahlung durchstrahlt wird. Eine Änderung in der Zusammensetzung des Trägergases infolge der Kohlenmonoxidentstehung schwächt die Infrarotstrahlung. Diese Signalschwächung wird vom Infrarotsensor detektiert und das Signal wird mittels Software invertiert. Die Integration des Signalpeaks entspricht der Menge des Sauerstoffanteils in der Probe [86].

Die Stickstoff- und Wasserstoffgehalte werden mittels Wärmeleitfähigkeitsdetektor (WLD) ermittelt. Hierzu durchströmt das Trägergas eine Messzelle und ein Referenzgas die zweite Messzelle des WLD. In den Messzellen befinden sich Heizdrähte, so dass ein kontinuierlicher Wärmestrom stattfindet. Änderungen in der Zusammensetzung des Trägergases durch freigesetztes Probengas verursachen Temperaturänderungen in der Messzelle und somit auch eine Änderung des elektrischen Widerstandes im Heizdraht. Durch Zusammenschließen der Mess- und der Referenzzelle zu einer Wheatstoneschen Brückenschaltung können Temperaturdifferenzen der Heizdrähte als Spannungsunterschied gemessen werden [86].

Vor der eigentlichen Messung muss die Anlage kalibriert werden. Für die Bestimmung des H_2 -Gehaltes wird das Kalibriergas Helium 5.0 verwendet. Die Kalibrierung für Messungen von N_2 und O_2 werden mit Hilfe eines zertifizierten Referenzmaterials (Kalibrierproben) durchgeführt.

Die im Probenmaterial enthaltenen Anteile an N_2 und O_2 können entweder im Gefüge gelöst oder in Form von Nitriden bzw. Oxiden vorliegen. Zur Ermittlung der absoluten Gehalte wird die Probe schlagartig bei hoher Temperatur (ca. 2000 °C) aufgeschmolzen und die freigesetzten Gase in wenigen Sekunden detektiert, vgl. Abbildung 13.

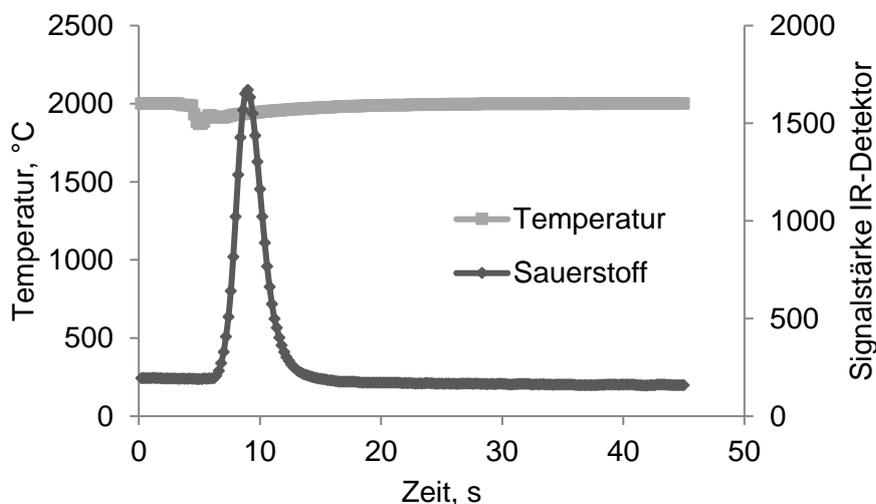


Abbildung 13: Signalverläufe einer totalen Sauerstoffbestimmung

Um auf die Art vorhandener Oxide in einer Probe schließen zu können wird die sogenannte fraktionierte Sauerstoffbestimmung angewendet. Die Bestimmung der Sauerstofffraktionen erfolgt mittels temperaturprogrammierter Reduktion durch Aufschmelzen der Proben bei kontinuierlich ansteigender Temperatur. Das entstehende Kohlenmonoxid wird dabei per Infrarotdetektion erfasst. Durch gleichzeitige Aufzeichnung der Temperatur, bei der der Reduktionsprozess einsetzt, ist ein Rückschluss auf vorhandene Metalloxide bzw. Oxidgemische in der Probe möglich. Abbildung 14 zeigt exemplarisch den Signalverlauf einer fraktionierten Sauerstoffermittlung.

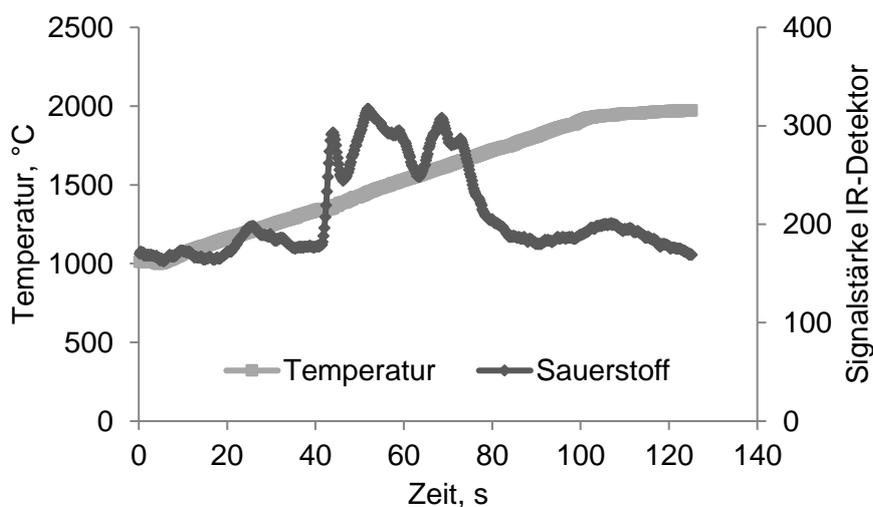


Abbildung 14: Signalverläufe einer fraktionierten Sauerstoffbestimmung

Die Analyse der Kohlenstoff- und Schwefelgehalte erfolgte mit einem CS-Analysator der Fa. LECO durch das PA-Mitglied Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG. Für die Analyse von Kohlenstoff und Schwefel wird die Probe zunächst im Keramiktiegel in einem Sauerstoffstrom unter erhöhtem Druck aufgeschmolzen. Die resultierenden Verbrennungsgase CO_2 und SO_2 werden über einen Staubfilter und einen Feuchtigkeitsabsorber gereinigt. Anschließend findet die Detektion des Schwefeldioxids in Infrarotmesszellen statt. Nachfolgend wird Schwefeldioxid zu Schwefeltrioxid oxidiert. Das SO_3 -Gas wird mit Cellulose entfernt und der Kohlenstoffgehalt wird per Infrarotdetektion ermittelt.

4.4 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen

Für die Beurteilung innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit der erzeugten Schweißungen wurden die in Tabelle 7 erläuterten Prüftechniken verwendet.

Tabelle 7: Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung der Eigenschaften der Schweißungen

Prüfung	Prüfziel/Prüfgrößen	Prüfmittel/Gerätetechnik
Sichtprüfung nach E DIN EN ISO 17637:2015	Detektierung äußerer Nahtunregelmäßigkeiten (Oberflächenrisse, Einbrandkerben, Schweißspritzer, etc.)	Lupe
Durchstrahlungsprüfung nach DIN EN ISO 17636:2013	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	Röntgenanlage: Eresco 42 MF4 (Fa. Prüftechnik Linke und Rühe)
Stereomikroskopie	Ermittlung von Lagenaufbau, makroskopischen Nahtunregelmäßigkeiten und Aufmischungsgrad	Stereomikroskop MZ APO (Fa. Leica)
Makro- und Mikrogefüge	Gefügebewertung im polierten und geätzten Zustand (Ferrit/Austenit-Verhältnis, intermetallische Phasen, Mikrorisse, Poren, etc.)	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Rasterelektronenmikroskopie und Energiedispersive Röntgenspektroskopie	Mikrogefügestruktur, Identifikation von Ausscheidungen und intermetallischen Phasen	XL 30 ESEM FEG (Fa. Philips), EDAX XL Series
Vickers-Härteprüfung nach DIN EN ISO 9015-1:	Härtewert HV10	DiaTestor 2Rc (Fa. Otto-Wolpert-Werke)
Magnetinduktive Ferritmessung	Ferritnummer (Ferritanteil)	Feritscope® MP3C (Fa. Fischer)
Trägergasschmelzextraktion	O-, N-, H-, C-, S-Gehalte	Galileo G 8 (Fa. Bruker) Leco CS400 (Fa. LECO)
Quadrupol Massenspektrometer	Elementar- & Isotopenanalyse	ESD 100 (Fa. InProcess Instruments)
Zugversuch nach E DIN EN ISO 6892-1:2014	Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze $R_{p0,2}$, Bruchdehnung A	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Seitenbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173:2012	Biegewinkel	Zug-, Druck- Biegeprüfmaschine ZDM 50 (Fa. VEB WPM Leipzig)
Kerbschlagbiegeversuch nach E DIN EN ISO 148-1:2015 und DIN EN ISO 9016:2013	Kerbschlagarbeit bei RT und bei tiefer Temperatur (-46°C)	Pendelschlagwerk RKP 300 (Fa. Roell Amsler)
Korrosionstest nach ASTM G 48 A & E	kritische Lochkorrosionstemperatur (CPT)	Methode A: 6 %-ige Eisen(III)- Chlorid-Lösung Methode E: 6 %-ige Eisen(III)- Chlorid-Lösung und 1 %-ige Salzsäure

5 Forschungsergebnisse

5.1 Charakterisierung der Untersuchungsmaterialien

5.1.1 Grundwerkstoffe

Alle für das Projekt zur Verfügung gestellten Grundwerkstoffe wurden im Rahmen des Arbeitspunktes eins grundlegend werkstofflich charakterisiert.

Für die MSG-Schweißversuche wurden vier Chargen des Grundwerkstoffes der W.-Nr. 1.4501 (vgl. Tabelle 8, A-D) und für die UP-Schweißversuche wurden drei Chargen des Grundwerkstoffes der W.-Nr. 1.4410 (vgl. Tabelle 8, E-G) genutzt. Alle Bleche lagen im wärmebehandelten Zustand (Lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt) vor und weisen unterschiedliche Blechdicken von 8-15 mm auf. Zur Ermittlung der chemischen Zusammensetzung erfolgten Spektralanalysen und Schmelzextraktionen. Die Ergebnisse der Spektralanalysen entsprechen weitestgehend den Angaben der Werkstoffhersteller gemäß vorliegender Chargenzeugnisse. Die Gehalte der wichtigsten Elemente sind in Tabelle 8 zusammengefasst. Die chemischen Zusammensetzungen der Grundwerkstoffe weisen nur geringe Abweichungen auf. Unterschiede zeigen sich vor allem in den Mangan-, Aluminium-, Schwefel-, Kohlenstoff- und Stickstoffgehalten.

Tabelle 8: Chemische Analyse der Grundwerkstoffe gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*

Charge/ t, mm	Cr, %	Mo, %	Ni, %	Mn, %	Si, %	Al, %	Ti, %	C*, ppm	O*, ppm	N*, ppm	H*, ppm	S*, ppm
A / 9,5	25,55	3,90	6,93	0,752	0,206	0,010	0,0038	230	30	2807	1,1	50
B / 8,2	25,49	3,95	6,90	0,757	0,276	0,012	0,0039	220	41	2884	1,2	70
C / 10	25,27	3,90	6,86	0,711	0,274	0,012	0,0039	150	31	2878	1,4	20
D / 12	24,90	3,90	7,00	0,533	0,301	0,006	0,0033	230	37	2680	1,8	60
E / 8	25,00	3,92	6,59	0,817	0,356	0,005	0,0038	150	48	3103	1,8	70
F / 10	25,27	4,11	6,89	0,475	0,250	0,009	0,0032	230	37	3002	2,3	30
G / 15	25,22	4,09	6,85	0,497	0,329	0,010	0,0033	370	42	3254	3,2	60

Die Mikrogefügeaufnahmen zeigen die für Duplex-Stähle typische zweiphasige Struktur aus ferritischer Matrix und inselartig eingelagertem Austenit. In Folge des Ätzangriffes mit einer Ätzlösung nach Murakami erscheint die ferritische Phase dunkel. Der Austenit wird nicht angegriffen und bleibt daher hell. Abbildung 15 zeigt exemplarisch die Mikroschliffbilder der Grundwerkstoffcharge E quer und längs zur Walzrichtung. Quer zur Walzrichtung liegen die Körner nahezu in runder Form vor. In Walzrichtung sind diese stark gestreckt. Aus diesem Grund besitzt der Werkstoff anisotrope mechanische Eigenschaften. In den Gefügen aller Knetlegierungen sind kaum Einschlüsse oder Ausscheidungen zu erkennen.

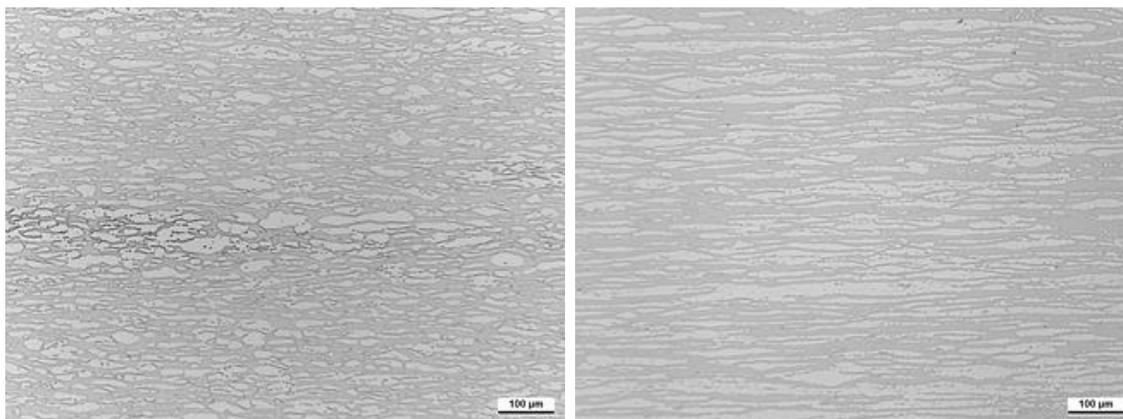


Abbildung 15: Quer- (links) und Längsschliff (rechts) der Grundwerkstoffcharge E

Die Ferritgehalte der Grundwerkstoffchargen wurden magnetinduktiv mit einem Feritscope® ermittelt. Die im Querschliff gemessenen Ferritnummern betragen durchschnittlich 52 - 62 FN, was einem prozentualen Gehalt von ca. 36,4 - 43,4 % entspricht. Die Härte der Grundwerkstoffchargen beträgt durchschnittlich 265 - 283 HV10, vgl. Abbildung 16.

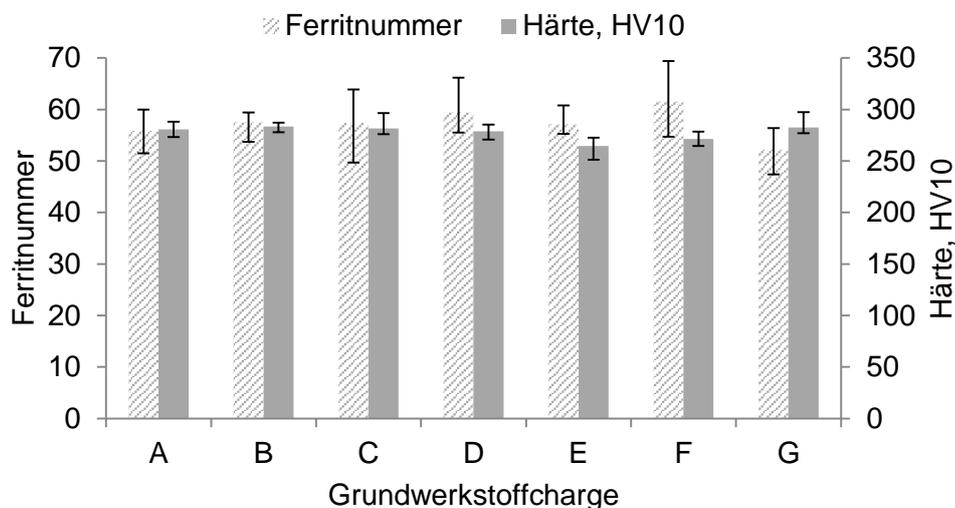


Abbildung 16: Ferritnummer und Härte der Grundwerkstoffchargen

5.1.2 Zusatzwerkstoffe

Die MSG-Schweißungen erfolgten mit sechs Chargen des Schweißzusatzes G 25 9 4 N L, Ø 1,2 mm. Die UP-Schweißungen wurden mit drei Chargen des Schweißzusatzes S 25 9 4 N L, Ø 2,4 mm bzw. Ø 2,0 mm ausgeführt. Die Zusatzwerkstoffe wurden mittels Button-Melt-Technik umgeschmolzen, um eine Spektralanalyse an diesen durchführen zu können, vgl. Kapitel 4.3. Die Ermittlung der Gehalte an leichten Elementen erfolgte direkt am Draht mittel dem Trägergasschmelzextraktionsverfahren. Der Zusatzwerkstoff weist gegenüber dem Grundwerkstoff einen höheren Nickelgehalt auf. Diese Überlegierung soll einen ausreichend großen Austenitanteil im Schweißgefüge sicherstellen. Weiterhin verfügen die Zusatzwerkstoffe über höhere

Sauerstoffgehalte als die Grundwerkstoffe. Die Kohlenstoff- und Wasserstoffgehalte ähneln denen der Grundwerkstoffe. Die Stickstoffgehalte der Zusatzwerkstoffchargen sind geringer als die der Grundwerkstoffchargen. Sie variieren recht stark zwischen 2109 und 2790 ppm. Deutliche Unterschiede bestehen auch zwischen den Anteilen wichtiger Desoxidationselemente, wie Mangan, Silizium und Aluminium, vgl. Tabelle 9.

Tabelle 9: Chemische Analyse der Zusatzwerkstoffe gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*

Charge/ Ø, mm	Cr, %	Mo, %	Ni, %	Mn, %	Si, %	Al, %	Ti, %	C*, ppm	O*, ppm	N*, ppm	H*, ppm	S*, ppm
I / 1,2	25,72	3,99	9,32	0,856	0,335	0,016	0,0054	280	88	2580	3,8	40
II / 1,2	25,68	4,06	9,18	0,933	0,367	0,017	0,0055	330	81	2398	3,7	40
III / 1,2	25,65	3,90	9,35	1,660	0,296	0,002	0,0046	300	113	2109	1,0	40
IV / 1,2	25,47	3,96	9,21	0,865	0,434	0,008	0,0042	200	38	2615	2,3	90
V / 1,2	25,69	3,94	9,38	0,978	0,305	0,004	0,0045	300	71	2587	2,9	80
VI / 1,2	25,59	3,97	9,52	0,969	0,473	0,008	0,0048	270	64	2363	2,6	120
VII / 2,4	25,12	3,66	8,96	0,883	0,319	0,013	0,0058	260	51	2557	2,7	20
VIII / 2,4	25,60	4,05	9,18	0,954	0,334	0,017	0,0048	230	97	2540	5,5	40
IX / 2,4	25,11	4,08	9,16	0,409	0,472	0,012	0,0044	200	68	2447	5,0	40
X / 2,0	25,45	3,95	9,15	0,863	0,438	0,009	0,0046	190	35	2790	5,0	70
XI / 2,0	25,74	3,98	9,30	0,879	0,342	0,019	0,0053	240	62	2692	6,0	50

Lichtmikroskopische Untersuchungen an Quer- und Längsschliffen der Schweißdrähte zeigten vor allem für die Chargen I und II vermehrt Einschlüsse im Gefüge. Mit EDX-Analysen konnte nachgewiesen werden, dass es sich bei allen Einschlüssen um Mischoxide mit variablen Anteilen an Chrom, Aluminium, Silizium, Mangan, Calcium und Molybdän handelt, vgl. Abbildung 17.

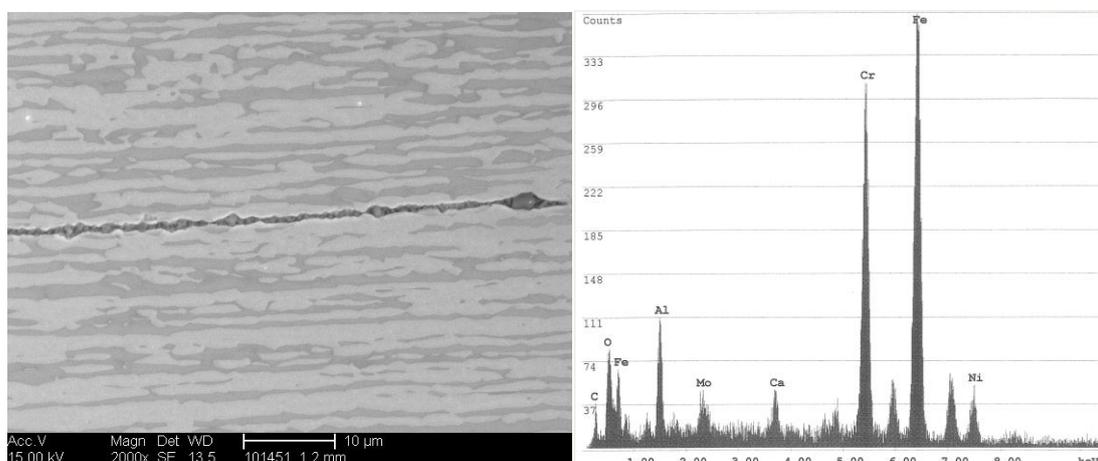


Abbildung 17: REM-Aufnahme eines zeilenförmigen oxidischen Einschlusses am Querschliff der Drahtcharge II und Ergebnis der EDX-Analyse des Einschlusses

Weiterhin ergaben die mikroskopischen Untersuchungen, dass während der Herstellung der Drahtcharge IX Sigmaphase ausgeschieden wurde, vgl. Abbildung 18. Da der Schweißzusatz während des Schweißprozesses vollständig aufschmilzt, hat die identifizierte Sigmaphase jedoch keine relevanten Auswirkungen auf das Schweißgutgefüge.

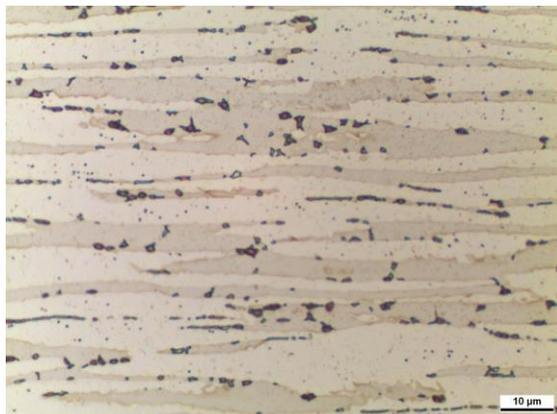


Abbildung 18: Farbaufnahme vom Längsschliff der Drahtcharge IX, Ätzung nach Murakami, zu erkennen sind Ferrit (dunkle Phase), Austenit (helle Phase) und Sigmaphase (bunt)

Die Herstellung der Schweißdrähte erfolgt durch Drahtziehen unter Einsatz von Schmierstoffen. Zur Identifizierung der Schmierstoffschicht auf den Drahtoberflächen und zur Beurteilung des Einflusses der Schmierstoffschicht auf die Porenbildung erfolgten zunächst Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop. Da die Schmierstoffschichtdicke jedoch nur wenige Mikrometer beträgt, ist eine Analyse dieser mittels EDX-Analyse nicht möglich. Abbildung 19 zeigt eine exemplarische REM-Aufnahme einer Drahtoberfläche. Die Schmierstoffschicht sowie anhaftende Schmutzpartikel auf der Oberfläche des Drahtes sind deutlich zu erkennen.

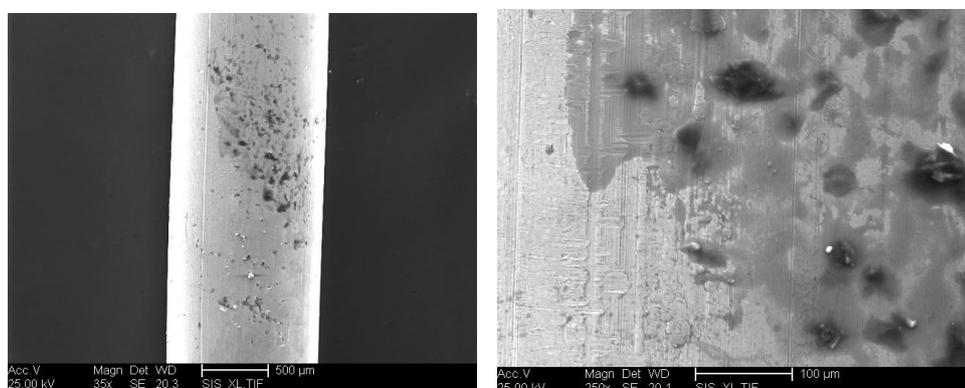


Abbildung 19: REM-Aufnahmen der Drahtoberfläche des Zusatzwerkstoffes I

Um dennoch Informationen über die Zusammensetzung der Schmierstoffschicht zu erhalten, erfolgten vergleichende Schmelzextraktionsanalysen gereinigter und ungereinigter Drähte.

Hierzu erfolgten Analysen am Draht im Anlieferungszustand (ungereinigt) und im gereinigten Zustand. Für die Analysen der Drähte im gereinigten Zustand wurden diese zunächst in alkoholischer Lösung im Ultraschallbad von Schmutzpartikeln und Fetten befreit.

Tabelle 10: Schmelzextraktionsanalyse der Drähte im Lieferzustand (L) und im gereinigten Zustand (G)

Draht-charge	C, ppm		O, ppm		N, ppm		H, ppm		S, ppm	
	L	G	L	G	L	G	L	G	L	G
I	240	190	113	88	2641	2580	5,4	3,8	80	40
II	240	230	90	81	2534	2398	7,6	3,7	30	50
III	240	230	121	113	2141	2109	5,3	1,0	60	80
IV	160	150	37	38	2760	2615	4,0	2,3	50	50
V	230	230	73	71	2678	2587	5,1	2,9	30	40
VI	170	140	82	64	2468	2363	4,8	2,6	40	30
VII	200	200	52	51	2547	2557	3,1	2,7	20	20
VIII	210	200	106	97	2533	2540	6,0	5,5	30	20
IX	140	130	65	68	2476	2447	6,0	5,0	20	20
X	130	140	33	35	2804	2790	6,0	5,0	30	30
XI	190	170	60	62	2705	2692	6,3	6,0	30	20

Die Gegenüberstellung der Ergebnisse zeigt, dass ungereinigte Drähte über geringfügig höhere Anteile an Kohlenstoff, vor allem aber über erhöhte Wasserstoffgehalte verfügen. Daher handelt es sich bei der Schmierstoffschicht mit hoher Wahrscheinlichkeit um eine Substanz auf Kohlenwasserstoffbasis.

5.1.3 Schutzgase

Die MSG-Schweißungen erfolgten mit sieben verschiedenen Schutzgasgemischen entsprechend der Literaturempfehlungen. Die Schutzgasgemische unterscheiden sich in der Art und dem Anteil der Aktivgaskomponenten, vgl. Tabelle 11.

Tabelle 11: Zusammensetzung der Schutzgasgemische gemäß Herstellerangaben

Schutzgasgemisch	Ar, %	He, %	CO ₂ , %	O ₂ , %	N ₂ , %	NO, %
SG 1	Rest	30	-	-	-	-
SG 2	Rest	30	0,05	-	-	-
SG 3	Rest	30	0,5	-	-	-
SG 4	Rest	30	2,0	-	-	-
SG 5	Rest	30	2,5	1	-	-
SG 6	Rest	30	-	-	0,007	0,03
SG 7	Rest	-	-	-	2	-

Die aktiven Bestandteile und Helium werden vor allem mit dem Hintergrund des Verbesserns des Fließ- und Benetzungsverhaltens und der Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeit eingesetzt. Über den Zusatz von Stickstoff ist eine Verschiebung des Ferrit-Austenit-Verhältnisses zu Gunsten des Austenits möglich.

5.1.4 Schweißpulver

Für die UP-Schweißungen standen drei agglomerierte, aluminat-fluorid-basische Schweißpulver zur Verfügung. Basische Schweißpulver haben gegenüber sauren Pulvern den Vorteil, dass diese weniger Sauerstoff in die Schweißnaht einbringen, weil die basischen Bestandteile weniger Sauerstoff aufspalten und stabiler sind. Dadurch werden höhere Kerbschlagzähigkeitswerte in der Schweißnaht erreicht. Die Zusammensetzung der Pulver ist in Tabelle 12 zu sehen.

Tabelle 12: Zusammensetzung der Schweißpulver gemäß Herstellerangaben

Schweißpulver- zusammensetzung	CaF ₂ , %	Al ₂ O ₃ , %	SiO ₂ , %	K ₂ O + Na ₂ O, %	Al ₂ O ₃ + MnO, %	SiO ₂ + TiO ₂ , %	Cr, %
SP 1	50,0	38,0	9,0	2,5	-	-	-
SP 2	48,0	-	-	-	36,0	10,0	-
SP 3	47,0	-	-	-	36,0	10,0	+

Die Schweißpulver zwei und drei unterscheiden sich darin, dass Pulver drei eine zusätzliche Chromstütze enthält, also ein geringer Anteil an Chrom beigemischt wurde. Durch die Chromzugabe ist eine Einflussnahme auf die Gefügeausbildung und eine gewünschte Beeinflussung der Schweißguteigenschaften möglich. Schweißpulver eins unterscheidet sich in der Zusammensetzung von den anderen beiden Pulvern. Es enthält weder MnO noch TiO₂ und auch keine Chromstütze. Zusätzlich enthält es dafür einen geringen Anteil an K₂O und Na₂O. Der Anteil an CaF₂ ist annähernd gleich. Alle drei Pulver bestehen fast ausschließlich aus Bestandteilen, die laut Literatur das Porenaufkommen reduzieren. Lediglich Schweißpulver eins hat einen geringen Anteil an K₂O und Na₂O, welche Poren verursachen können [87].

5.2 Bestimmung metallurgischer Einflussfaktoren der Schweißgutporosität

5.2.1 Einfluss der chemischen Analyse des Zusatzwerkstoffes und der Draht-Hilfsstoff-Kombination

Zur Ermittlung des Einflusses der chemischen Zusammensetzungen der Zusatzwerkstoffe erfolgte zunächst die Herstellung von 5-lagigem Auftragschweißgut unter Variation der Drahtchargen und Verwendung eines Standardhilfsstoffes. Für die MSG-Schweißungen wurden das Schutzgasgemisch drei (Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂) sowie die Grundwerkstoffcharge C und

für die UP-Schweißungen das Schweißpulver zwei sowie die Grundwerkstoffcharge E eingesetzt. In weiteren Versuchen erfolgte eine Variation der Draht-Hilfsstoff-Kombination unter Beibehaltung der jeweils verwendeten Grundwerkstoffcharge. Die MSG-Schweißungen wurden vollmechanisiert mit dem Impulslichtbogenprozess sowie mit einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 7,5 m/min und einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min mit neutraler Brennerstellung durchgeführt. Die Gasdurchflussmenge betrug 18 l/min und die maximale Zwischenlagentemperatur wurde auf 150 °C begrenzt. Die UP-Schweißungen wurden ebenfalls vollmechanisiert mit einer Schweißspannung von 30 V, einem Schweißstrom von 350 A und einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min durchgeführt. Das Pulver wurde vor dem Schweißen gemäß Herstellerhinweisen zwei Stunden bei 300 °C getrocknet und die maximale Zwischenlagentemperatur wurde auf 120 °C begrenzt.

5.2.1.1 MSG-Prozess

Die Herstellung der MSG-Auftragschweißgutblöcke erfolgte mit der Kennlinie CrNi25104. Die Schweißparameter wurden jeweils in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas angepasst um einen stabilen Schweißprozess zu gewährleisten. Die durchschnittlich erzielten Streckenenergien betragen schutzgasabhängig zwischen 9,1 und 9,4 kJ/cm. Eine Übersicht über die mittels Schweißparameterüberwachungssystem ermittelten Daten gibt Tabelle 13.

Tabelle 13: Schweißparameter zur Herstellung der 5-lagigen MSG-Auftragschweißgutblöcke mit der Drahtcharge I

Schweißparameter	Schutzgasgemisch						
	SG 1	SG 2	SG 3	SG 4	SG 5	SG 6	SG 7
$I_{arithm.}$, A	235	233	228	244	242	231	237
$U_{arithm.}$, V	33	33	34	32	32	33	32
$E_{arithm.}$, kJ/cm	9,3	9,2	9,3	9,4	9,3	9,1	9,1
I_G , A	73	73	71	68	67	72	69
I_P , A	447	441	451	491	488	447	453
f_P , Hz	176	176	167	184	184	176	176
t_P , ms	2,6	2,6	2,6	2,4	2,4	2,5	2,3

Mit diesen Parametern wurden glatte Nähte ohne Bindefehler erzeugt. Eine hohe Prozessstabilität ohne Kurzschlüsse war bei allen Schweißungen gegeben. Dennoch zeigte sich unabhängig von der verwendeten Drahtcharge eine extrem starke Spritzerbildung, vgl. Abbildung 20.

Zur Klärung der Ursache dieser, für einen Impulslichtbogenprozess untypischen Spritzerbildung, wurden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Schweißprozesses unter Anwendung der verschiedenen Schutzgasgemische angefertigt. Die Aufnahmen zeigten, dass teilweise mehr als ein Tropfen pro Puls übergingen und der Tropfenübergang bei Neuzündung des Lichtbogens noch nicht abgeschlossen war. Die Beschleunigung der sich noch in der Schwebelage befindenden Tropfen und deren Abprallen an der Werkstückoberfläche konnten als eine Ursache der Spritzerbildung identifiziert werden.



Abbildung 20: MSG-Auftragschweißgutblock, der mit der Drahtcharge IV und dem Schutzgas Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂ hergestellt wurde

Durch eine Optimierung der Schweißparameter konnte weitestgehend ein Werkstoffübergang mit einem Tropfen pro Puls erreicht werden. Mit steigendem CO₂-Anteil im Schutzgas ist es zunehmend schwieriger solch einen optimalen Werkstoffübergang zu realisieren, da die Aktivzusätze die Viskosität der Schmelze herabsetzen und sich zunehmend ein Schmelzschweif am Elektrodenende ausbildet, vgl. Abbildung 21.

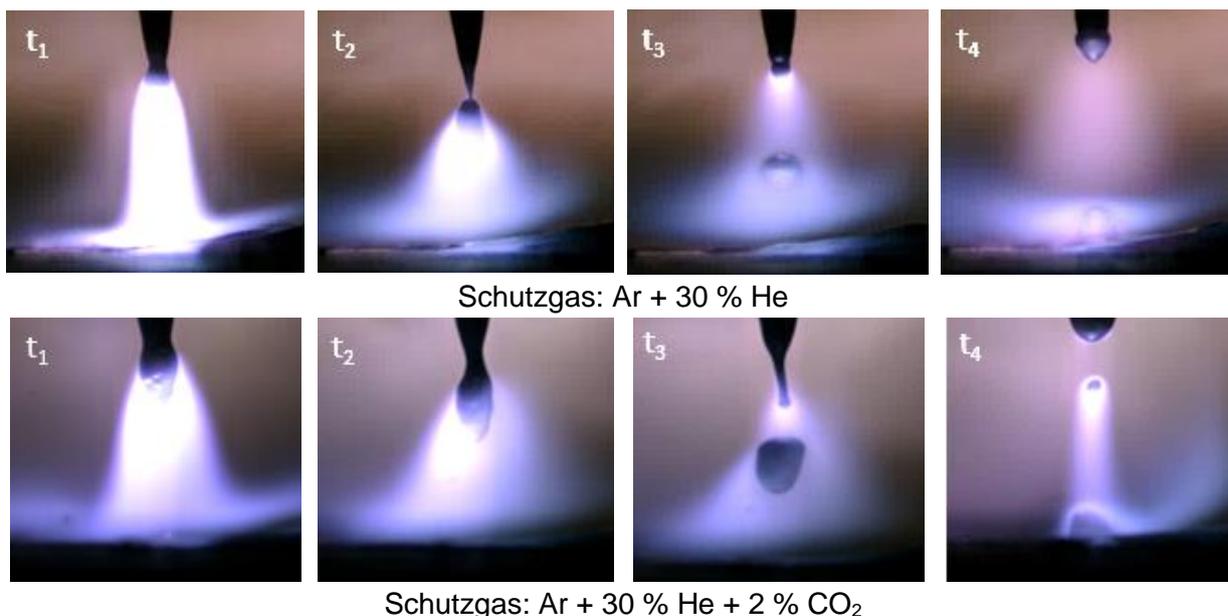


Abbildung 21: Werkstoffübergang beim MSG-Impulslichtbogenschweißen mit inertem Schutzgas (oben) und aktivem Schutzgas (unten)

Hauptursache ist jedoch das Phänomen einer starken Tropfenaufblähung und das Zerplatzen dieser aufgeblähten Tropfen, vgl. Abbildung 22. Unter Verwendung von Schutzgasen mit Stickstoff- oder Kohlenstoffdioxidanteil tritt die Aufblähung der Tropfen häufiger auf als bei Schweißungen mit inertem Schutzgas. Dies spiegelt sich auch in der Spritzermenge wieder. Die beschriebenen Beobachtungen lassen darauf schließen, dass die im Lichtbogen dissoziierten Schutzgaszusätze (C, O, N) in den Tropfen hineindiffundieren und somit zu einer Aufblähung des Tropfens führen. Zerplatzt dieser bevor der Werkstoffübergang abgeschlossen ist, tritt eine ausgeprägte Spritzerbildung in Erscheinung. Die häufigsten Tropfenaufblähungen und die

größte Anzahl an Spritzern wurden unter Verwendung des Schutzgases Ar + 30 % He + 2 % CO₂ beobachtet.



Abbildung 22: Aufblähung und Zerplatzen eines Tropfens während des Schweißprozesses

Abbildung 23 zeigt exemplarisch ein Makroschliffbild der 5-lagigen Auftragschweißgüter, aus denen anschließend die Schweißgutblöcke für die Durchstrahlungsprüfung und die chemische Analyse herausgearbeitet wurden.

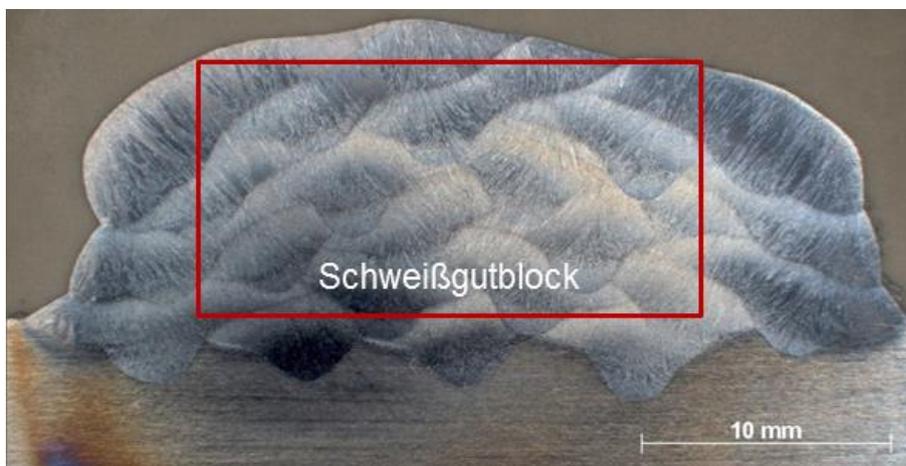


Abbildung 23: Querschliff des mit der Drahtcharge I und dem Schutzgas Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂ hergestellten Schweißgutblocks

Die mit Hilfe der Durchstrahlungsprüfung ermittelten Porenanteile des mehrlagigen Schweißguts in Abhängigkeit der jeweiligen Draht-Hilfsstoff-Kombination zeigt Abbildung 24. Es zeigen sich zwei Effekte. Zum einen die Abhängigkeit der Porenempfindlichkeit von der verwendeten Drahtcharge und zum anderen eine Abhängigkeit des Porenanteils von der Menge des CO₂-Anteils im Schutzgas, wobei der Porenanteil mit steigendem CO₂-Anteil meist zunimmt. Beim Verschweißen der Drahtcharge IV reicht bereits ein Zusatz von 0,5 % CO₂ zur Überschreitung des maximal zulässigen Grenzwertes nach DIN EN ISO 5817 (Bewertungsgruppe B).

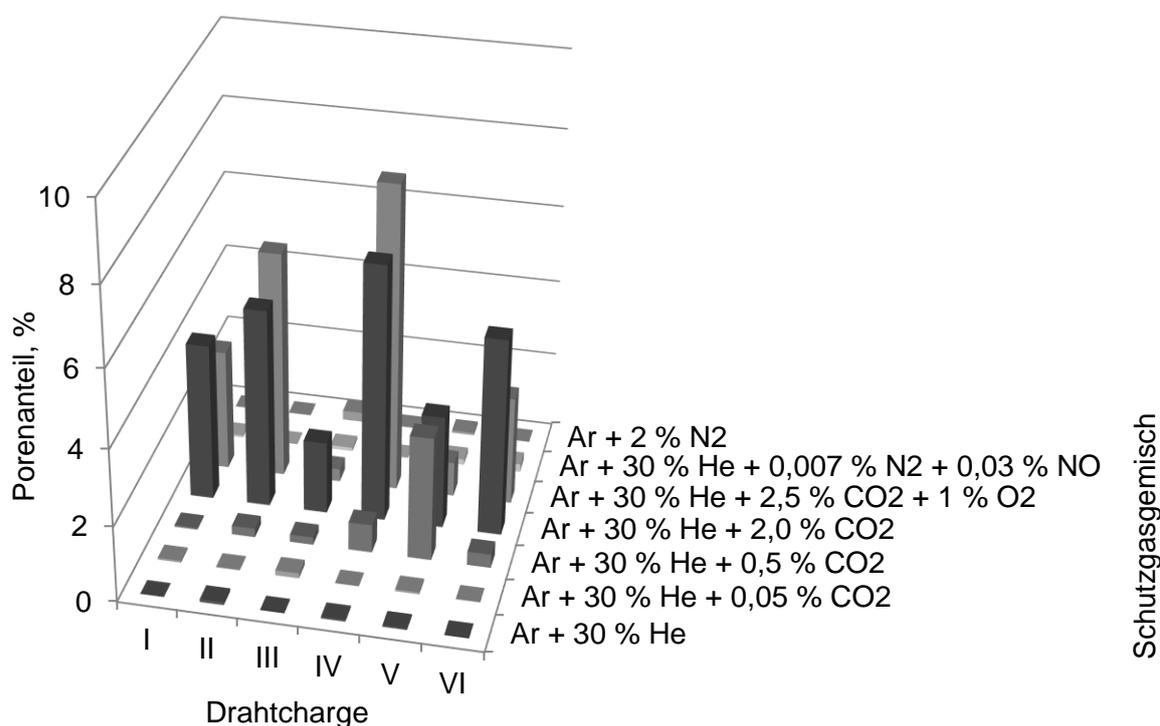


Abbildung 24: Porenanteile der 5-lagigen MSG-Auftragschweißgutblöcke in Abhängigkeit von der Drahtcharge und dem Schutzgasgemisch

Bei Betrachtung der Chargenabhängigkeit der Porosität zeigen die Chargen IV und VI aber vor allem Charge V bereits bei Anwendung des Standardschutzgases mit einem CO₂-Anteil von 0,5 % erhöhte Porenanteile. Im Vergleich der Gasgehalte der Drahtchargen besitzt Charge V den höchsten Anteil an Stickstoff. Charge I besitzt jedoch einen ähnlichen hohen Stickstoffanteil und zeigt bei niedrigem Aktivgasanteil im Schutzgas keine Porenempfindlichkeit. Auch zwischen Kohlenstoff- und Sauerstoffgehalten der Drahtchargen und einem verstärkten Porenaufkommen ist kein Zusammenhang herzustellen. Jedoch besitzen die Drahtchargen IV, V und VI vergleichsweise hohe Schwefelgehalte, die einen Einfluss auf die Schmelzbadströmung besitzen. Drahtcharge V besitzt mit 120 ppm den höchsten Schwefelgehalt aller Drahtchargen. Weiterhin ist ein Zusammenhang zwischen Porenanteil und dem Anteil an Desoxidationselementen im Schweißdraht zu erkennen. So besitzen die Drahtchargen I und II vergleichsweise hohe Anteile des Desoxidationselementes Aluminium, die Chargen III bis VI hingegen nur geringe Anteile. Die geringe Porenanfälligkeit des Drahtes II lässt sich trotz des geringsten Anteils an Aluminium mit dem überdurchschnittlich hohen Mangangehalt, der ebenfalls stark desoxidierend wirkt, erklären. Eine gute Desoxidationswirkung wird auch Silizium nachgesagt. Allerdings sind hohe Siliziumanteile in Verbindung mit hohen Stickstoffgehalten fragwürdig, da Silizium die Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff herabsetzt. Das Schweißgut, welches mit den Drahtchargen IV, V und VI hergestellt wurde, besitzt um bis zu 400 ppm höhere Stickstoffgehalte als das Schweißgut, welches mit den Drahtchargen I, II und III hergestellt wurde.

Die höchsten Stickstoffgehalte im Schweißgut werden unter Verwendung des Schutzgases Ar + 2 % N₂ erzielt. Trotz Stickstoffgehalten von bis zu 3000 ppm beinhaltet dieses Schweißgut jedoch Porenanteile unter 0,2 %. Die Überschreitung der maximalen Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff ist folglich nicht die Hauptursache der Porenbildung beim MSG-Schweißen von

SDSS. Die erhöhten Stickstoffgehalte wirken austenitstabilisierend. Das Schweißgut weist dementsprechend geringere Ferritnummern auf, vgl. Abbildung 25.

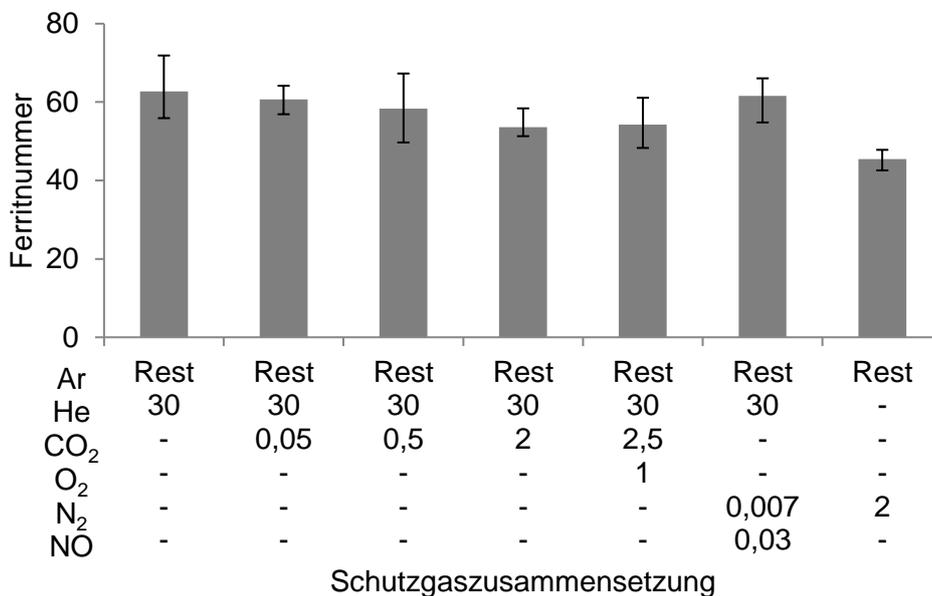


Abbildung 25: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf den Ferritanteil der 5-lagigen MSG-Schweißgüter

Die in Abbildung 25 dargestellten Ferritnummern wurden mittels Feritscope® auf den Oberflächen der eben gefrästen Schweißgutblöcke ermittelt. Da diese Vorgehensweise nicht praxistauglich ist, wurden weitere Ferritmessungen sowohl im Querschliff als auch auf der unbearbeiteten Schweißgutoberfläche durchgeführt und die Ergebnisse gegenübergestellt. Es zeigt sich, dass die auf der unbehandelten Schweißnahtoberfläche ermittelten Werte etwas geringer ausfallen und stärkere Streuungen aufweisen, vgl. Abbildung 26. Ein Korrelationsfaktor konnte jedoch nicht ermittelt werden. Die im Querschliff ermittelte durchschnittliche Härte aller Schweißungen beträgt zwischen 276 und 310 HV10.

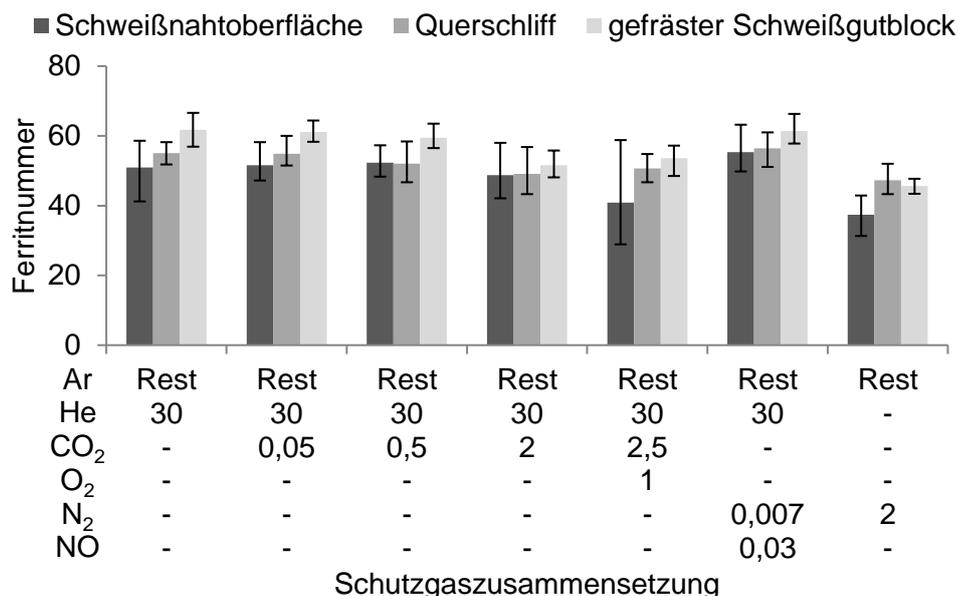
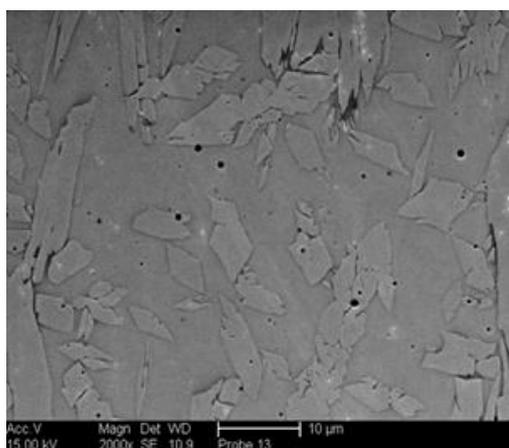
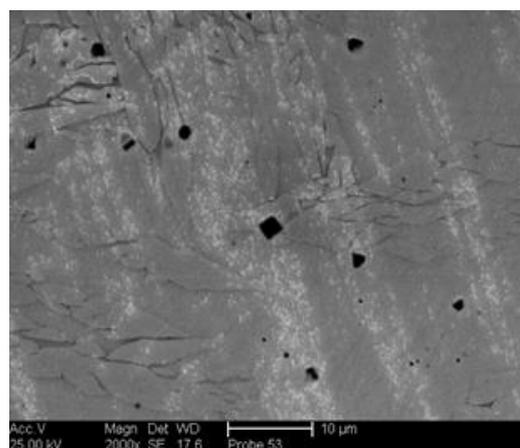


Abbildung 26: Einfluss des Oberflächenzustandes auf den mittels Feritscope® gemessenen Ferritanteil (Schweißgüter der Drahtcharge I)

Mit steigendem CO₂-Anteil im Schutzgas weisen die Schweißgüter erhöhte Kohlenstoff- sowie erhöhte Sauerstoffanteile auf. Infolge von Oxidationsreaktionen werden u.a. Metalloxide gebildet, welche, sofern sie nicht in die Schlacke aufsteigen, als oxidische Einschlüsse im Schweißgut verbleiben. Diese Oxideinschlüsse finden sich neben Mikroporen in den Schweißgutproben wieder, vgl. Abbildung 27. Auffällig sind Form- und Größenunterschiede der Einschlüsse. Schweißproben mit geringem Porenanteil, weisen fein verteilte kleine kreisrunde Einschlüsse auf, während Schweißproben mit hohem Porenanteil vermehrt eckige und größere Einschlüsse aufweisen.



Drahtcharge I & Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂
Porenanteil: 0,0 %

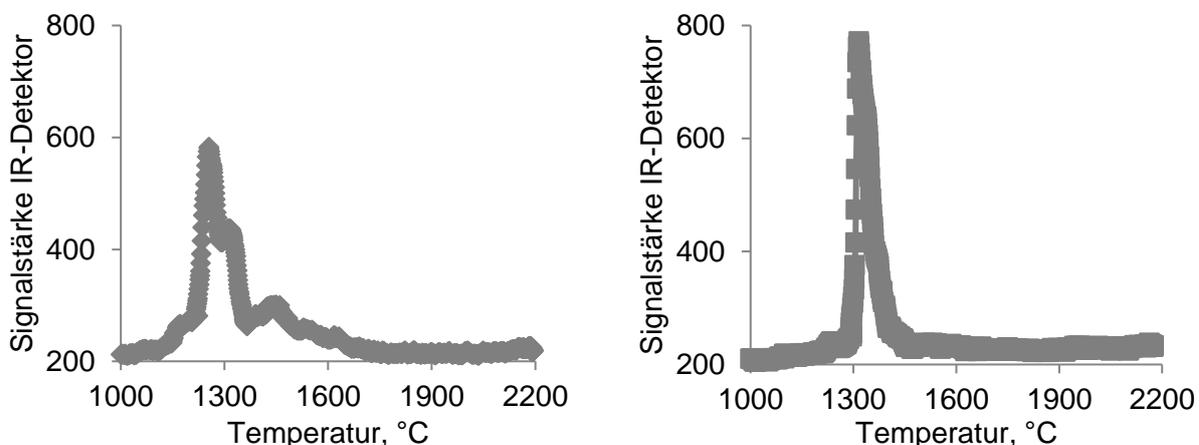


Drahtcharge V & Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂
Porenanteil: 3,3 %

Abbildung 27: Oxidische Einschlüsse im MSG-Schweißgut in Abhängigkeit von der verwendeten Drahtcharge

Eine Bestimmung der Sauerstofffraktionen mit der temperaturprogrammierten Reduktion erlaubt Rückschlüsse auf die Art der Oxide in der Probe durch Erfassung der Temperatur, bei der der Reduktionsprozess einsetzt. Qualitativ weist ein porenanfälliger Draht nur niedrigschmelzende Oxidfraktionen auf, während ein porenunempfindlicher Draht zusätzlich zum niedrigschmelzenden Anteil auch einen Anteil an höher schmelzenden Metalloxiden aufweist. Die in den Schweißproben ermittelten Oxidfraktionen zeigen in Abhängigkeit von der verwendeten Drahtelektrode eine analoge Verteilung. Enthält der Schweißdraht höherschmelzende Metalloxide, enthält auch das Schweißgut einen erhöhten Anteil an höherschmelzenden Metalloxiden.

Abbildung 28 zeigt die Signalverläufe zur Bestimmung der Oxidfraktionen für eine Schweißprobe mit geringem Porenanteil und für eine Schweißprobe mit höherem Porenanteil, die mit dem gleichen Schutzgas hergestellt wurden. Für beide Schweißproben ist ein ausgeprägter Peak mit einer Reduktionsstarttemperatur von ca. 1200°C zu erkennen. Die Schweißprobe, die mit Drahtcharge V hergestellt wurde, zeigt bei steigender Temperatur keine weiteren Reduktionsprozesse auf. Im Signalverlauf der Schweißprobe, die mit Drahtcharge I hergestellt wurde, sind jedoch weitere Peaks mit Reduktionsstarttemperaturen bei ca. 1300°C, 1350°C und 1600°C zu erkennen. Niedrigschmelzende Oxide sind beispielsweise Eisen-, Chrom- und Manganoxide. Oxide, die erst bei höheren Temperaturen reduziert werden, sind z. B. Silizium-, Titan- und Aluminiumoxide.



Drahtcharge I & Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂

Drahtcharge V & Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂

Abbildung 28: Bestimmung von Oxidfraktionen in Schweißproben mittels temperaturprogrammierter Reduktion

Die Anzahl und Größe von Oxideinschlüssen in Schweißproben nimmt mit steigendem CO₂-Anteil im Schutzgas zu, vgl. Abbildung 29. Weil in der Schmelze befindliche Einschlüsse als Ausgangspunkt für das Blasenwachstum dienen, ist hierin eine weitere Ursache für erhöhte Porenanteile unter zunehmendem CO₂-Anteil im Schutzgas zu vermuten. Mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops durchgeführte EDX-Analysen zeigen, dass es sich bei den Einschlüssen überwiegend um Mischoxide mit variierenden Anteilen an Aluminium, Mangan, Silizium und Chrom handelt.

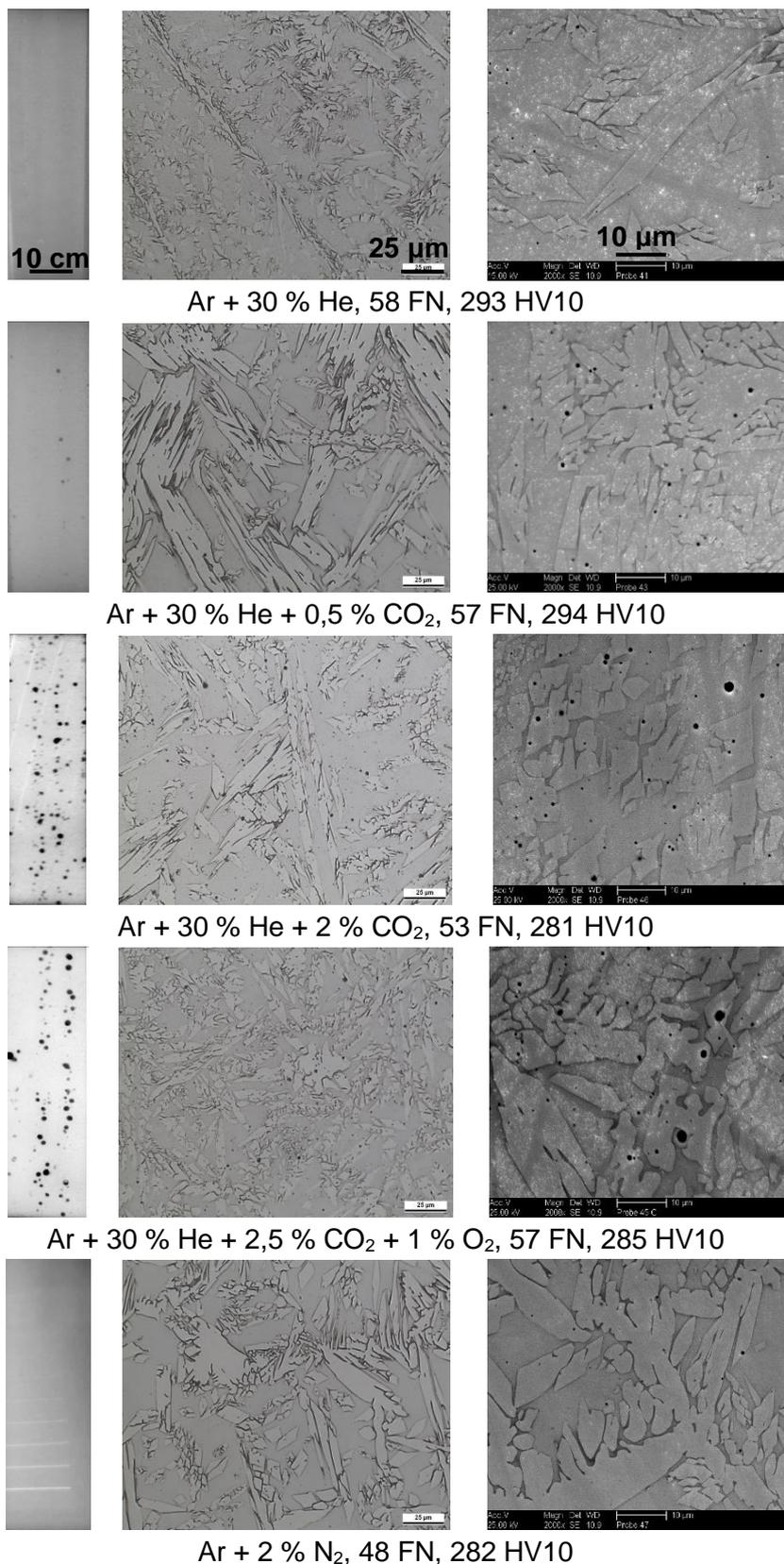


Abbildung 29: Durchstrahlungsbild (links), Mikroschliffbild (mittig) und REM-Aufnahme (rechts) des mit der GWS-Charge C und der ZWS-Charge IV hergestellten 5-lagigen MSG-Schweißguts sowie Ferritnummer und Härte in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas

5.2.1.2 UP-Prozess

Die Herstellung der UP-Auftragschweißgutblöcke erfolgte gemäß Schweißparameterüberwachungssystem mit einem durchschnittlichen Schweißstrom von 350 A und einer durchschnittlichen Schweißspannung von 29,6 V. Mit einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min betrug die durchschnittlich erzielte Streckenenergie 12,4 kJ/cm. Mit diesen Parametern wurden glatte Nähte ohne Bindefehler erzeugt und eine hohe Prozessstabilität ohne Kurzschlüsse war bei allen Schweißungen gegeben. Abbildung 30 zeigt exemplarisch das Nahtaussehen eines fertiggestellten UP-Schweißgutblocks.



Abbildung 30: UP-Auftragschweißgutblock, der mit der Drahtcharge VII und dem Schweißpulver SP 3 hergestellt wurde

Die mit dem UP-Prozess erzeugten Porenanteile fallen im Vergleich zum MAG-Verfahren deutlich geringer aus. Der maximal erreichte Porenanteil beträgt 0,5 %, vgl. Abbildung 31.

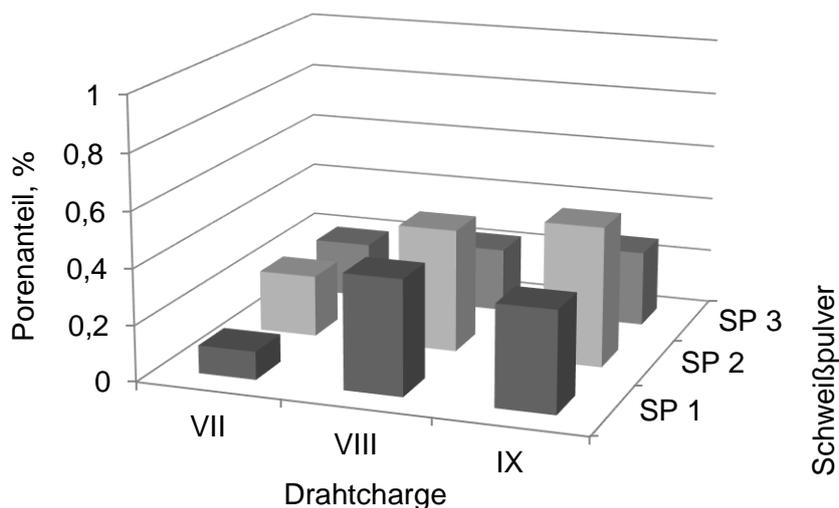


Abbildung 31: Porenanteile der 5-lagigen UP-Auftragschweißgutblöcke in Abhängigkeit von der Drahtcharge und dem Schweißpulver

Bei einer Bewertung der Porosität nach DIN EN ISO 5817, Bewertungsgruppe B, wären alle Schweißungen mit „i. O.“ zu bewerten. Eine Bewertung nach API 5LC würde jedoch bereits für einen Teil dieser Schweißungen zu „n. i. O.“-Bewertungen führen. Die geringsten Porenanteile

ergaben Schweißungen mit der Drahtcharge VII. Unabhängig von der verwendeten Drahtcharge führte die Verwendung des Schweißpulvers SP 2 jeweils zum höchsten Porenanteil im Schweißgut.

Hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung weist Drahtcharge VII den geringsten Sauerstoff- und Wasserstoffgehalt, gleichzeitig aber den höchsten Kohlenstoff- und Stickstoffgehalt auf. Darüber hinaus besitzt diese Drahtcharge einen wesentlich höheren Vanadiumanteil, welcher wiederum die Stickstoffaktivität in der Schmelze herabsetzt. Ein Zusammenhang zwischen erhöhten Anteilen an Desoxidationselementen im Draht und einer reduzierten Porenbildung ist hingegen nicht zu erkennen.

Auch das mit der Drahtcharge VII hergestellte Schweißgut weist im Vergleich zu den übrigen Schweißgütern einen fast doppelt so hohen Vanadiumgehalt auf. Ein Zusammenhang zwischen erhöhten N-, O-, C- oder H-Gehalten im Schweißgut und höherem Porenanteil wurde nicht festgestellt.

Abbildung 32 zeigt exemplarisch eine Makroschliffaufnahme der UP-Schweißgutblöcke, aus denen die Durchstrahlungsprüfkörper heraus gearbeitet wurden.

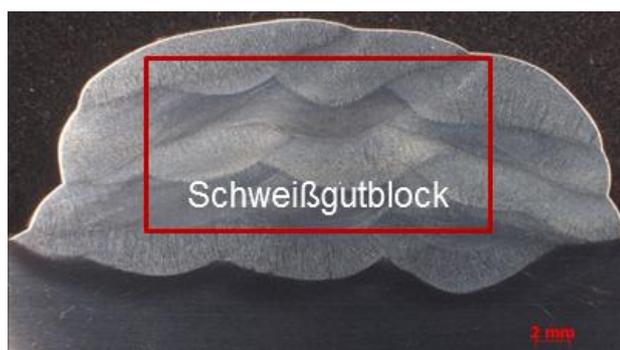


Abbildung 32: Querschliff des mit der Drahtcharge VIII und dem Schweißpulver SP 2 hergestellten Schweißgutblocks

Auch in den Mikroschliffaufnahmen der UP-Schweißgüter zeigte sich eine Vielzahl kreisrunder Einschlüsse mit sehr geringem Durchmesser, vgl. Abbildung 33. Mit EDX-Analysen am REM konnten überwiegend Aluminium-Silizium-Mischoxide nachgewiesen werden. Vereinzelt wurden auch Titan- und Aluminiumnitride dokumentiert.

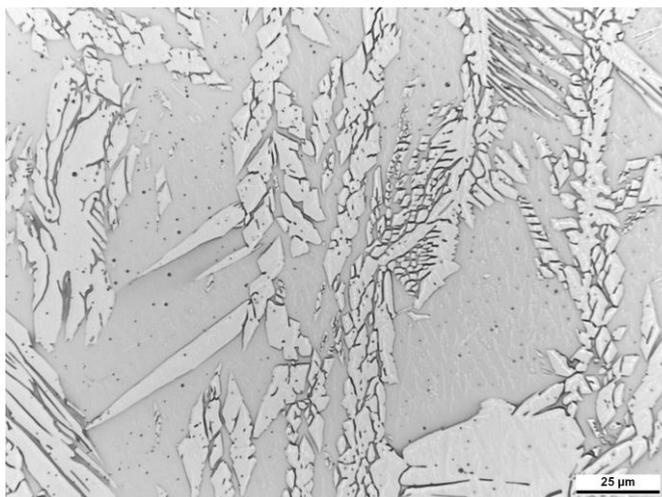


Abbildung 33: Mikroschliffbild des 5-lagig hergestellten UP-Schweißguts, hell: Austenit, dunkel: Ferrit

Der Ferritgehalt des UP-Schweißguts variiert in Abhängigkeit vom verwendeten Schweißpulver. Das Schweißpulver mit Chrom-Stütze (SP 3) führt zu etwas höheren Ferritnummern als jene Pulver ohne Chromstütze, vgl. Abbildung 34. Analog weisen diese Schweißgüter auch geringfügig höhere Härtewerte auf.

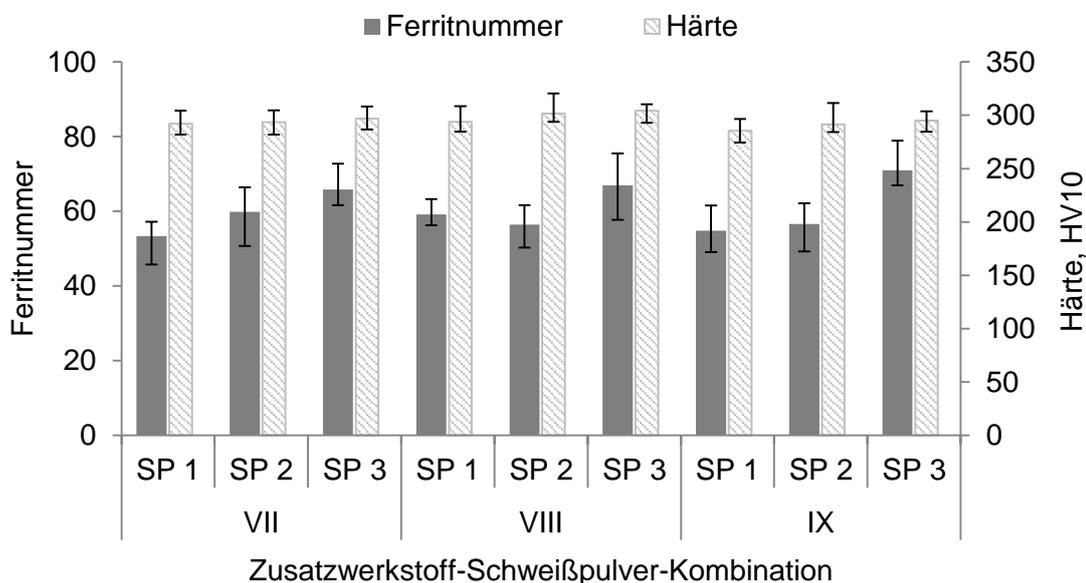


Abbildung 34: Magnetinduktiv auf der eben gefrästen Schweißgutoberfläche ermittelte Ferritnummern und Härte der 5-lagigen UP-Schweißgüter

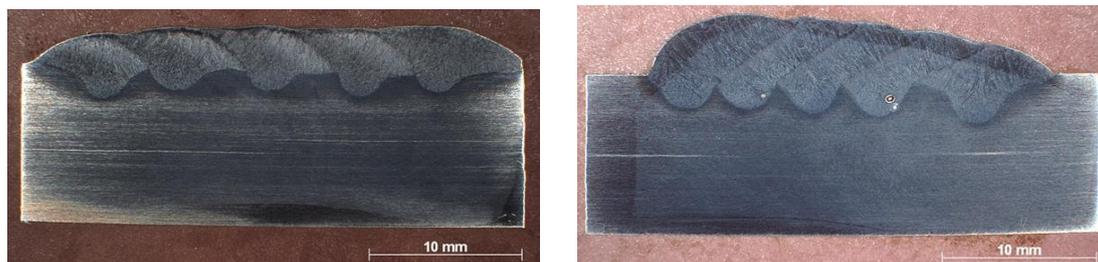
5.2.2 Einfluss der chemischen Analyse des Grundwerkstoffes

Zur Ermittlung des Einflusses der chemischen Zusammensetzungen der Grundwerkstoffchargen wurden 1-lagige Auftragschweißungen hergestellt. Für die MSG-Schweißungen wurde

eine Zusatzwerkstoff-Hilfsstoff-Kombination, die sich im Vorfeld als porenanfällig (Drahtcharge IV mit Ar + 30 % He + 2 % CO₂) und eine, die sich als porenunanfällig (Drahtcharge IV mit Ar + 30 % He) herausstellte, genutzt. Für die UP-Schweißungen wurden die drei Drahtchargen mit einem Durchmesser von 2,4 mm (VII, VIII, IX) in Kombination mit allen drei Pulvergemischen verschweißt. Die Auftragschweißungen wurden anschließend im Schweißzustand (ohne spanende Fertigung eines Schweißgutblocks) durchstrahlt.

5.2.2.1 MSG-Prozess

Die Herstellung der MSG-Auftragschweißungen erfolgte wie zuvor mit der Kennlinie CrNi25104. Die Schweißversuche wurden vollmechanisiert mit dem Impulslichtbogenprozess sowie mit einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 7,5 m/min und einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min mit neutraler Brennerstellung durchgeführt. Die Gasdurchflussmenge betrug 18 l/min und die maximale Zwischenlagentemperatur wurde auf 150 °C begrenzt. Die durchschnittliche Streckenenergie betrug schutzgasabhängig ca. 7,7 kJ/cm (Ar + 30 % He) bzw. 8,3 kJ/cm (Ar + 30 % He + 2 % CO₂). Abbildung 35 zeigt exemplarische Makroschliffbilder in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas.



Ar + 30 % He

Ar + 30 % He + 2 % CO₂

Abbildung 35: Makroschliffe der mit GWS-Charge C und ZWS-Charge IV hergestellten 1-lagigen MSG-Auftragschweißungen

Die einlagigen Auftragschweißungen zur Ermittlung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes bestätigen für die mit dem MSG-Prozess hergestellten Schweißgüter zunächst den bereits festgestellten Zusammenhang zwischen Porenanteil und verwendetem Schutzgas. Während unter Einsatz des inerten Schutzgases nahezu keine Poren auftraten, führten Schweißungen mit einem Anteil von zwei Prozent Kohlenstoffdioxid im Schutzgas zu einer Überschreitung des maximal zulässigen Porenanteils im Schweißgut. Anhand dieser Schweißungen sind jedoch nur geringe Abhängigkeiten zwischen dem Porenanteil und der verwendeten Grundwerkstoffcharge zu erkennen, vgl. Abbildung 36. Die Grundwerkstoffcharge C, welche zum geringsten Porenanteil führte, unterscheidet sich von den anderen Chargen durch einen geringeren Kohlenstoff- sowie einen höheren Niobgehalt. Bei einer Blasenbildung infolge der Kohlenstoffmonoxidreaktion wirkt der geringe Kohlenstoffanteil positiv, im Falle einer Blasenbildung infolge des Überschreitens der Löslichkeitsgrenze für Stickstoff wirkt der hohe Niobgehalt positiv hinsichtlich eines möglichst geringen Porenanteils.

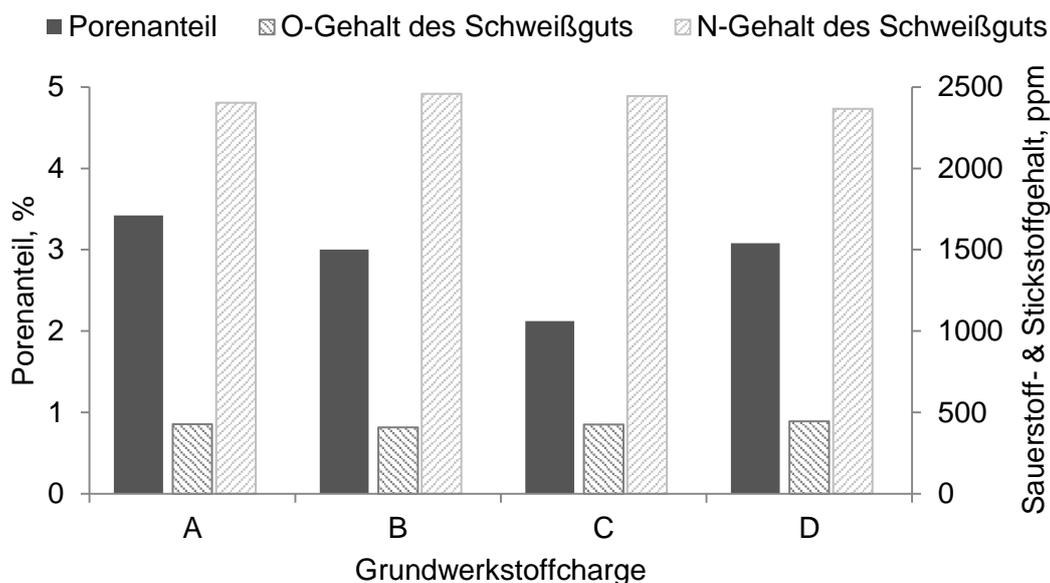


Abbildung 36: Porenanteil sowie Sauerstoff- und Stickstoffgehalt des MSG-Schweißguts, das mit Ar + 30 % He + 2 % CO₂ geschweißt wurde, in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoffcharge

Die Schweißgutzusammensetzungen unterscheiden sich nur geringfügig in ihren Sauerstoff- und Stickstoffgehalten, vgl. Abbildung 36. Auch ein Zusammenhang zwischen Porenanteil und weiteren gasbildenden Elemente, wie Kohlenstoff und Wasserstoff, ist nicht zu erkennen. Ein deutlicher Unterschied in den chemischen Analysen der Schweißgüter besteht im Niobanteil. Dieser ist im Schweißgut, welches mit der Grundwerkstoffcharge C hergestellt wurde, deutlich höher als in den anderen Schweißgütern.

Bezüglich der Gefügeausbildung wurden keine Auffälligkeiten festgestellt. Die auf der abgefrästen Schweißgutoberfläche ermittelten FN-Werte aller Schweißgüter betragen durchschnittlich 67 FN und die durchschnittliche Härte betrug ca. 300 HV10.

5.2.2.2 UP-Prozess

Die Herstellung der UP-Auftragschweißungen erfolgte vollmechanisiert mit einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min. Die mittels Schweißparameterüberwachungssystem aufgezeichneten Werte lieferten einen Schweißstrom von 350 A, eine Schweißspannung von 29,7 V und eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 2,8 m/min. Der Stromkontaktrohrabstand wurde auf 25 mm eingestellt und die durchschnittliche Streckenenergie betrug ca. 12,5 kJ/cm. Die Auftragschweißungen zur Ermittlung des Grundwerkstoffeinflusses wurden einlagig mit jeweils drei Raupen ausgeführt. Die Zwischenlagentemperatur wurde dabei auf 100 °C begrenzt. Ein exemplarisches Makroschliffbild dieser Schweißungen zeigt Abbildung 37.



Abbildung 37: Makroschliffbild des mit der Grundwerkstoffcharge G, der Zusatzwerkstoffcharge IX und dem Schweißpulver SP 3 hergestellten einlagigen UP-Auftragschweißguts

Die ermittelten Porenanteile in Abhängigkeit vom Grundwerkstoff sind in Abbildung 38 dargestellt. Unabhängig von der verwendeten Grundwerkstoffcharge führte die Kombination aus Drahtcharge VII und Schweißpulver SP 2 jeweils zum höchsten Porenanteil. Auffällig ist, dass die Porenanteile der einlagigen Schweißungen höher ausfallen, als die des Mehrlagenschweißguts. Auch die Stickstoffgehalte der einlagigen Schweißungen sind um bis zu 500 ppm höher als die der mehrlagigen. Das ist auf die höheren Stickstoffgehalte der Grundwerkstoffe im Vergleich zu den Drahtelektroden und den hohen Aufmischungsgrad zurückzuführen.

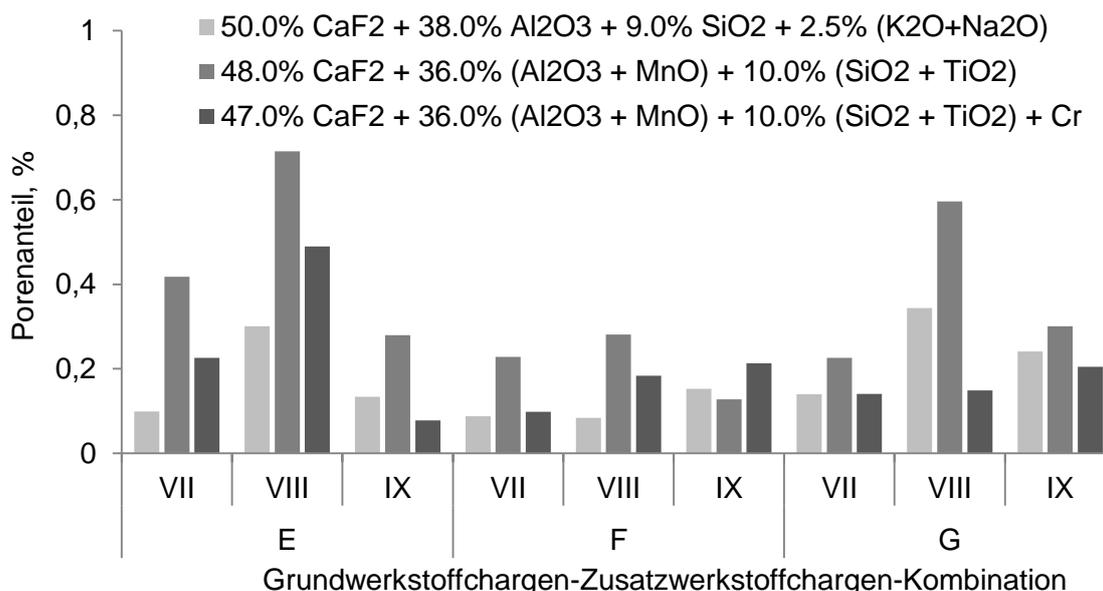


Abbildung 38: Porenanteil des einlagigen UP-Schweißguts in Abhängigkeit von der verwendeten Grundwerkstoffcharge

Die Grundwerkstoffcharge F, welche unabhängig von der Draht-Hilfsstoff-Kombination zu den geringsten Porenanteilen führte, weist auch den geringsten Stickstoffgehalt aller Grundwerkstoffchargen auf. Darüber hinaus besitzt diese Charge den geringsten Siliziumanteil. Höhere Siliziumanteile, wie sie die Chargen E und G aufweisen führen zu einer Erhöhung der Stickstoffaktivität der Schmelze. Grundwerkstoffcharge E, die zu höchsten Porenanteilen führte, weist den zweithöchsten Stickstoffgehalt auf. Diese Grundwerkstoffcharge besitzt zwar den höchsten Mangananteil, allerdings auch die geringsten Anteile an Niob und Vanadium, dessen

Wirkungen bezüglich einer Senkung der Stickstoffaktivität wesentlich stärker sind, als die des Mangans.

Die Ferritgehalte der einlagigen UP-Schweißgüter betragen schweißpulverabhängig zwischen 60 und 72 FN, wobei die Verwendung des chromhaltigen Pulvers stets zu etwas höheren Ferritnummern führt. Die ermittelten Härtewerte betragen zwischen 290 und 305 HV10.

5.3 Bestimmung der Gasbestandteile in den Poren

5.3.1 Methoden der Porenhaltsanalyse

Zur Bestimmung der Gasbestandteile in Poren existiert derzeit kein standardisiertes Verfahren. In der Literatur sind wenige Versuche beschrieben, bei denen Porengase ermittelt werden konnten, sich das Verfahren aber nicht etabliert hat. Um das in der Pore befindliche Gas analysieren zu können, muss dieses zunächst in einem geschlossenen System freigesetzt werden. Anschließend kann das Gas mit verschiedenen Methoden (z. B. Vakuum- oder Trägergasfestextraktion, Trägergasschmelzextraktion, Gaschromatographie, Massenspektrometrie) analysiert werden. Hauptsächlich wurden mechanische Verfahren zur Freisetzung des Porengases eingesetzt. Thermische Prozesse zur Öffnung der Poren wurden gemieden, um jegliche Reaktionen des Porengases mit dem Werkstoff zu verhindern. Beispielsweise berichtet Rössler [44] von einem Versuchsaufbau, bei dem Stahlproben, die sich in einer Flüssigkeit befinden, spanend aufgebohrt werden. Bei Öffnung einer Pore steigt das entweichende Gas in der Flüssigkeit auf und wird mit einer über dem Bohrer befestigten Glasbürette aufgefangen, vgl. Abbildung 39.

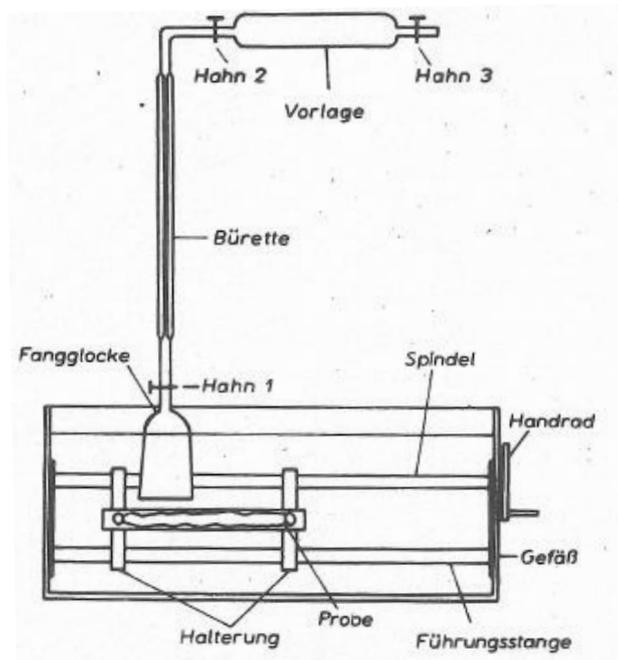


Abbildung 39: Bohrvorrichtung zur Freisetzung des Porengases nach Rössler [44]

Die anschließende Gasanalyse erfolgte mittels Gaschromatographie durch Stofftrennung innerhalb der stationären Phase. Das aufgefangene Gas wurde dem Trägergasstrom mit einer Injektorspritze zugeführt. Zur Detektion der Elemente wurden Wärmeleitfähigkeitsmesszellen in zwei Chromatographen verwendet. Als Porengas wurde ein Gemisch aus Stickstoff, Wasserstoff und Kohlenstoffmonoxid mit unterschiedlichen Konzentrationen nachgewiesen.

Die eingesetzte Flüssigkeit, in der die Probe angebohrt wird, beeinflusst jedoch das Analyseergebnis. Für die beschriebenen Analysen wurde Glycerin verwendet, da es durchsichtig ist, eine hohe thermische Stabilität besitzt und eine nicht zu große Viskosität aufweist. In Studien wurde nachgewiesen, dass Glyzerin Sauerstoff, Stickstoff sowie Wasser aufnimmt und diese Methode somit zu fehlerhaften Ergebnissen führt [88].

Eine weitere Vorrichtung zur Porengasfreisetzung beschrieben Jenkins und Coe [89]. Das Aufbrechen einer porenbehafteten zylindrischen Metallprobe erfolgte in einer Torsionsbruchanlage, vgl. Abbildung 40. Die Probe mit definierter Sollbruchstelle wurde in einem geschlossenen System mit einem zunehmenden Torsionsmoment beaufschlagt. Beim Bruch der Probe wird das in der Pore enthaltene Gas freigesetzt und mittels Trägergasstrom zum Detektor transportiert. Als Detektor wurde ein Massenspektrometer verwendet.

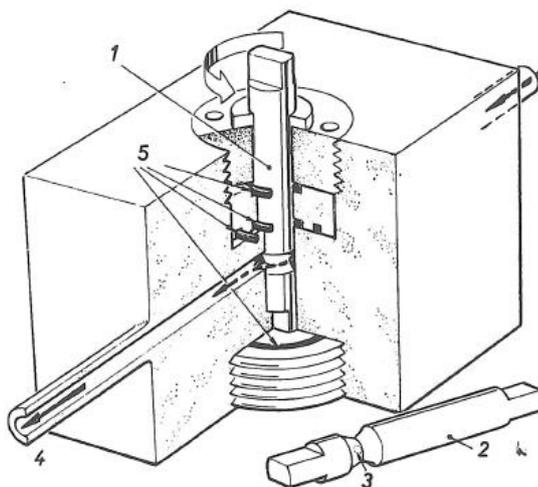


Abbildung 40: Torsionsbruchvorrichtung zur Freisetzung des Porengases nach Jenkins und Coe [89] – 1 Bruchprobe, 2 Charakteristische Probenform, 3 Pore, 4 Heliumstrom, 5 Dichtungsringe

Zur Anwendung dieses Systems ist eine aufwendige Probenvorbereitung erforderlich. Zunächst müssen die Proben in die zylindrische Form gedreht werden. Der zu analysierende Bereich mit enthaltener Pore muss genau lokalisiert und mit einer Sollbruchstelle präpariert werden. Darüber hinaus muss das System die notwendige Kraft aufbringen, um den Bruch zu erzeugen. Die Entwicklung und Fertigung eines solchen Systems war im Rahmen dieses Projektes nicht vorgesehen.

5.3.2 Methodisches Vorgehen zur Identifikation des Porengases

Zur Bestimmung der Gase in den Poren wurde zunächst 5-lagiges MSGp-Auftragschweißgut mit Schutzgasgemischen hergestellt, die mit hoher Wahrscheinlichkeit Poren im Schweißgut hervorbringen. Hierfür wurden die GWS-Charge A, die ZWS-Charge II und die Schutzgase Ar + 30 % He + 2 % CO₂ sowie Ar + 30 % He + 2,5 % CO₂ + 1 % O₂ genutzt. Das Auftragsschweißgut wurde sowohl in Breiten- als auch in Tiefenrichtung durchstrahlt und die räumliche Lage der Poren innerhalb des Schweißgutblocks anhand der Röntgenbilder bestimmt. Mit einem Nasstrenner wurden porenbehaftete und porenfreie Werkstoffproben für eine vergleichende Trägergasschmelzextraktion herausgearbeitet, vgl. Abbildung 41.

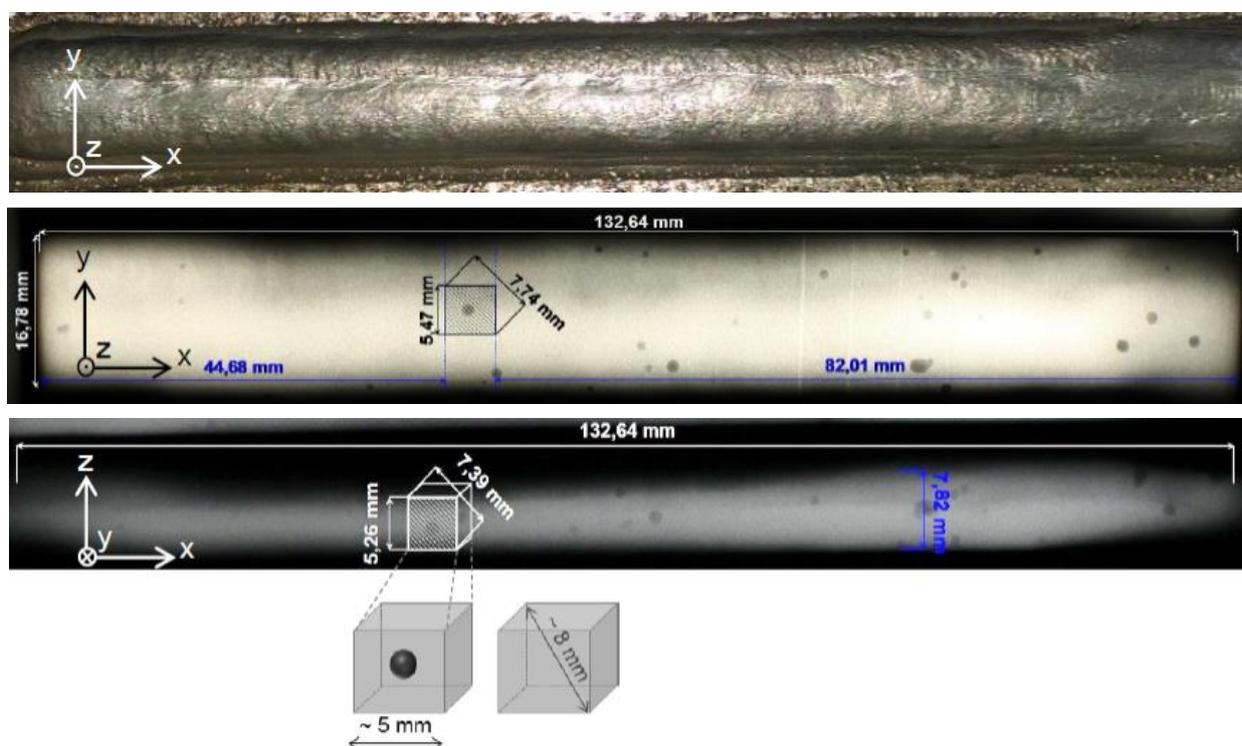


Abbildung 41: Identifikation der räumlichen Lage der Poren und Extraktion porenbehafteter und porenfreier Referenzproben anhand der Durchstrahlungsaufnahmen – oben: Draufsicht Auftragsschweißgut, mittig: Draufsicht Röntgenaufnahme, unten: Frontansicht Röntgenaufnahme

Zur Bestimmung der Porengröße innerhalb der Werkstoffprobe und zur Gewährleistung der Porenfreiheit der Referenzproben wurden sämtliche Werkstoffproben mittels Nano-CT in x-, y- und z-Richtung durchstrahlt. Abbildung 42 zeigt beispielhaft eine Nano-CT-Aufnahme einer porenbehafteten Probe.

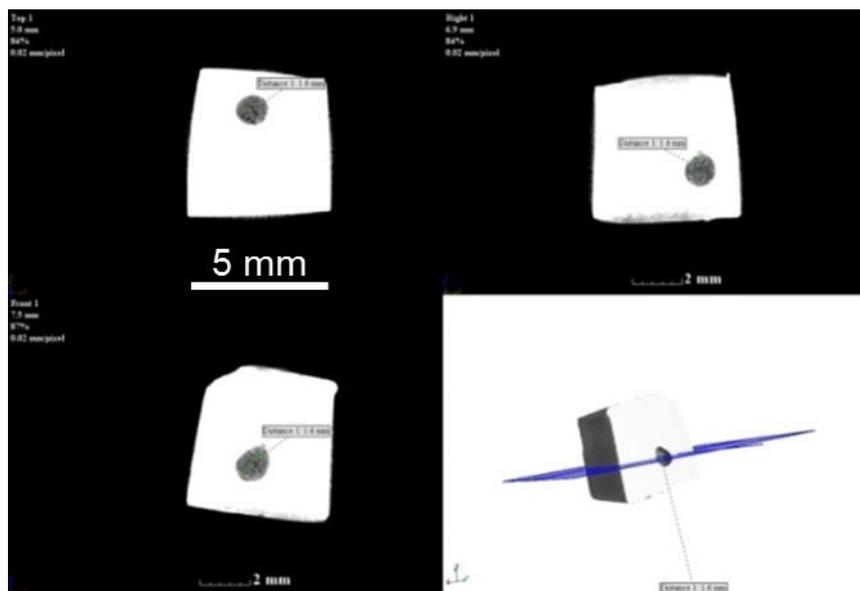


Abbildung 42: Nano-CT-Aufnahme eines porenbehafteten Probekörpers (Porendurchmesser: 1,6 mm)

Die Analysen von Kohlenstoff und Sauerstoff erfolgten zunächst mittels Trägergasschmelzextraktion mit dem Gerät Galileo G8. Eine Detektion von Stickstoff war aufgrund der hohen Probengewichte (ca. 0,6 g) und der daraus resultierenden hohen Masse an Stickstoff nicht möglich. Ein weiterer Nachteil der TGSE ist, dass für die Analyse eines jeden Elementes eine separate Werkstoffprobe notwendig und somit eine Vielzahl an Proben erforderlich ist. Durch die Kopplung der Trägergasschmelzextraktionsanlage mit einem Quadrupol-Massenspektrometer konnten alle Elemente (C, O, N, H, u. a.) aber auch Elementverbindungen, beispielsweise CO, CO₂, NO oder CH₄, gleichzeitig für eine Probe bestimmt werden. Ziel der Untersuchung war es, durch signifikant höhere C-, O- oder N-Gehalte von porenbehafteten gegenüber porenfreien Werkstoffproben auf den Porenhalt zurückzuschließen.

5.3.3 Gasanalysen mittels Trägergasschmelzextraktionsverfahren

Die Ergebnisse der Trägergasschmelzextraktion zur Bestimmung des Sauerstoff- und des Kohlenstoffgehaltes mittels NDIR-Detektor zeigen Abbildung 43 und Abbildung 44. Die Proben mit einem Porendurchmesser von 0 mm stellen die Referenzproben dar. Es wurden jeweils drei Referenzproben analysiert.

In Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas ist erwartungsgemäß ein signifikanter Unterschied in den Sauerstoffgehalten der Proben zu erkennen, da mit steigendem Sauerstoffgehalt im Schutzgas auch ein zunehmender Sauerstoffgehalt des Schweißgutes einhergeht, vgl. Abbildung 43. Die Trendlinien zeigen unabhängig vom verwendeten Schutzgas sowohl eine leichte Abnahme des Sauerstoff- als auch des Kohlenstoffgehaltes für Proben mit zunehmendem Porendurchmesser. Unter Berücksichtigung der Streuung der Messergebnisse der porenfreien Referenzproben, kann das Vorhandensein von Kohlenstoffmonoxid in den Poren aufgrund dieser Messreihen jedoch nicht ausgeschlossen werden.

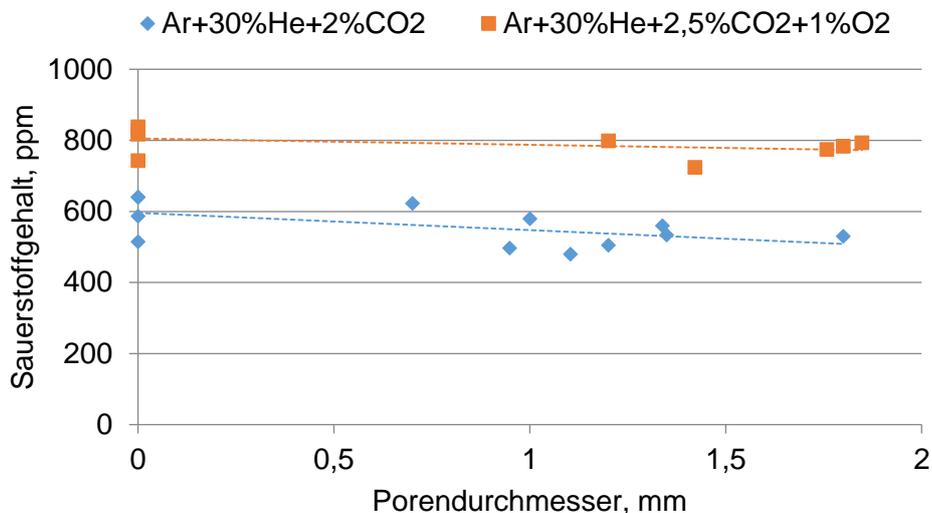


Abbildung 43: Mittels TGSE ermittelte Sauerstoffgehalte für Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern in Abhängigkeit vom Schutzgas

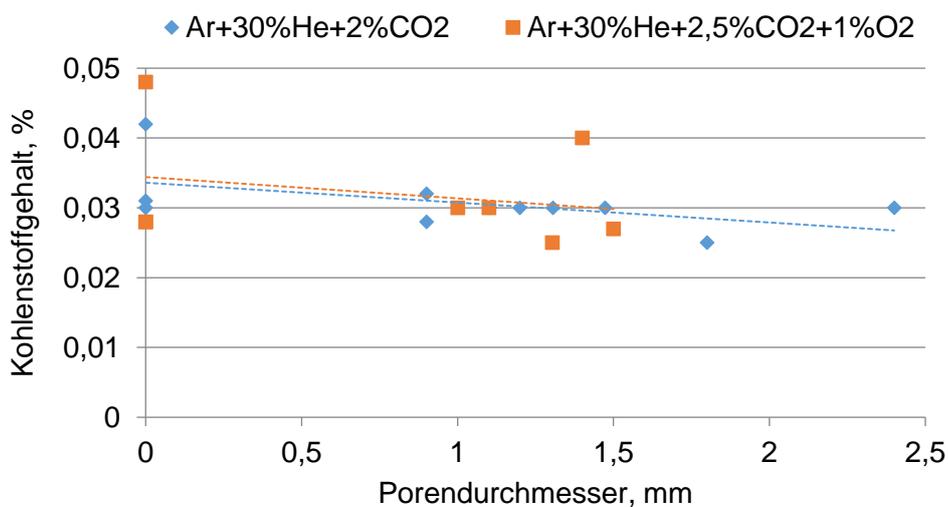


Abbildung 44: Mittels TGSE ermittelte Kohlenstoffgehalte für Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern in Abhängigkeit vom Schutzgas

5.3.4 Gasanalysen mittels Massenspektrometrie

Zur zeitgleichen Detektion mehrerer Elemente bzw. Verbindungen wurde die Schmelzextraktionsapparatur an das MS angeschlossen. Die Proben wurden im Elektrodenofen im Einweggraphittiegel bei 2000 °C in einem Trägergasstrom (Helium) aufgeschmolzen und die freigesetzten Gase zum Massenspektrometer überführt. Mithilfe einer Crossbeam-Ionenquelle werden die einzelnen Elemente durch Elektronenbeschuss ionisiert. Im Quadrupol-Massenspektrometer erfolgt die Trennung der Ionen nach dem jeweiligen Verhältnis von Masse zu Ladung (m/z). Zur Berechnung des Masse-Ladungs-Verhältnisses werden die Isotopenmas-

sen und nicht die Atommassen verwendet, da die Atommasse nur den mittleren Massenwert der Isotopengewichte unter Berücksichtigung der natürlichen Isotopenhäufigkeit angibt.

Zur Detektion der Stickstoff-, Sauerstoff- sowie Wasserstoffgehalte der porenfreien und porenbehafteten Proben mit dem Massenspektrometer müssen die jeweiligen m/z-Verhältnisse der Elemente auf Basis der stabilen Isotope eingestellt werden. Die für das Massenspektrometer ESD 100 eingestellten m/z-Verhältnisse der registrierten Elemente bzw. Verbindungen sind in Tabelle 14 zusammengefasst.

Tabelle 14: Einstellung der m/z-Verhältnisse zur Element- bzw. Verbindungsdetektion mittels Massenspektrometer ESD 100

Element/Verbindung	Isotope	m/z-Verhältnis
H ₂	¹ H ¹ H	2
He	⁴ He	4
C	¹² C	12
N	¹⁴ N	14
CH ₃ + H	¹² C ¹ H ¹ H ¹ H	15
H ₂ O	¹ H ¹ H ¹⁶ O	18
N ₂	¹⁴ N ¹⁴ N	28
CO	¹² C ¹⁶ O	28
NO	¹⁴ N ¹⁶ O	30
O ₂	¹⁶ O ¹⁶ O	32
CO ₂	¹² C ¹⁶ O ¹⁶ O	44

Stickstoff und Kohlenstoffmonoxid sind isobare Ionen, da diese die gleiche nominelle Masse von 28 u besitzen [90]. Um Stickstoff detektieren zu können wurde zusätzlich m/z = 14 eingestellt. Zur Sicherstellung, dass es sich bei einem Signalausschlag von m/z = 14 um Stickstoff handelt, wurde weiterhin m/z = 15 detektiert. Ein auffällig hoher Peak würde auf Methan hinweisen. Ist die Messung hingegen unauffällig, kann bei m/z = 14 sicher auf Stickstoff geschlossen werden. Bei der Bestimmung von Sauerstoff ist zu berücksichtigen, dass dieser bei der Schmelzextraktion mit dem Kohlenstoff des Graphittiegels reagiert und daher nicht über m/z = 32 erfasst werden kann. Über die Messung des Signalausschlags bei m/z = 12 konnte auf den Sauerstoffgehalt rückgeschlossen werden. Der dabei detektierte Kohlenstoff kann nur im gasförmigen Zustand in Verbindung mit dem in der Stahlprobe enthaltenden Sauerstoff zum Detektor gelangen und resultiert entweder aus Metalloxiden, die durch den Kohlenstoff im Graphittiegel unter Kohlenstoffmonoxidbildung reduziert werden oder aus zusätzlich freiwerdendem Kohlenstoffmonoxid. Der Gehalt an Kohlenstoffdioxid kann bei Temperaturen von 2000 °C, die beim Aufschmelzen der Stahlprobe im Graphittiegel erreicht werden, nach dem Boudouard-Gleichgewicht vernachlässigt werden [91]. Zur Überprüfung wird m/z = 44 für Kohlenstoffdioxid zusätzlich detektiert. Eine weitere Verbindung die zur Erfassung mit dem Massenspektrometer für diese Versuchsreihe eingestellt wurde, ist Stickstoffmonoxid mit m/z = 30. Die Stickoxidbildung ist eine endotherme Reaktion, die bei Energiezufuhr durch hohe Temperaturen oder elektrischen Lichtbogen erfolgen kann [91].

Die Detektion von Wasser mit $m/z = 18$ diente zur Feuchteüberprüfung des Geräts, um einen stabilen Messprozess zu garantieren. Weiterhin wurde das Trägergas Helium mit $m/z = 4$ detektiert.

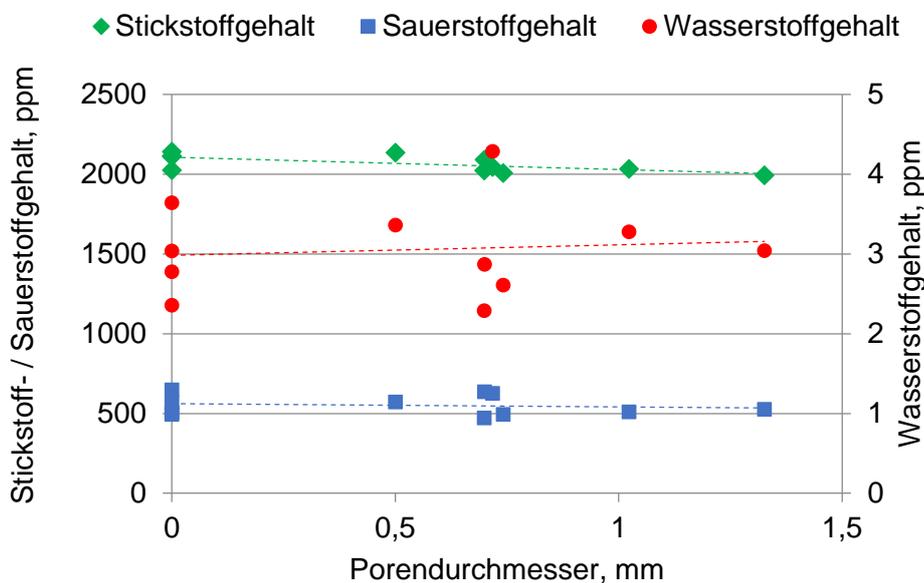


Abbildung 45: Mittels MS detektierte Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoffgehalte von Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern (Schutzgas: Ar + 30 % He + 2 % CO₂)

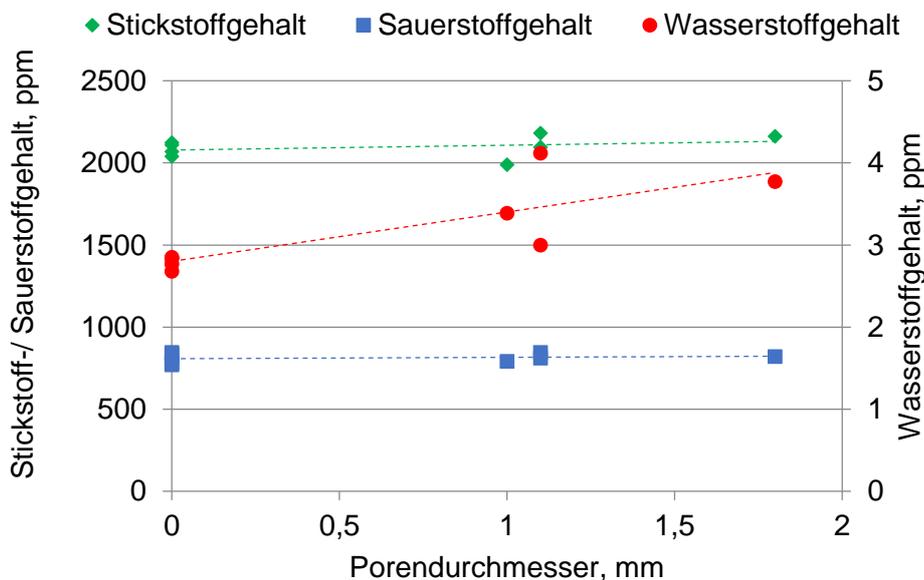


Abbildung 46: Mittels MS detektierte Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoffgehalte von Proben mit unterschiedlichen Porendurchmessern (Schutzgas: Ar + 30 % He + 2,5 % CO₂ + 1 % O₂)

Die mittels MS detektierten Sauerstoffgehalte bestätigen die mittels TGSE ermittelten Messergebnisse für porenfreie Referenzproben. Die Proben weisen einen durchschnittlichen Sauerstoffgehalt von 600 ppm (Ar + 30 % He + 2 % CO₂) bzw. 800 ppm (Ar + 30 % He + 2,5 % CO₂ + 1 % O₂) auf, vgl. Abbildung 45 und Abbildung 46. Eine eindeutige Tendenz der Trendlinien mit zunehmendem Porendurchmesser ist mit Ausnahme von Wasserstoff nicht zu erkennen. Für Wasserstoff ergibt sich sowohl für Schweißungen mit einem Zusatz von 2 % CO₂ als auch für Schweißungen mit einem Zusatz von 2,5 % CO₂ + 1 % O₂ eine steigende Trendlinie mit zunehmendem Porendurchmesser. Die Differenz zwischen minimal und maximal detektiertem Wasserstoffgehalt beträgt allerdings weniger als 1 ppm.

Auch für weitere detektierte Verbindungen wie Stickstoffmonoxid, Methan oder Kohlenstoffdioxid wurde weder ein abnehmender noch ein zunehmender Trend der Messergebnisse mit steigendem Porendurchmesser ermittelt.

Die mittels MS detektierten Messergebnisse der porenfreien Referenzproben weisen derartige Streuungen auf, dass die Messergebnisse der porenbehafteten Proben überwiegend im Messbereich der Referenzproben liegen. Eine Aussage zu in den Poren enthaltenen Gasbestandteilen ist anhand der durchgeführten Analysen nicht möglich. Dies ist auf den verhältnismäßig großen Anteil an Schweißgutmasse im Verhältnis zur Masse des Poreninhalts zurückzuführen. Darüber hinaus überschreiten die Schwankungen der Messergebnisse des reinen Schweißgutes die Menge des in den Poren enthaltenen Gases. Bei Analysen durch Aufschmelzen eines porenenthaltenden Probekörpers wird das Messergebnis überwiegend von der Zusammensetzung des Schweißgutes bestimmt. Für zukünftige Poreninhaltsanalysen ist die Entwicklung einer Vorrichtung zur mechanischen Öffnung der Pore notwendig.

5.4 Modellbildung zur Vorhersage des Porenanteils im SDSS-Schweißgut

Ziel dieses Arbeitspunktes war es, durch die Anwendung maschineller Lernverfahren, ein Modell zu entwickeln, welches, nach Eingabe der chemischen Zusammensetzung des Schweißdrahtes sowie der Schutzgaskomponenten, eine Abschätzung des im Schweißgut zu erwartenden Porenanteils ermöglicht. Darüber hinaus sollten Erkenntnisse zu den Effekten einzelner Legierungselemente bezüglich einer porenhemmenden bzw. porenfördernden Wirkung abgeleitet werden. Da das Modell sowohl um neue Datensätze erweiterbar sein als auch das Auslesen der trainierten Entscheidungsregeln ermöglichen sollte, wurden zur Modellbildung zunächst Regressionsbäume und im weiteren Verlauf die Methodik der Random Forests verwendet.

5.4.1 Modellbildung mit Regression Trees

Zur Erstellung des Modells wurde die Python Toolbox Scikit-Learn verwendet. Der dort implementierte Algorithmus zur Erstellung von Regressionsbäumen ist der CART-Algorithmus (Classification and Regression Trees) und als Kriterium zum Finden der Entscheidungsregeln wird die Gini Impurity verwendet. Zur Bestimmung der optimalen Größe der Entscheidungsbäume wurden vor dem Erstellen eines kompletten Vorhersagemodells zunächst einzelne

Bäume auf den Eingabedaten trainiert und bewertet, vgl. Abbildung 47. Da die zur Verfügung stehende Datenmenge klein ist, wurde die Leave-one-Out Validierung als Validierungsstrategie angewandt.

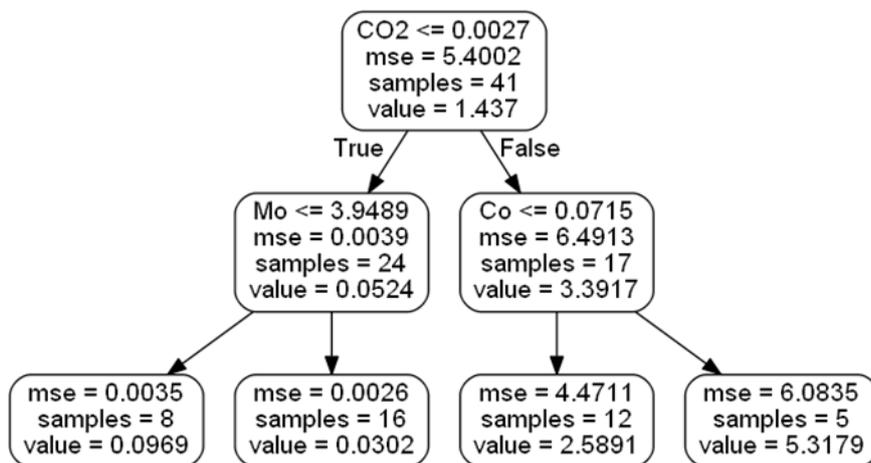


Abbildung 47: Regression Tree der Größe zwei zur Vorhersage des Porenanteils

Das Modell lieferte mit einem absoluten Fehler der Vorhersage des Porenanteils von 1,3 eine schlechte Performance. Die mangelhaften Vorhersagen des Porenanteils sind mit der Verteilung der tatsächlichen Porenanteile in den Rohdaten, dargestellt in Abbildung 48, zu erklären. Die Werte sind sehr ungleichmäßig verteilt und teilen sich in zwei Gruppen von wenigen sehr hohen (> 2 %) und vielen sehr niedrigen (< 1 %) Porenanteilen. Im Bereich von 1 % bis 8 % existieren nur wenige Datenbeispiele. Daher wurden alle Porenanteile der Datenbeispiele mit sehr hohem Porenanteil deutlich zu niedrig geschätzt und Datensätze, deren Porenanteil Null oder annähernd Null betragen, stets etwas zu hoch geschätzt.

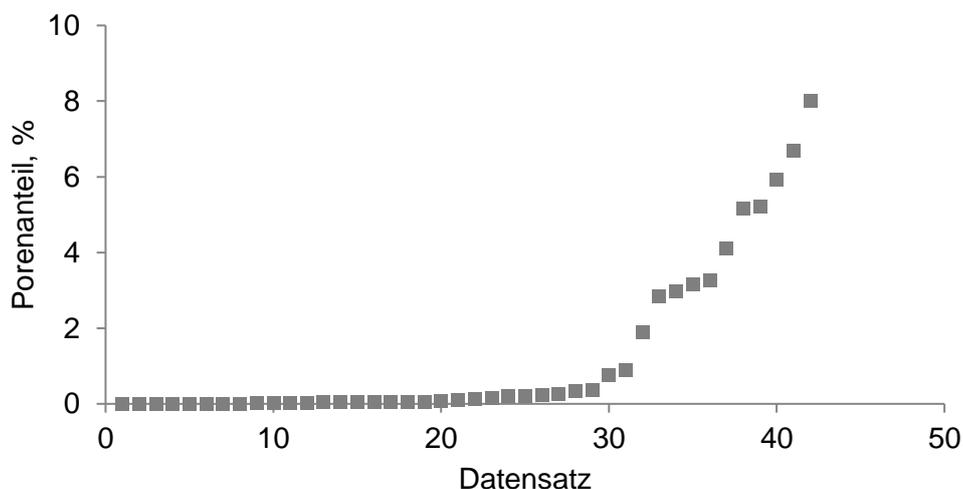


Abbildung 48: Porenanteile aller 42 Datensätze der MSG-Schweißungen aufsteigend sortiert

Um diesem Effekt entgegen zu wirken, wurden die Daten in drei kleinere Datenmengen geteilt, vgl. Tabelle 15.

Tabelle 15: Einteilung der Datensätze in kleinere Datenmengen zur verbesserten Vorhersage des Porenanteils

Gruppe	Porenanteil, %	Anzahl der Datensätze
keine Poren	$x \leq 0,05$	16
wenig Poren	$0,05 < x \leq 1,5$	15
viele Poren	$x > 1,5$	11

Die angewandte Methodik führt prinzipiell zum Erhalt besserer Abschätzungen des Porenanteils. Jedoch zeigten wiederholte Vorhersagen zum Porenanteil ein und desselben Datensatzes, dass Entscheidungsbäume mit unterschiedlichen Entscheidungsregeln erstellt werden. Da die Eingabedaten nur aus sechs unterschiedlichen Drahtchargen bestehen, verbleiben beim Training der Bäume nach einem Entscheidungsknoten nur noch Teilmengen mit wenigen Datensätzen. Folglich kommt es dazu, dass für einen gegebenen Entscheidungsknoten oft mehrere Elemente existieren anhand derer sich die verbleibende Datenmenge teilen lässt. Für den Algorithmus besitzen die Elemente die gleiche Wichtigkeit zur Vorhersage des Zielmerkmals. Differenzierte Aussagen zu den Feature Importances sind somit nicht möglich.

5.4.2 Modellbildung mit Random Forests

Eine Möglichkeit ein gegen Überanpassung robusteres Modell und besser generalisierbare Aussagen zu erhalten, stellt die Verwendung von Ensemblemethoden dar [92]. Daher wurde im weiteren Vorgehen ein neues Modell unter Nutzung von Random Forests erstellt. Random Forest nutzen, basierend auf Regressionsbäumen, eine endliche Menge verschiedener Lernalgorithmen. Durch Kombination verschiedener Regressions- oder Klassifikationsmodelle werden meist bessere Vorhersagen erzielt. Zur Vorhersage des Porenanteils eines neuen Datensatzes wird zunächst eine Vorhersage für alle im Random Forest enthaltenen Entscheidungsbäume getroffen und mittels Klassifikator einer Klasse zugeordnet. Die Klasse, mit den meisten Zuteilungen, wird dem Datensatz zugewiesen. Der Mittelwert aller Vorhersagen der Regression Trees wird als Ergebnis des Random Forests ausgegeben.

Die wichtigsten Parameter bei der Verwendung von Random Forests sind die Größe und die Anzahl der verwendeten Bäume. Es wurden einzelne Random Forests mit verschiedenen Größen erstellt und die Feature Importances der Forests ausgegeben. Getestet wurden Mengen von 50 bis 200 Bäumen. Diese wurden nach der Varianz der Wichtigkeit einzelner Features zwischen den Bäumen des Forests bewertet. Diese Varianz sollte gering sein, damit das Modell nicht zu stark von Bäumen, die auf Teilmengen trainiert wurden, die die Gesamtdaten nur sehr schlecht repräsentieren, beeinflusst wird. Jedoch sollte sie auch nicht Null betragen, da die zuvor beschriebenen Bäume sonst keinen Einfluss mehr besitzen. Als gut geeigneter Wert haben sich 100 Bäume pro Random Forest herausgestellt. Zur Vorhersage des Porenanteils wurde jeweils mit den Eingabemerkmale ein Random Forest erstellt. Die Regressoren wurden erneut gemäß der Leave-one-out Validierungsstrategie anhand von 41

Datensätzen der Datenmenge trainiert und mit dem verbleibenden Datensatz getestet. Dieses Vorgehen wurde mit allen Datensätzen wiederholt. Die Ausgabe des Modells besteht aus einer Vorhersage des Porenanteils und der Schweißgutzusammensetzung für jeden Datensatz sowie den Feature Importances des erstellten Random Forests. Bezüglich der Vorhersage des Porenanteils konnte eine Verbesserung gegenüber der Modellbildung mit Regression Trees erzielt werden. Der durchschnittliche absolute Fehler der Vorhersage wurde auf 0,55 verringert.

5.4.3 Feature Importances

Es bestand nicht nur die Frage nach einer korrekten Vorhersage neuer Daten sondern auch die Frage nach dem Einfluss einzelner Features auf das erstellte Modell bzw. auf den Porenanteil. Im Falle von Decision Trees ist anhand der grafischen Darstellung des Modells oft leicht ersichtlich, welches das informationsreichste Merkmal ist. Weniger offensichtlich sind jedoch nachfolgende Merkmale. Daher sind Methoden notwendig, die eine Rangordnung der Wichtigkeit bzw. des Einflusses (engl. Feature Importances / Ranking) aller Eingabemerkmale erstellen. Die verwendete Software nutzt die sogenannte Gini Importance (statistisches Maß für die Wahrscheinlichkeit eines Fehlers bei der Klassifikation). Für einzelne Bäume wird in jedem Knoten für jedes Merkmal die maximale Verringerung der Gini Impurity berechnet und gespeichert. Die Summe dieser Werte aus allen Knoten des Baumes für ein gegebenes Merkmal wird als Gini Importance des Merkmals bezeichnet. Bei der Anwendung auf Random Forests wird hingegen nur die Verringerung der Gini Impurity für die Merkmale festgehalten. Die summierten Verringerungen über alle Bäume in dem Random Forest für ein gegebenes Merkmal ist die Gini Importance des Merkmals [93, 94, 95].

5.4.4 Aufbereitung und Benutzeroberfläche

Das finale Programm kann für zukünftige Forschungsarbeiten weiterverwendet werden. Es ist einfach zu bedienen und ermöglicht eine schnelle Ergebnisauswertung. Das Skript wurde um weitere Funktionen ergänzt und eine einfache Benutzeroberfläche unter Verwendung von PyQt erstellt.

Das Skript arbeitet nach der Methode des Leave-One-Out Training von Random Forests mit Ausgabe der Vorhersage, des absoluten Fehlers und der Feature Importances. Die Daten werden aus einer zugehörigen CSV-Tabelle eingelesen. Diese kann um neue Datensätze ergänzt werden, welche zur Vorhersage oder zum Training genutzt werden können. Weiterhin wurde die Option hinzugefügt, vor dem Training eine Min-Max-Skalierung der Daten auf das Intervall [0; 1] durchzuführen. Durch die Skalierung werden die absoluten Fehler und damit auch die Güte der Vorhersage verschiedener Merkmale untereinander vergleichbar.

Die Liste aller veränderbaren Parameter befindet sich als Block direkt zu Beginn des Quelltextes und lautet wie folgt:

dataset: Spezifiziert die Nummer des zu testenden Datensatzes.

- depth: Gibt die maximale Tiefe der Regressionsbäume innerhalb der Random Forests an. Die Eingabe von „None“ legt keine maximale Baumgröße fest.
- scale data: Bei Eingabe von „True“, erfolgt eine Skalierung der Daten auf das Intervall [0; 1].
- precise pores: Ein „True“ Wert in diesem Parameter teilt die Trainingsmenge je nach Porengehalt der ersten Vorhersage in kleinere Untermengen ein und führt eine zweite Abschätzung des Porengehaltes aus.
- feature importance: Gibt an zu welchem der vorhergesagten Merkmale die Feature Importances ausgegeben werden sollen.
- nogas: Steht dieser Parameter auf „True“, wird das Modell nur anhand der Drahtzusammensetzung trainiert. Die Schutzgaskomponenten werden nicht berücksichtigt.

Sämtliche Parameter des Skriptes sind auch über die Benutzeroberfläche einstellbar, sodass eine Veränderung des Quelltextes nicht notwendig ist. In Abbildung 49 ist ein Screenshot der Entwicklungsumgebung und der erstellten Benutzeroberfläche abgebildet.

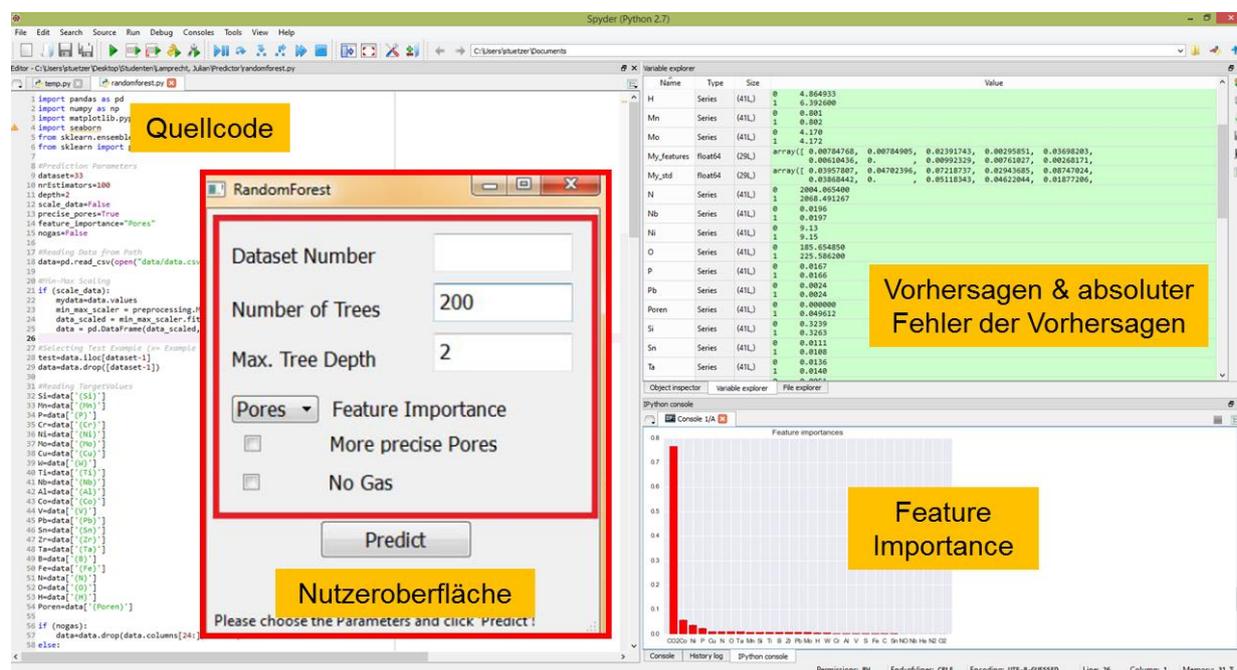


Abbildung 49: Entwicklungsumgebung und Benutzeroberfläche der Anwendung zur Vorhersage des Porenanteils im Schweißgut

5.4.5 Beurteilung der Modellperformance

Das erzeugte Modell (Random Forest) kann Porenanteile im Schweißgut in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung der Drahtcharge und in Abhängigkeit des verwendeten

Schutzgases mit einer hohen Genauigkeit vorhersagen, solange die Abweichungen der Eingangsdaten von den Trainingsdaten gering sind. Für größer werdende Abweichungen der Eingangsdaten von den Trainingsdaten werden die Vorhersagen zunehmend ungenauer / zufällig. Dies liegt zum einen an der statistisch gesehen sehr geringen Anzahl an Datensätzen (42) im Verhältnis zu einer sehr großen Anzahl an Einflussvariablen (30) und zum anderen daran, dass die Daten keiner Gleichverteilung unterliegen (entweder liegt ein sehr hoher Porenanteil oder annähernd kein Porenanteil vor, der Datenraum dazwischen ist leer). Eine Ergänzung des Modells um weitere Datensätze ist jederzeit problemlos möglich.

Zur Auswertung des Einflusses einzelner Elemente wurden die Feature Importances der 42 Random Forests, die die Vorhersage des Porenanteils (an je unterschiedlichen Datensätzen) vornahmen, addiert und die durchschnittliche Wichtigkeit jedes Eingabewerts auf den Ausgabewert ermittelt. Als Haupteinflussgröße auf die Porenbildung wurde der CO₂-Anteil des Schutzgases ermittelt. Zu ca. 70 % entscheidet der Kohlenstoffdioxidanteil des Schutzgases, ob das Schweißgut einen hohen Porenanteil aufweisen wird. Weitere Elemente, beispielsweise spezielle Legierungselemente des Drahtes, die eine Porenbildung begünstigen oder dieser entgegenwirken, konnten nicht ermittelt werden.

5.5 Bestimmung technologischer Einflussfaktoren der Schweißgutporosität

5.5.1 Einfluss von Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur, Lichtbogenart (MSG) und Drahtdurchmesser (UP)

Der Einfluss der Wärmeleitung wurde jeweils mit einer Kombination untersucht, die sich in vorherigen Versuchen als sehr porenfällig herausstellte (MSG: GWS-Charge D, ZWS-Charge IV, SG 5, UP: GWS-Charge E, ZWS-Charge VIII, SP 2). Dabei standen die Auswirkungen der Variation von Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur, Lichtbogenart (nur MSG) und Drahtdurchmesser (nur UP) im Vordergrund. Die Änderung der Streckenenergie erfolgte durch eine Erhöhung bzw. Verringerung der Schweißgeschwindigkeit.

Mit dem MSG-Prozess erfolgte alternativ zu den Schweißungen mit dem Impulslichtbogenprozess eine Schweißung mit Sprühlichtbogen. Mit dem UP-Prozess erfolgten zusätzlich zu den Schweißversuchen mit 2,4 mm Drahtdurchmesser Schweißversuche mit einem Drahtdurchmesser von 2,0 mm. Die Proben mit Modifikation der Streckenenergie sowie der Lichtbogenart bzw. dem Drahtdurchmesser wurden einlagig geschweißt. Zur Bestimmung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur erfolgten dreilagige Auftragschweißungen.

Zur besseren Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurde als Vergleichsgröße die Wärmeeinbringung herangezogen. Nach Hälsig [96] betragen die Wirkungsgrade für den MSG-Impulslichtbogenprozess $\eta = 0,77$, für den MSG-Sprühlichtbogenprozess $\eta = 0,70$ und für den UP-Prozess $\eta = 0,94$.

5.5.1.1 MSG-Prozess

Eine Erhöhung der Wärmeeinbringung (Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit) führt beim MSG-Schweißen zu einem Anstieg des Porenanteils im Schweißgut. Eine Reduzierung des Porenanteils konnte durch eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit und durch Verwendung des Sprühlichtbogens erzielt werden, vgl. Abbildung 50. Der Einfluss der Zwischenlagentemperatur ist hingegen vernachlässigbar gering. Eine Förderung der Entgasung durch längere Abkühlzeiten wird nicht erreicht. Gemäß der Theorien zur Porenentstehung wird infolge der Verringerung der Schweißgeschwindigkeit, die Keimbildungsenergie gesteigert. Ist die Abkühlgeschwindigkeit sehr hoch, wie es beim MSG-Schweißen der Fall ist, kommt es nicht zum Aufstieg und Entweichen der Gasblasen, so dass der Porenanteil im Schweißgut zunächst ansteigt (vgl. Kapitel 2.4.3).

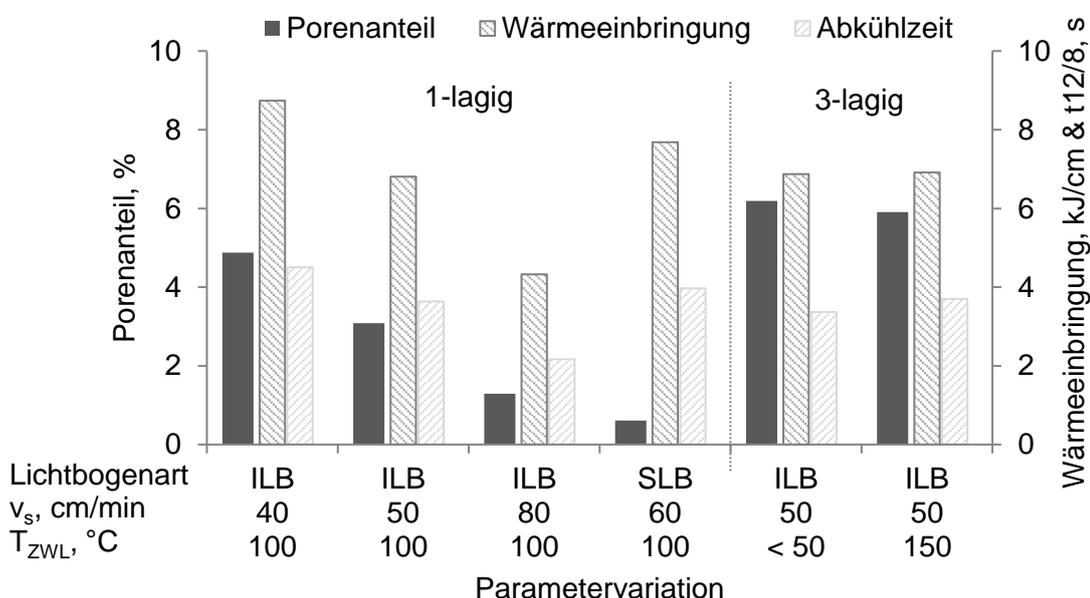


Abbildung 50: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, der Lichtbogenart und der Zwischenlagentemperatur auf den Porenanteil im MSG-Schweißgut (GWS-Charge D, ZWS-Charge IV, Ar + 30 % He + 2 % CO₂)

Eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit auf 80 cm/min führte sowohl zu einer Reduktion des Sauerstoff- als auch des Stickstoffgehaltes im Schweißgut, vgl. Abbildung 51. Die Schweißung mit Sprühlichtbogen und einer Schweißgeschwindigkeit von 60 cm/min führte hingegen zu einem reduzierten Sauerstoff- aber zu einem erhöhter Stickstoffanteil.

Da sämtliche Schweißgüter geringere Stickstoffanteile aufweisen als die verwendete Grundwerkstoffcharge (2680 ppm) und auch als die verwendete Zusatzwerkstoffcharge (2615 ppm) ist davon auszugehen, dass während des Schweißprozesses ein Stickstoffverlust infolge eines Entgasungsprozesses eintritt. Folglich müssten sich die Entgasungsbedingungen mit abnehmender Abkühlzeit verschlechtern. Jedoch weist jenes Schweißgut mit der geringsten Abkühlzeit auch den geringsten Stickstoffanteil auf, vgl. Abbildung 50 und Abbildung 51.

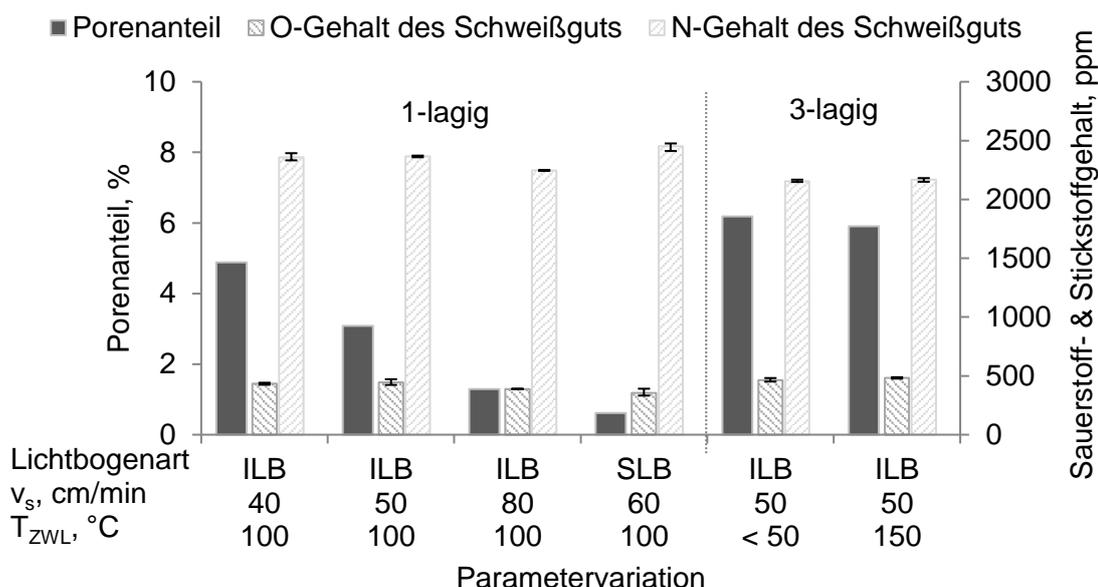


Abbildung 51: Vergleich zwischen Porenanteil und Stickstoff- bzw. Sauerstoffgehalt der unter Variation technologischer Parameter hergestellten MSG-Schweißgüter

Ein Erklärungsansatz stellt die Vermutung dar, dass mit höherer Wärmeeinbringung ein größerer Anteil an Grundwerkstoff aufgeschmolzen wird und die erhöhten Stickstoffanteile daher resultieren, dass der Grundwerkstoff einen höheren Anteil an Stickstoff besitzt als der Schweißzusatz. Da aber alle Schweißungen in etwa den gleichen Aufmischungsgrad aufweisen, vgl. Abbildung 52, erklärt dieser Ansatz nicht den niedrigeren Stickstoffanteil der Schweißung mit hoher Schweißgeschwindigkeit ($v_s = 80$ cm/min). Darüber hinaus weist das Schweißgut, welches mit Sprühlichtbogen hergestellt wurde, den höchsten Stickstoffgehalt und gleichzeitig den geringsten Porenanteil auf, so dass Stickstoff nicht die wesentliche Ursache der Porenbildung beim MSG-Schweißen darstellt.

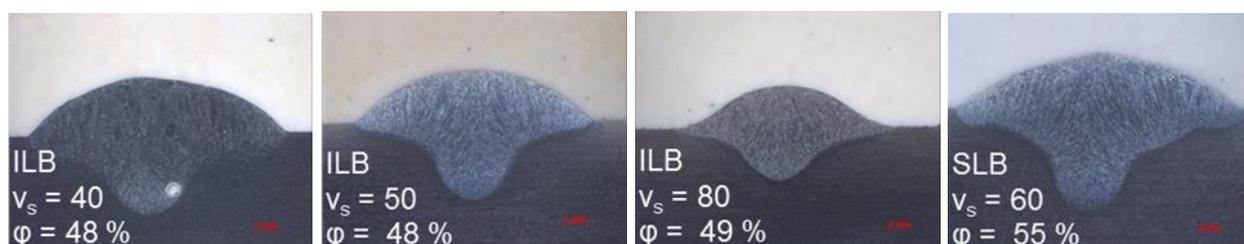
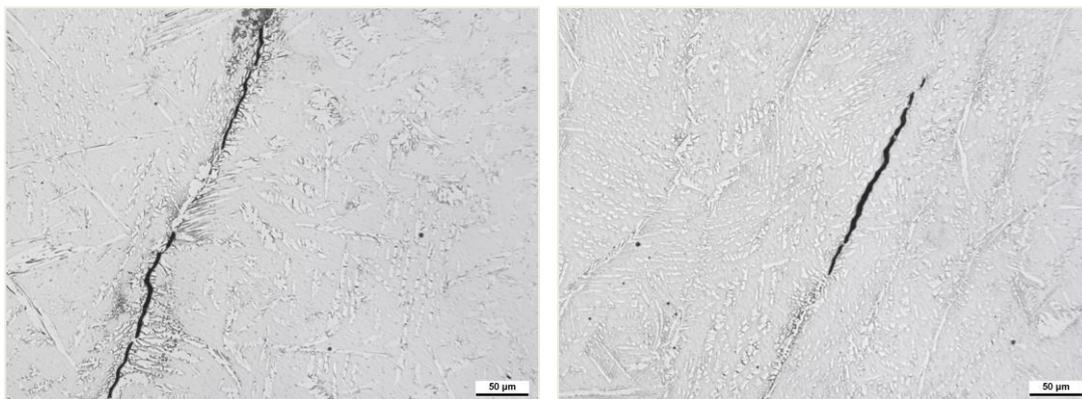


Abbildung 52: Aufmischungsgrade des MSG-Schweißguts in Abhängigkeit von Lichtbogenart und Schweißgeschwindigkeit

Trotz der Verringerung der Porenanteile im Schweißgut muss von der Anwendung einer hohen Schweißgeschwindigkeit und eines Sprühlichtbogens beim MSG-Schweißen der Superduplexstähle in der Praxis abgeraten werden. Diese Schweißgüter weisen Mikrorisse auf, die stets in der austenitischen Phase auftreten, vgl. Abbildung 53. Die mit einer Kleinlasthärteprüfung in der Randzone ermittelte Härte weist keine erhöhten Werte auf, so dass es sich bei den Rissen, welche nur wenige Mikrometer lang sind, ausschließlich um Erstarrungsrisse handelt.



ILB, $v_s = 80 \text{ cm/min}$ ($Q = 4,3 \text{ kJ/cm}$)

SLB, $v_s = 60 \text{ cm/min}$ ($Q = 7,7 \text{ kJ/cm}$)

Abbildung 53: Mikrorisse im MSG-Schweißgut, hergestellt mit einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 80 \text{ cm/min}$ (links) bzw. mit dem Sprühlichtbogenprozess (rechts)

5.5.1.2 UP-Prozess

Eine Erhöhung der Wärmeeinbringung (Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit) beim UP-Schweißen der Superduplexstähle führt zu geringeren Porenanteilen, vgl. Abbildung 54.

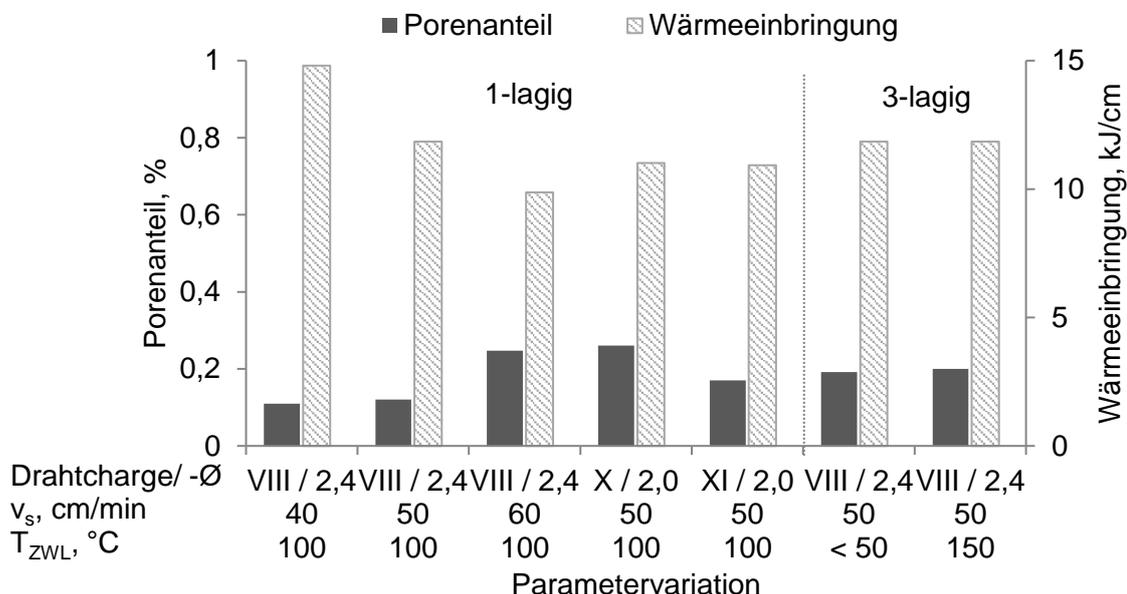


Abbildung 54: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit, des Drahtdurchmessers und der Zwischenlagentemperatur auf den Porenanteil im UP-Schweißgut (GWS-Charge E, ZWS-Charge VIII, SP 2)

Auch bei den UP-Schweißversuchen zeigt sich kein Einfluss der Zwischenlagentemperatur. Die Verwendung von Drähten mit kleineren Drahtdurchmessern, führte zu einem Anstieg der Drahtvorschubgeschwindigkeit von 2,5 m/min ($d = 2,4 \text{ mm}$) auf 3,7 m/min ($d = 2,0 \text{ mm}$). Eine

Senkung des Porenanteils im Schweißgut wurde mit kleineren Drahtdurchmessern nicht erzielt. Eine direkte Vergleichbarkeit der mit unterschiedlichen Drahtdurchmessern erzeugten Schweißungen ist jedoch nicht gegeben, da keine Drahtcharge mit beiden Varianten zur Verfügung stand und daher auf andere Drahtchargen zurückgegriffen werden musste. Die Porenanteile sind mit einem Maximum von 0,3 % sehr gering. Da die UP-Schweißungen gegenüber den MSG-Schweißungen mit vergleichsweise hohem Wärmeeintrag erfolgen, ist die Abnahme des Porenanteils mit zunehmendem Wärmeeintrag vermutlich auf bessere Entgasungsbedingungen infolge längerer Abkühlzeiten zu erklären. Alle Schweißgüter, bis auf die Schweißung mit $v_s = 60$ cm/min weisen geringere Stickstoffanteile als der jeweils verwendete Schweißzusatz auf. Eine Korrelation zwischen Porenanteil und Sauerstoffgehalt der Schweißgüter ist nicht erkennbar, vgl. Abbildung 55. Aber unter Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit nimmt sowohl der Porenanteil als auch der Stickstoffgehalt der Schweißgüter sukzessive zu. Der höchste Stickstoffanteil im Schweißgut der Schweißung mit $v_s = 60$ cm/min bekräftigt den Ansatz einer schlechteren Entgasung bei Reduzierung des Wärmeeintrags.

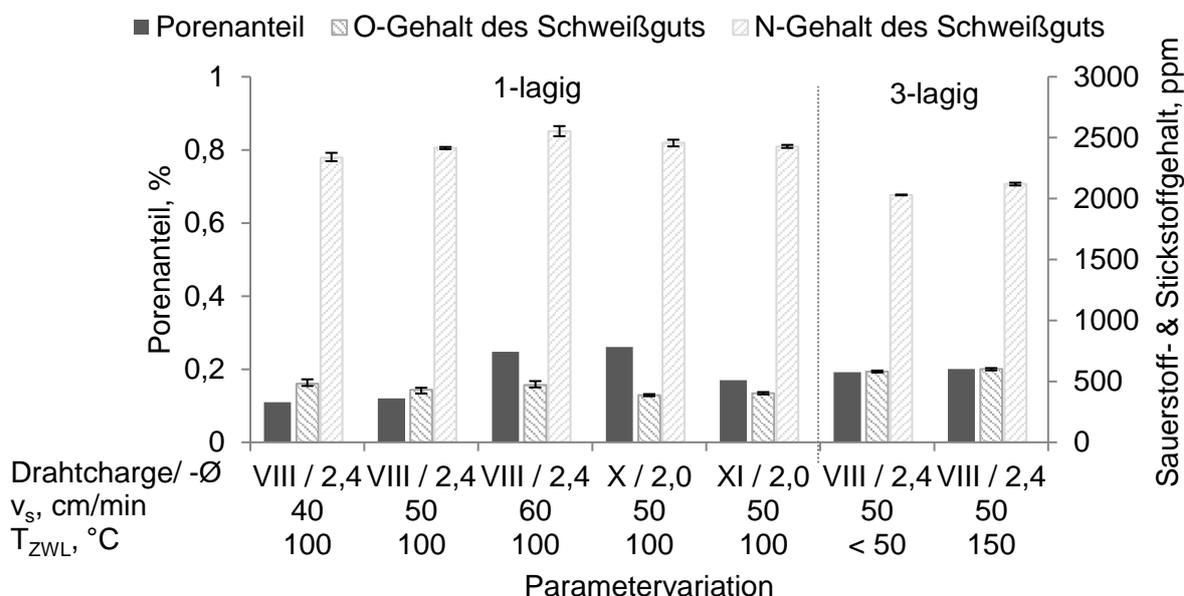


Abbildung 55: Vergleich zwischen Porenanteil und Stickstoff- bzw. Sauerstoffgehalt der unter Variation technologischer Parameter hergestellten UP-Schweißgüter

Auch die mit unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten erzeugten UP-Schweißgüter besitzen annähernd gleiche Aufmischungsgrade (47 - 51 %). Die Annahme, dass erhöhte Stickstoffgehalte aus einer zunehmenden Aufschmelzung des Grundwerkstoffs mit Erhöhung der Wärmeeinbringung resultieren und somit der hohe Stickstoffanteil der verwendeten Grundwerkstoffcharge (3103 ppm) für die Porenbildung verantwortlich ist, wird folglich nicht bestätigt. Die Schweißversuche zeigen, dass jenes Schweißgut, welches mit der höchsten Wärmeeinbringung geschweißt wurde, den geringsten Stickstoffanteil und auch den geringsten Porenanteil aufweist.

Eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit, die zu einer Reduzierung des Porenanteils führt, empfiehlt sich nicht zur Anwendung in der Praxis. Das Schweißgut, welches mit einer

Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 40$ cm/min erzeugt wurde, weist Erstarrungsrisse in austenitischen Phasenanteilen auf, vgl. Abbildung 56.

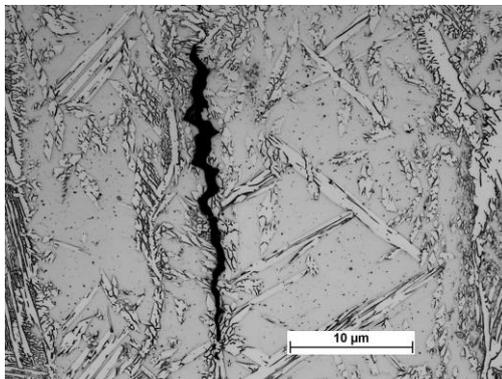


Abbildung 56: Mikroriss im UP-Schweißgut, hergestellt mit einer Schweißgeschwindigkeit von $v_s = 40$ cm/min ($Q = 14,8$ kJ/cm)

5.5.2 Einfluss zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr

5.5.2.1 MSG-Prozess

Die MSG-Schweißversuche zur Ermittlung des Kaltdrahteinflusses erfolgten an simulierten Verbindungsschweißungen. Hierfür erfolgte eine V-Nahtvorbereitung mit einem Öffnungswinkel von 90° und einer Steghöhe von 5 mm. Die Schweißungen erfolgten an 12 mm dicken Blechen der Grundwerkstoffcharge D. Als Drahtelektrode wurde die Zusatzwerkstoffcharge II und als Kaltdraht die Zusatzwerkstoffcharge V eingesetzt. Die Füllung der Naht erfolgte jeweils mit sechs Raupen unter Verwendung des Schutzgasgemisches Ar + 30 % He + 2 % CO₂. Abbildung 57 zeigt die Makroaufnahmen der Schweißungen.



keine KD-Zufuhr

gepulste KD-Zufuhr

kontinuierliche KD-Zufuhr

Abbildung 57: Makroschliffe der simulierten MSG-Verbindungsschweißungen zur Ermittlung des Einflusses einer Kaltdrahtzufuhr

Die Zufuhr des gepulsten Kaltdrahtes erfolgte vorlaufend mit einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 1,0 m/s, einer Vorschubzeit von 0,5 s und einer Pausenzeit von 0,5 s. Der kontinuierlich zugeführte Kaltdraht wurde ebenfalls vorlaufend zugegeben. Die Drahtvorschubgeschwindigkeit betrug 0,5 m/min. Alle Schweißungen erfolgten mit einer Schweißgeschwindigkeit von 50 cm/min.

Die ermittelten Porenanteile sind trotz Verwendung des Schutzgasgemisches Ar + 30 % He + 2 % CO₂ mit weniger als 0,2 % sehr gering. Ein Effekt der Kaltdrahtzufuhr auf die Porenbildung im Schweißgut konnte nicht nachgewiesen werden, vgl. Abbildung 58. Auch eine Minderung der Abkühlzeit aufgrund der Kaltdrahtzufuhr wurde nicht festgestellt. Dies ist vermutlich darauf zurück zu führen, dass der Kaltdraht direkt im Lichtbogen und nicht im Schmelzbad abgeschmolzen wurde.

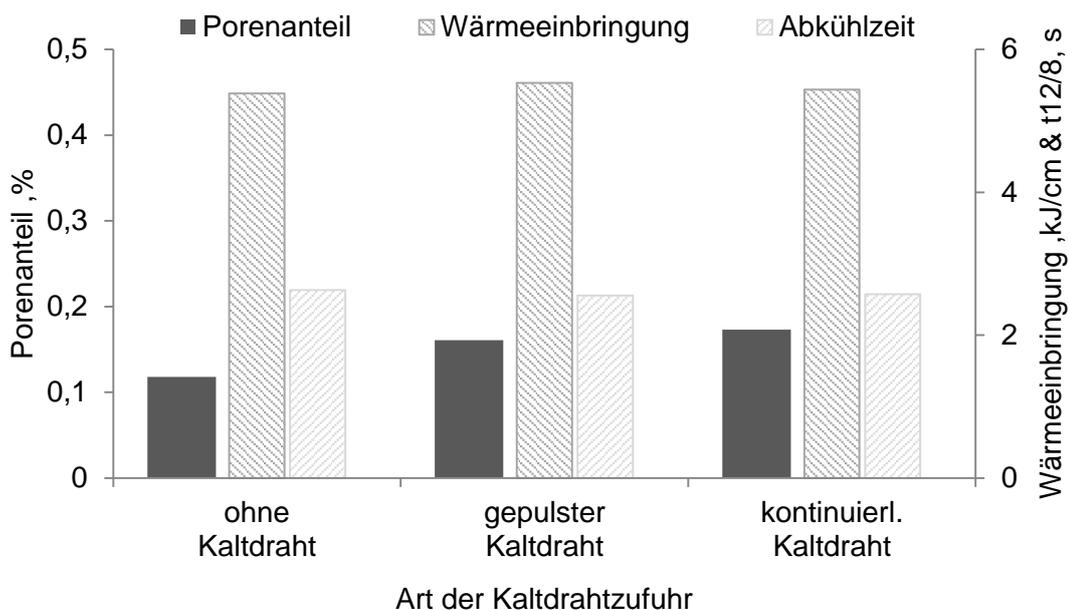


Abbildung 58: Einfluss einer zusätzlichen Kaltdrahtzufuhr auf den Porenanteil des MSG-Schweißguts

Eine Korrelation zwischen Porenanteil und Sauerstoff- bzw. Stickstoffgehalt der Schweißgüter ist ebenfalls nicht zu erkennen, vgl. Abbildung 59.

Alle Schweißungen weisen ein ausgeglichenes, riss- und von intermetallischen Phasen freies Gefüge auf. Der durchschnittliche Ferritanteil der MSG-Schweißungen beträgt 60 FN. Sämtliche Schweißungen weisen eine Härte von weniger als 330 HV10 auf und erfüllen somit vorgegebene Anforderungen nach DIN EN ISO 17781 [97] und NORSOK [98].

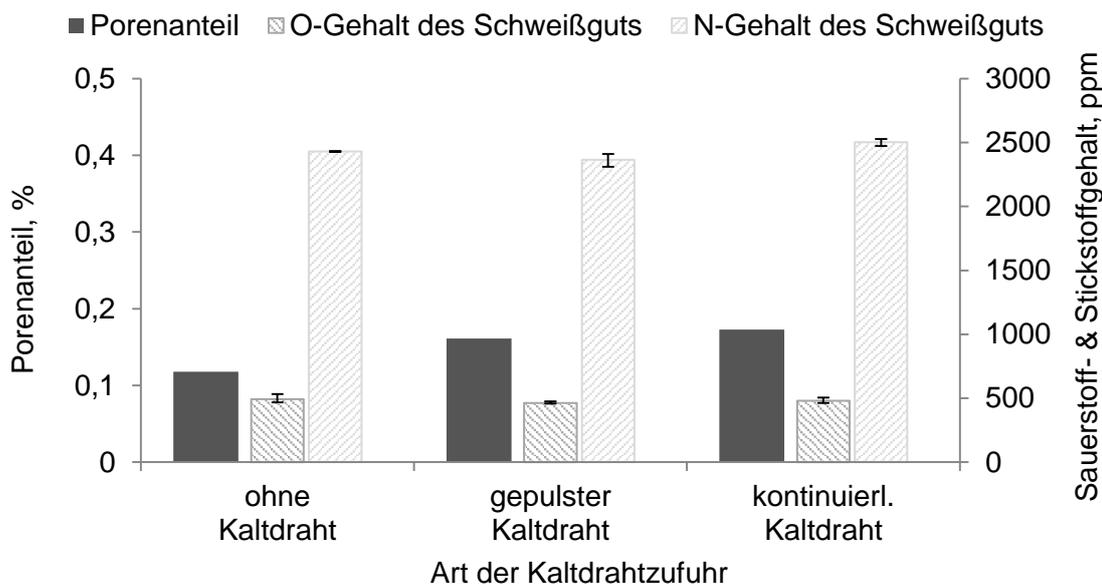


Abbildung 59: Einfluss der Kaltdrahtzufuhr auf die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der MSG-Schweißgüter

5.5.2.2 UP-Prozess

Die UP-Schweißungen mit Kaltdrahtzufuhr erfolgten mit dem ESAB-ICE™-Prozess, bei dem ein elektrisch isolierter Schweißzusatz mittig zwischen zwei stromführenden Drahtelektroden im Lichtbogen abgeschmolzen wird. Die Fördergeschwindigkeit des Kaltdrahtes ist stufenlos zwischen 0 - 100 % wählbar und bemisst sich Prozentual an der Fördergeschwindigkeit der lichtbogenführenden Drähte [99]. Die infolge der Kaltdrahtzugabe gesteigerte Abschmelzleistung wurde in höhere Schweißgeschwindigkeiten umgesetzt. Die Vergleichsschweißungen ohne Kaltdrahtzuführung erfolgten mit nur einem Draht. Die Schweißungen erfolgten an simulierten Verbindungsschweißungen mit einer V-Nahtvorbereitung, einem Nahtöffnungswinkel von 90° und einer Steghöhe von 3 mm an 18 mm dicken Blechen. Als Schweißzusatz wurde die Charge IX verwendet. Diese wurde in Kombination mit den Schweißpulvern SP 2 und SP 3 sowohl mit als auch ohne Kaltdrahtzugabe verschweißt. Die Schweißarbeiten wurden vom PA-Mitglied ESAB Welding & Cutting GmbH ausgeführt. Die Auswertung der Versuche erfolgte am IWF.

Für Schweißungen ohne Kaltdraht erfolgte eine Anhebung der Streckenenergie in Abhängigkeit der Schweißlage, während die Schweißungen mit Kaltdrahtzufuhr mit konstanter Streckenenergie erfolgten. Durch die erhöhte Abschmelzleistung infolge der Kaltdrahtzufuhr erfolgten jene Schweißungen mit annähernd doppelter Schweißgeschwindigkeit als jene Schweißungen ohne Kaltdrahtzufuhr.

In Abbildung 60 sind die Makroaufnahmen der Schweißnähte dargestellt. Deutlich zu erkennen ist der tiefere Einbrand der Schweißungen mit Kaltdrahtzufuhr.



Auch mit dem UP-Prozess wurden sehr geringe und annähernd gleiche Porenanteile (0,02 - 0,04 %) sowohl mit als auch ohne Kaltdrahtzufuhr erzielt. Eine Beeinflussung des Porenanteils des Schweißgutes durch eine zusätzliche Kaltdrahtzufuhr wurde nicht detektiert, vgl. Abbildung 61. Auch die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der UP-Schweißungen werden durch die Kaltdrahtzufuhr nicht beeinflusst. Sie sind für alle Schweißgüter annähernd gleich, vgl. Abbildung 62.

Alle Schweißungen weisen ein ausgeglichenes, riss- und von intermetallischen Phasen freies Gefüge auf. Der durchschnittliche Ferritanteil der UP-Schweißungen beträgt in Abhängigkeit vom verwendeten Pulver 58 - 67 FN, wobei die Verwendung des Pulvers mit Chromstütze (SP 3) zu höheren Ferritanteilen führt. Sämtliche Schweißungen weisen eine Härte von durchschnittlich 290 HV10 auf.

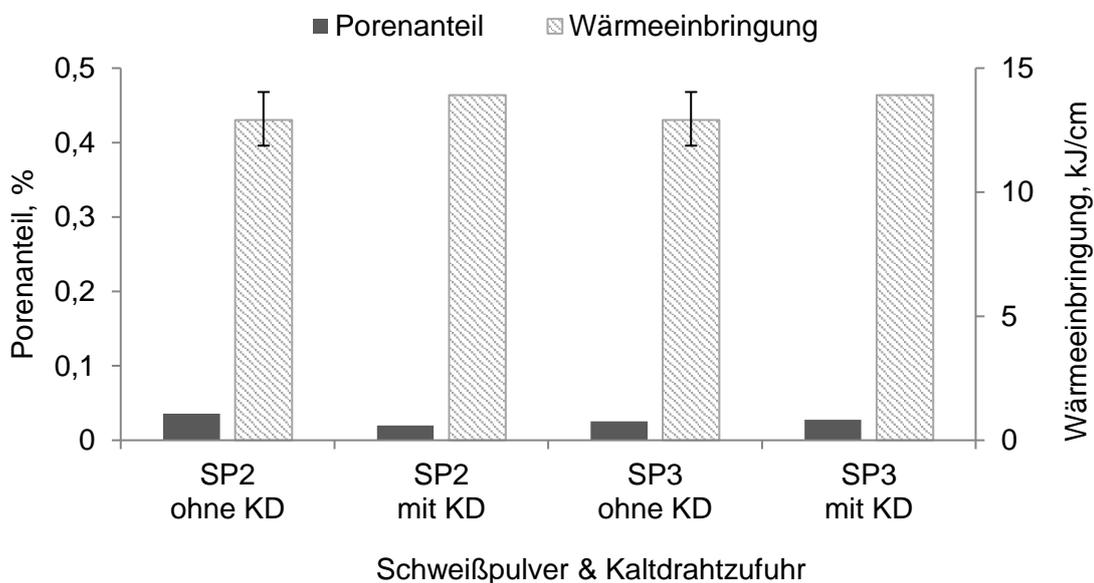


Abbildung 61: Einfluss einer zusätzlichen Kaltdrahtzufuhr auf den Porenanteil des UP-Schweißguts

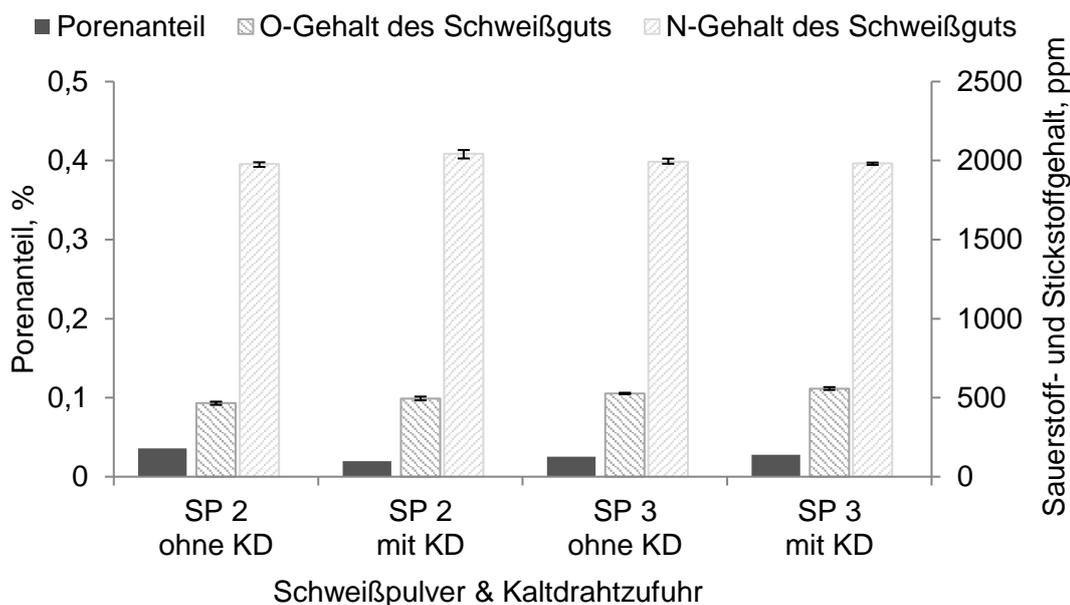


Abbildung 62: Einfluss der Kaltdrahtzufuhr auf die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte der UP-Schweißgüter

5.6 Verifikationsschweißung sowie Prüfung und Bewertung der Verbindungsqualität

Im letzten Arbeitsschritt erfolgte der Nachweis zur Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das Verbindungsschweißen. Weil Verbindungsschweißungen dem realen Anwendungsfall entsprechen, sollten zuvor erzielte Forschungsergebnisse mittels Herstellung und Prüfung von Verbindungsschweißungen verifiziert werden. Hierzu wurden jeweils Grundwerkstoff-Zusatzwerkstoff-Hilfsstoff-Kombinationen ausgewählt, mit denen ein möglichst geringer Porenanteil erzielt werden konnte. Die zur Erzeugung der Auftragschweißungen verwendeten Schweißparameter, die zu einem stabilen Schweißprozess und gutem Nahtaussehen führten, dienten als Grundlage zur Herstellung der Verbindungsschweißungen. Mit Hilfe weiterer Schweißversuche erfolgte eine Anpassung dieser Schweißparameter, um einen optimalen Lagenaufbau zu gewährleisten und einer möglichen Sekundäraustenitbildung im Wurzelbereich vorzubeugen. Die Beurteilung der angepassten Schweißparameter und des Lagenaufbaus erfolgte mit Hilfe der Sichtprüfung und Schlifffildern.

Für die Verbindungsschweißungen wurden die Bleche im Stumpfstoß mit einer Y-Naht ohne Spalt verschweißt. Der Nahtöffnungswinkel betrug 60° und die Steghöhe 4 mm. Um in der Wurzellage Porenfreiheit zu gewährleisten, wurde diese in Absprache mit dem PA durch das PA-Mitglied Sosta mit einer Plasma-WIG-Schweißung gefertigt.

Nach Fertigstellung der Schweißungen wurden diese einer Schweißverfahrensprüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 15614-1:2012 unterzogen. Den Probenentnahmeplan zeigt Abbildung 63.

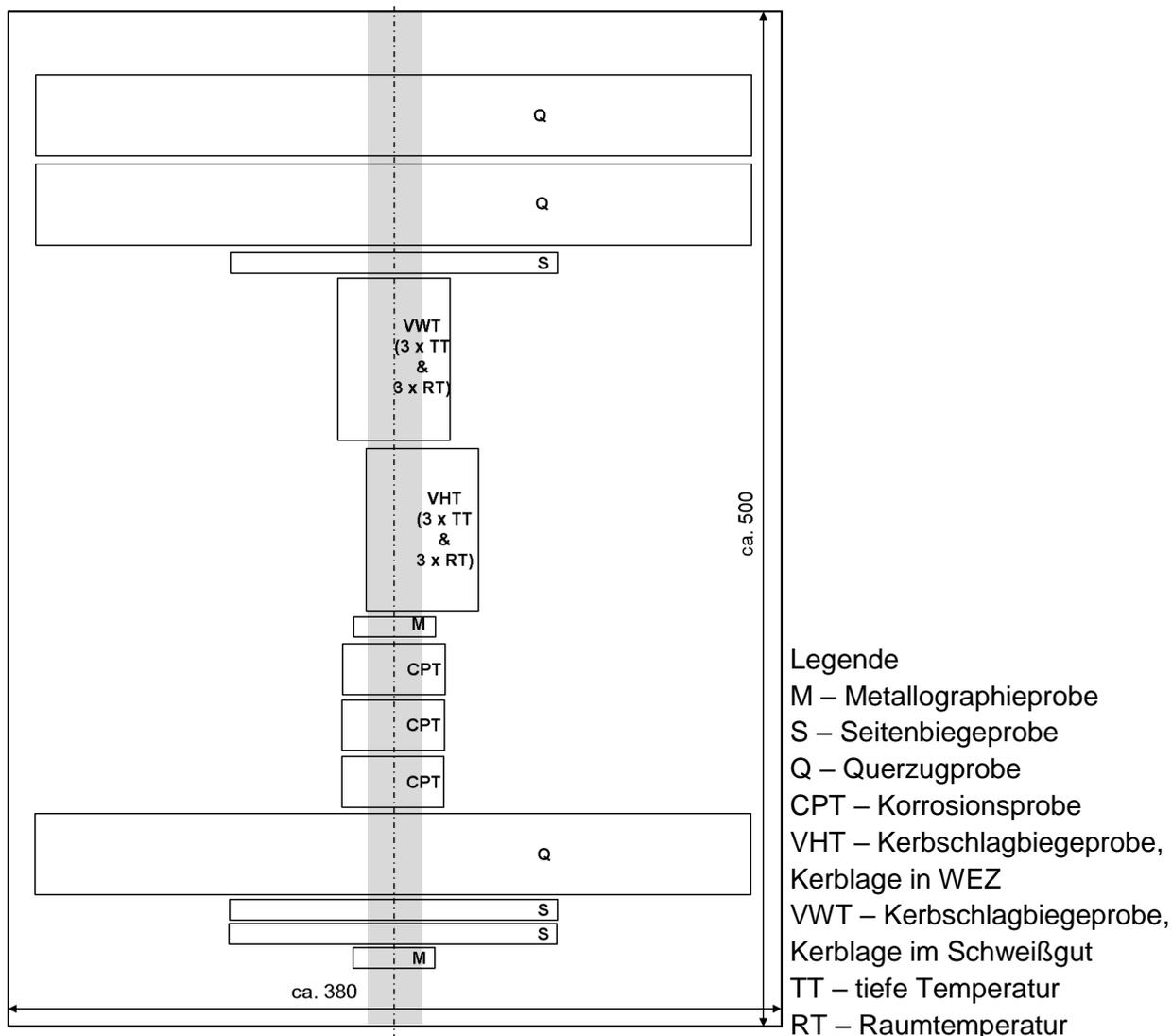


Abbildung 63: Probenentnahmeplan für die mechanisch-technologische und metallurgische Werkstoffprüfung der Verbindungsschweißungen

5.6.1 MSG-Verbindungsschweißung

5.6.1.1 Werkstoff- und Hilfsstoffauswahl

In den vorhergehenden Versuchen konnte der geringste Porenanteil mit der Grundwerkstoffcharge C erreicht werden. In Ermangelung ausreichender Bleche dieser Charge wurden zur Herstellung der MSG-Verbindungsschweißung jedoch Bleche der Grundwerkstoffcharge D (W-Nr. 1.4501) verwendet. Die verwendeten Bleche weisen eine Blechdicke von 12 mm auf. Als Schweißzusatz wurde die artgleiche Drahtcharge I mit einem Durchmesser von 1,2 mm verwendet. Aufgrund der Stabilisierung des Lichtbogens wurde ein Schutzgas mit einem geringen CO₂-Anteil (Ar + 30 % He + 0,5 % CO₂) verwendet. Die Kombination dieses Schutzgases mit der Drahtcharge I zeigte in den vorhergehenden Untersuchungen keine Porenanfälligkeit.

5.6.1.2 Lagenaufbau und Schweißparameter

Die MSG-Schweißverbindung wurde mit zwei weiteren Lagen gefertigt. Die erste Lage wurde mit einer Raupe und die zweite Lage mit zwei Raupen gefüllt, vgl. Abbildung 64.

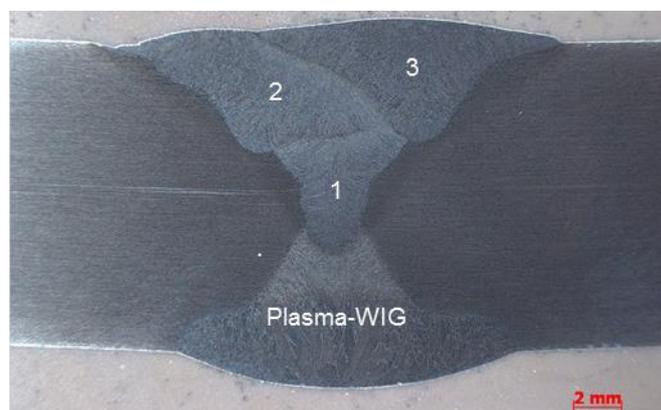


Abbildung 64: Makroschliffaufnahme der MSG-Schweißverbindung mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus

Um eine mögliche Sekundäraustenitbildung in der Wurzel zu vermeiden, wurde die erste Raupe mit einer geringen Streckenenergie geschweißt. In der darauffolgenden Lage wurde die Streckenenergie erhöht. Die Schweißungen erfolgten mit dem Impulslichtbogenprozess. Die Parameter zur Herstellung der Schweißverbindung sind in Tabelle 16 aufgelistet. Mit diesen Parametern wurde eine gleichmäßige Naht mit guter Flankenbindung erzielt. Jedoch trat die bereits beschriebene Spritzerbildung auf, vgl. Abbildung 65.

Tabelle 16: Schweißparameter zur Herstellung der MSG-Verbindungsschweißung

Schweißparameter	Raupe 1	Raupe 2	Raupe 3
$U_{arithm.}$, V	27	30	30
$I_{arithm.}$, A	230	230	230
v_s , cm/min	50	50	50
I_G , A	71	72	72
I_P , A	426	425	426
t_P , s	2,4	2,4	2,4
f , HZ	185	185	185
v_{Dr} , m/min	7,5	7,5	7,5
$E_{arithm.}$, kJ/cm	7,5	8,3	8,3

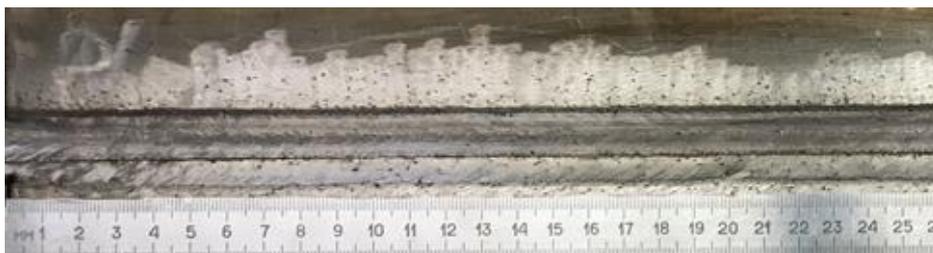


Abbildung 65: Nahtaussehen der MSG-Verbindungsschweißung

5.6.1.3 Durchstrahlungsprüfung und Gefügeuntersuchungen

Die gefertigte MSG-Schweißverbindung weist weder Poren noch andere Unregelmäßigkeiten, die über den Grenzwerten der Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817 liegen, auf. Das Schweißgutgefüge und auch das WEZ-Gefüge besitzen ein ausgeglichenes Austenit-Ferrit-Verhältnis, vgl. Abbildung 66. Die mittels Feritscope® ermittelte Ferritnummer betrug im Durchschnitt 68 FN und die Härte betrug durchschnittlich 300 HV10. Ferritanteil und Härte entsprechen somit Anforderungen nach DIN EN ISO 17781 [97] und den NORSOK standards [98].

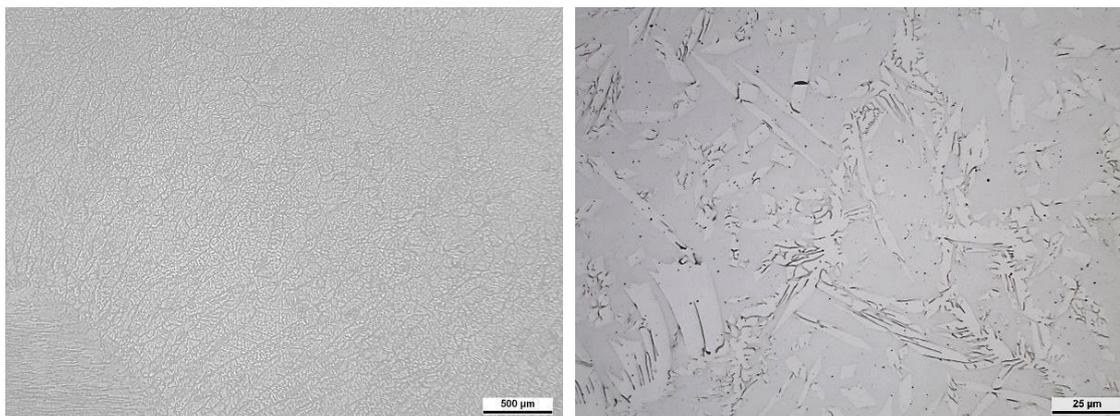


Abbildung 66: Gefügaufnahmen der MSG-Verbindungsschweißung bei 25-facher (links) und 500-facher Vergrößerung (rechts)

5.6.1.4 Mechanisch-technologische Prüfung

Mit der Seitenbiegeprüfung quer zur Stumpfnah (SBB) wurden keine Fehler in der Schweißverbindung nachgewiesen. Die vor Versuchsbeginn ermittelte Messstrecke betrug für jede Biegeprobe 13,5 mm und entspricht der Nahtbreite. Die Proben wurden bei der Prüfung vollständig durchgebogen. Durch die Verformung der Verbindung wurden die Nahtbreiten durchschnittlich um 28 % gedehnt. Die verformten Seitenbiegeproben sind in Abbildung 67 dargestellt.



Abbildung 67: Seitenbiegeproben der MSG-Schweißverbindung mit einer durchschnittlichen Nahtdehnung von 28 %

Die Ergebnisse des Querzugversuches sind Abbildung 68 dargestellt. Alle drei Flachproben weisen Zugfestigkeiten über 800 MPa auf und erfüllen somit die Anforderungen der NORSOK standards. Auch die Bruchdehnung übersteigt mit 46 % die Anforderungen. Die Dehngrenze liegt mit durchschnittlich 548 MPa geringfügig unter dem geforderten Mindestwert der NORSOK Standards. Die Schweißung ist dennoch als i. O. zu bewerten, da der Bruch jeweils im Grundwerkstoff erfolgte.

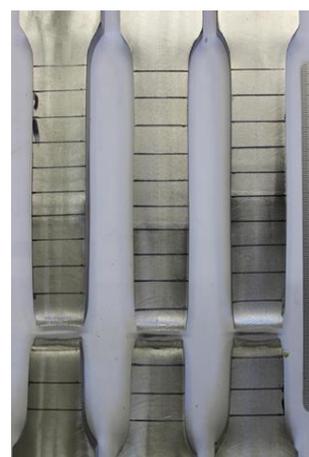
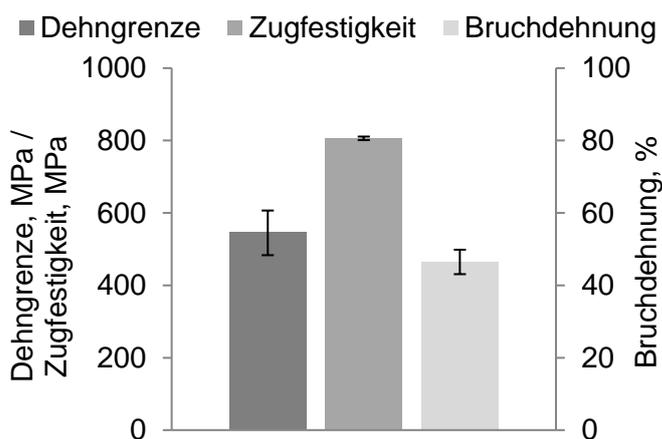


Abbildung 68: Querzugproben sowie Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der MSG-Verbindungsschweißung

Die Kerbschlagbiegeprüfung wurde bei Raumtemperatur und bei tiefer Temperatur (-46°C) sowohl mit Kerblage im Schweißgut (VWT) als auch mit Kerblage in der Wärmeeinflusszone (VHT) durchgeführt. Alle ermittelten Kerbschlagarbeiten liegen deutlich über den Anforderungen nach DIN EN ISO 17781 bzw. NORSOK standard. Bei Raumtemperatur erreichen die VWT-

und die VHT-Proben annähernd gleich hohe Kerbschlagarbeitswerte von ca. 230 J. Bei tiefer Temperatur sind die Werte deutlich geringer und die Schlagarbeit der VHT-Probe beträgt fast 60 J weniger als die der VWT-Probe, vgl. Abbildung 69.

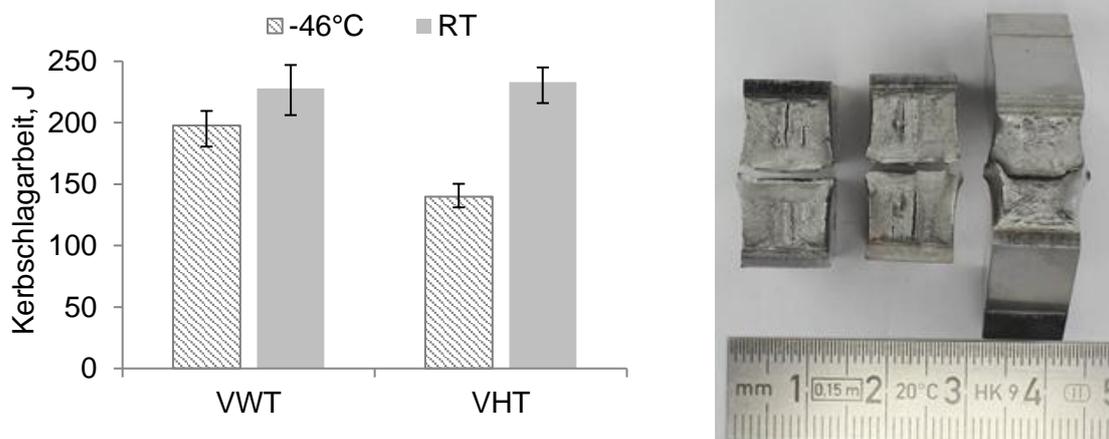


Abbildung 69: Kerbschlagproben sowie Kerbschlagarbeit der MSG-Verbindungsschweißung bei tiefer Temperatur und bei Raumtemperatur

5.6.1.5 Korrosionsprüfung

Die Korrosionsprüfung nach ASTM G48 wurde sowohl mit einer Prüflösung nach Methode A (6%-ige Eisen(III)-chlorid-Lösung) als auch mit einer Prüflösung nach Methode E (6%-ige Eisen(III)-chlorid-Lösung + 1% HCl) durchgeführt. Hierzu wurden alle Schnittflächen der spanend entnommenen Proben nass geschliffen und sämtliche Kanten abgerundet. Die Proben wurden gebeizt, passiviert und gewogen. Daraufhin wurden die Proben bei definierter Temperatur für 24 h in die Prüflösung gegeben. Anschließend erfolgte die mikroskopische Begutachtung auf beginnende Korrosion und das erneute Wägen. Dieses Vorgehen wurde unter Erhöhung der Temperatur ($\Delta T = 5 \text{ K}$) bis zum Einsetzen des unzulässigen Materialabtrags ($\Delta m \geq 4 \text{ g/m}^2$) wiederholt. Die niedrigste Temperatur, bei der es zu stabilem Lochwachstum kommt, entspricht der kritischen Lochkorrosionstemperatur (CPT). Die Durchführung der Korrosionstest erfolgte durch das PA-Mitglied H. Butting.

Die CPT der MSG-Schweißproben beträgt unter Verwendung der Prüflösung nach Methode A und nach Methode E jeweils $65 \text{ }^\circ\text{C}$, vgl. Tabelle 17. Um den Einfluss der starken Spritzerbildung beim MSG-Schweißen auf die Korrosionsbeständigkeit zu prüfen, wurden vergleichsweise eine Probe im Schweißzustand und eine Probe mit beschliffener Oberfläche geprüft. Der Unterschied von $5 \text{ }^\circ\text{C}$ in der CPT resultiert jedoch nicht aus den Spritzeranhaftungen. Beide Proben versagten im Bereich der Wurzellage, vgl. Abbildung 70 und Abbildung 71. Nur die nach Methode E geprüfte Probe zeigte Korrosionserscheinungen an den Schnittkanten sowohl im Bereich der WIG-Lage als auch im Bereich der MSG-Schweißung, vgl. Abbildung 72.

Tabelle 17: Ergebnisse der Korrosionsprüfung für die MSG-Verbindungsschweißung

Probe	Test	Testtemperatur, °C	Korrosionsrate, g/m ²	auftretende Lochkorrosion
MSG 1, Schweißzustand/ spritzerbehaftet	ASTM G48 A	45	0,0646	keine
		50	0,0861	keine
		55	0,0000	keine
		60	0,3228	keine
		65	29,2638	Wurzellage
MSG 2, spritzerfrei	ASTM G48 A	50	0,0655	keine
		55	0,0874	keine
		60	0,0000	keine
		65	0,0000	keine
		70	24,3745	Wurzellage
MSG 3, spritzerfrei	ASTM G48 E	40	0,0890	keine
		45	0,0222	keine
		50	0,0000	keine
		55	0,0890	keine
		60	0,1780	keine
		65	30,0353	Schnittkanten der Deck- und Wurzellage

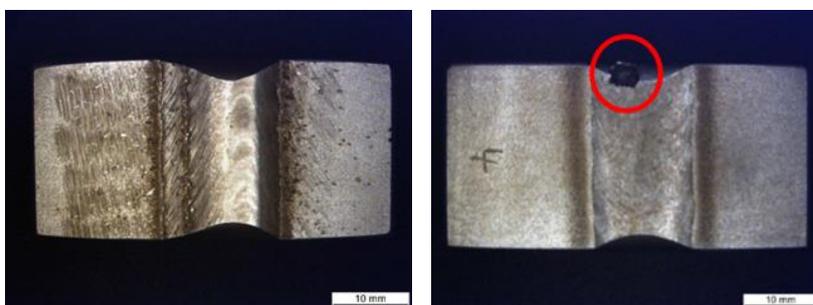


Abbildung 70: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe MSG 1 nach der Korrosionsprüfung (Prüf­temperatur: T = 65°C)

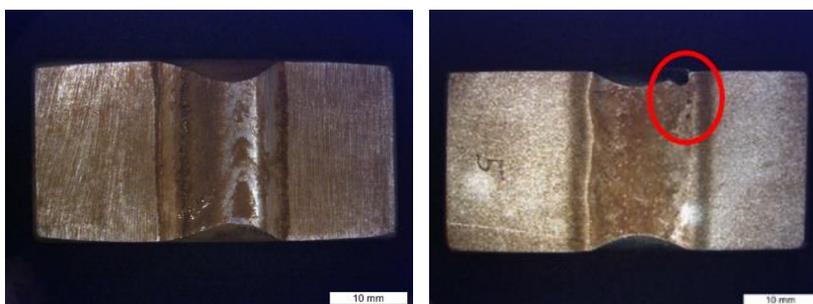


Abbildung 71: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe MSG 2 nach der Korrosionsprüfung (Prüf­temperatur: T = 70°C)

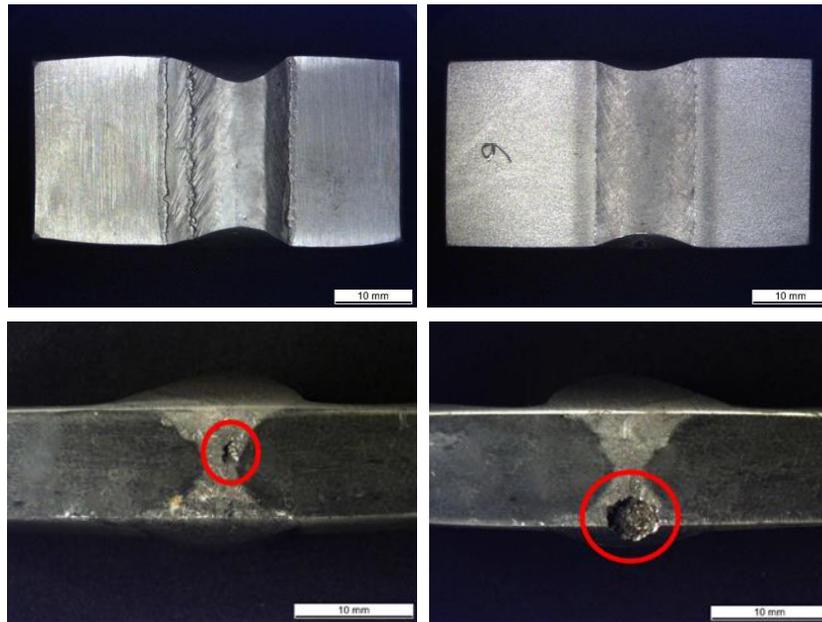


Abbildung 72: Decklage (oben links), Wurzellage (oben rechts) sowie vordere Schnittkante (unten links) und hintere Schnittkante (unten rechts) der Probe MSG 3 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur $T = 65^{\circ}\text{C}$)

5.6.2 UP-Verbindungsschweißung

5.6.2.1 Werkstoff- und Hilfsstoffauswahl

Zur Herstellung der UP-Schweißung wurde die Grundwerkstoffcharge F (W-Nr. 1.4410) in Kombination mit der Drahtcharge VII und dem Schweißpulver SP 1 verwendet. Diese Kombination erwies sich in den vorhergehenden Untersuchungen als besonders porenunanfällig. Das verwendete Blech weist eine Blechdicke von 15 mm auf. Der Schweißzusatz ist eine artgleiche Drahtelektrode mit einem Durchmesser von 2,4 mm.

5.6.2.2 Schweißparameter und Lagenaufbau

Die UP-Schweißverbindung wurde aufgrund der Blechdicken mit drei Lagen gefertigt. Die erste und zweite Lage wurden jeweils mit einer Raupe und die dritte Lage mit zwei Raupen gefüllt, vgl. Abbildung 73.

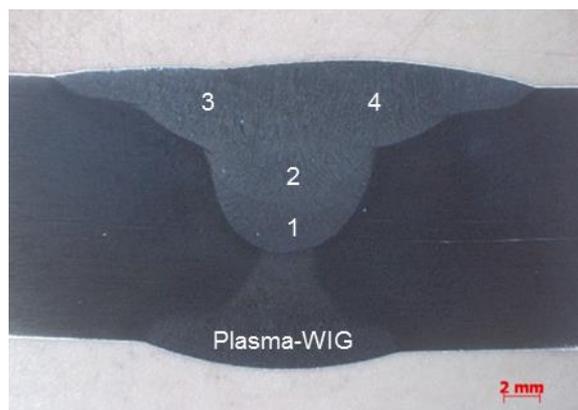


Abbildung 73: Makroschliffaufnahme der UP-Schweißverbindung mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus

Um eine mögliche Sekundäraustenitbildung in der Wurzel zu vermeiden, wurde die erste Raupe mit einer geringen Streckenenergie geschweißt. In den darauffolgenden Lagen wurde die Streckenenergie sukzessive erhöht. Die Parameter zur Herstellung der Schweißverbindung sind in Tabelle 18 aufgelistet. Mit diesen Parametern wurde eine gleichmäßige Naht mit guter Flankenbindung erzielt, vgl. Abbildung 74.

Tabelle 18: Schweißparameter zur Herstellung der UP-Verbindungsschweißung

Schweißparameter	Raupe 1	Raupe 2	Raupe 3	Raupe 4
$U_{arithm.}$, V	28	30	32	32
$I_{arithm.}$, A	320	350	350	350
v_s , cm/min	50	50	50	50
v_{Dr} , m/min	3,2	2,3	2,4	2,4
$E_{arithm.}$, kJ/cm	10,8	12,6	13,4	13,4



Abbildung 74: Nahtaussehen der UP-Verbindungsschweißung

5.6.2.3 Durchstrahlungsprüfung und Gefügeuntersuchungen

Die UP-Verbindungsschweißung konnte nicht absolut porenfrei hergestellt werden. Anhand der Röntgenaufnahmen war eine Vielzahl feinverteilter Mikroporen mit Porendurchmessern von $\varnothing_{Pore} < 0,5$ mm zu erkennen. Der flächenmäßige Porenanteil betrug ca. 0,15 % und erfüllt somit die Anforderungen nach DIN EN ISO 5817:2014. Auch die UP-Verbindungsschweißung wies keine Unregelmäßigkeiten, die über den Grenzwerten der Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817:2014 liegen, auf.

Anhand der mikroskopischen Gefügeuntersuchungen wurden ferner keine Risse nachgewiesen. Abbildung 75 zeigt Gefügebildungen der UP-Schweißverbindung bei 25- und 500-facher Vergrößerung. Gut zu erkennen ist die dendritische Erstarrung des Schweißgutes. Die ferritischen (dunkel) und austenitischen (hell) Gefügebestandteile sind gleichmäßig verteilt und liegen sowohl im Schweißgut als auch in der WEZ etwa in gleichen Anteilen vor. Der magnetinduktiv im Querschliff ermittelte Ferritgehalt der UP-Schweißnaht beträgt durchschnittlich 68 FN und liegt somit im Anforderungsbereich. Auch die ermittelten Härtewerte entsprechen mit 280-295 HV10 den Anforderungen.

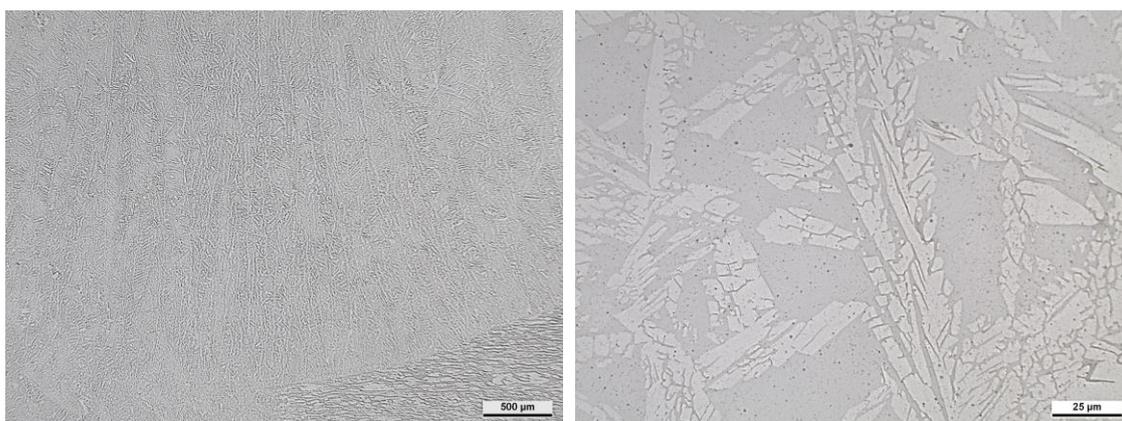


Abbildung 75: Gefügebildungen der UP-Verbindungsschweißung bei 25-facher (links) und 500-facher Vergrößerung (rechts)

5.6.2.4 Mechanisch-technologische Prüfungen

Die Seitenbiegeproben wiesen bereits vor der Prüfung Unregelmäßigkeiten in den Proben UP 2 und UP 3 auf, vgl. Abbildung 76.

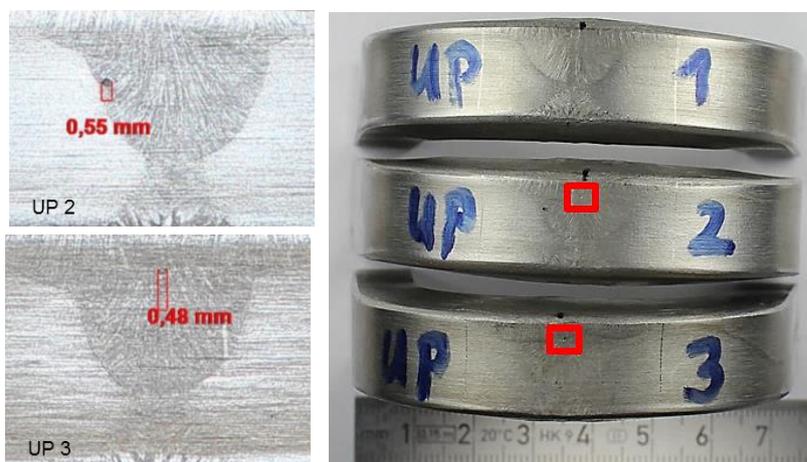


Abbildung 76: Nahtunregelmäßigkeiten der Seitenbiegeproben der UP-Schweißverbindung vor der Seitenbiegeprüfung (links) und Seitenbiegeproben mit einer durchschnittlichen Nahtdehnung von 29 % (rechts)

Die Probe UP 2 weist eine Pore nahe der Schmelzlinie der zweiten UP-Fülllage auf. Die größte Ausdehnung dieser Pore beträgt ca. 0,55 mm und ist somit deutlich unter dem zulässigen Wert von 3 mm. Die Probe UP 3 weist in der Schweißnahtmitte im Bereich der Decklage eine Pore auf, deren größte Ausdehnung ca. 0,48 mm beträgt und ebenfalls als zulässig zu bewerten ist. Während der Durchführung des Biegeversuchs traten keine weiteren Unregelmäßigkeiten auf. Die Proben wurden vollständig durchgebogen und es wurden keine Fehler mit einer Größe von mehr als 3 mm nachgewiesen.

Die Ergebnisse des Querzugversuchs und die Zugproben sind in Abbildung 77 dargestellt. Mit einer durchschnittlichen Dehngrenze von 578 MPa, einer mittleren Zugfestigkeit von 808 MPa und einer Bruchdehnung von 45 % entsprechen die Werte den Forderungen entsprechender Standards. Die wahren Gütewerte der Schweißnaht konnten jedoch nicht ermittelt werden, da auch die UP-geschweißten Proben im Grundwerkstoff gerissen sind.

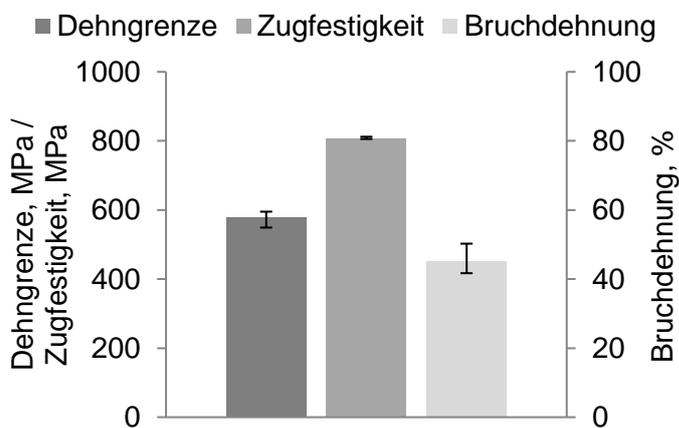


Abbildung 77: Querzugproben sowie Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der UP-Verbindungsschweißung

Die ermittelte Kerbschlagarbeit des UP-Schweißguts (VWT) und der Wärmeeinflusszone (VHT) bei tiefer Temperatur (-46°C) und bei Raumtemperatur sind in Abbildung 78 dargestellt. Den Erwartungen entsprechend besitzen die Proben bei tiefer Temperatur eine geringere Zähigkeit. Die ermittelte Kerbschlagarbeit bei tiefer Temperatur beträgt 84 J für die WEZ und 96 J für das Schweißgut. Die Werte der VHT-Proben sind nur geringfügig kleiner als die der VWT-Proben. Alle Werte sind als zulässig zu bewerten. Sowohl die Mindestwerte nach DIN EN ISO 17781 [97], als auch die strengeren Anforderungen nach NORSOK [98] werden erfüllt.

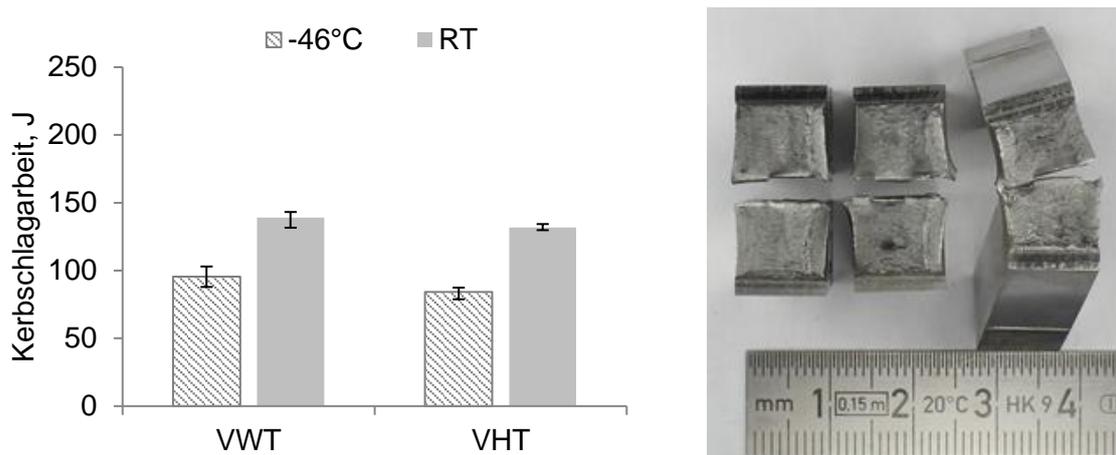


Abbildung 78: Kerbschlagproben sowie Kerbschlagarbeit der UP-Verbindungsschweißung bei tiefer Temperatur und bei Raumtemperatur

5.6.2.5 Korrosionsprüfung

Die Korrosionsprüfung der UP-Schweißproben erfolgt ebenfalls nach ASTM G48 zunächst mit einer Prüflösung nach Methode A (6%-ige Eisen(III)-chlorid-Lösung) und anschließend mit einer Prüflösung nach Methode E (6%-ige Eisen(III)-chlorid-Lösung + 1% HCl). Alle Schnittflächen der spanend entnommenen Proben wurden nass geschliffen und sämtliche Kanten gerundet. Vor dem Einlegen in das Tauchbad wurden die Proben gebeizt, passiviert und gewogen. Nach Entnahme aus dem Tauchbad, erfolgte die mikroskopische Begutachtung bei 20-facher Vergrößerung und das erneute Wägen der Proben zur Berechnung der Korrosionsrate. Die Ergebnisse der Korrosionstest sind in Tabelle 19 zusammengefasst.

Tabelle 19: Ergebnisse der Korrosionsprüfung für die UP-Verbindungsschweißung

Schweißprobe	Test	Testtemperatur, °C	Korrosionsrate, g/m ²	auftretende Lochkorrosion
UP 1	ASTM G48 A	50	18,3902	Decklage
		40	0,0584	keine
		45	0,0000	keine
UP 2	ASTM G48 A	50	0,1754	keine
		55	0,0585	keine
		60	45,7356	Decklage
UP 3	ASTM G48 E	50	0,8583	Schnittkante

Eine der nach Methode A getesteten UP-Schweißproben zeigte bereits bei einer Prüftemperatur von 50°C Korrosionserscheinungen in der Decklage, vgl. Abbildung 79. Die zweite nach Methode A getestete Probe wies Korrosionserscheinungen in der Decklage bei einer Temperatur von 60°C auf, vgl. Abbildung 80. Die nach Methode E geprüfte Probe wies eine sichtlich erkennbare Korrosionsstelle in der Schnittkante ebenfalls bereits bei 50°C auf. Die kritische Korrosionsrate war jedoch nicht erreicht. Diese bereits bei niedriger Temperatur einsetzende Korrosion ist auf Schwachstellen im UP-Schweißgut zurückzuführen. Diese Schwachstellen

können zum einen Poren sein oder zum anderen Gasblaseneindrücke auf der Schweißgutoberfläche, wie sie für UP-Schweißungen typisch sind.

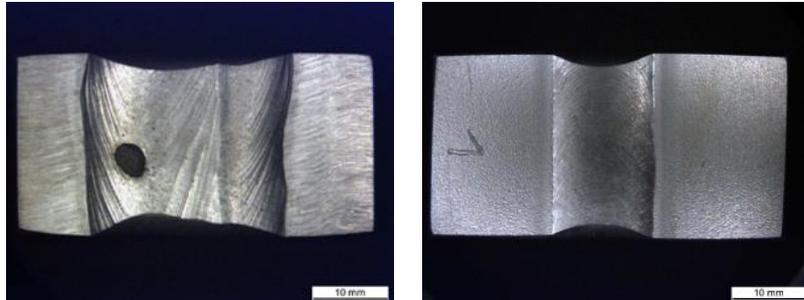


Abbildung 79: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe UP 1 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: $T = 50^{\circ}\text{C}$)

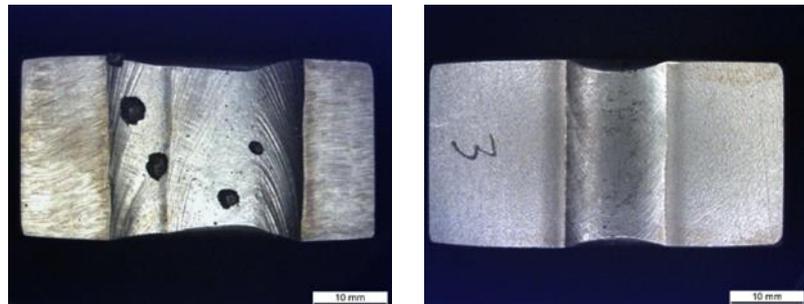


Abbildung 80: Decklage (links) und Wurzellage (rechts) der Probe UP 2 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur: $T = 60^{\circ}\text{C}$)

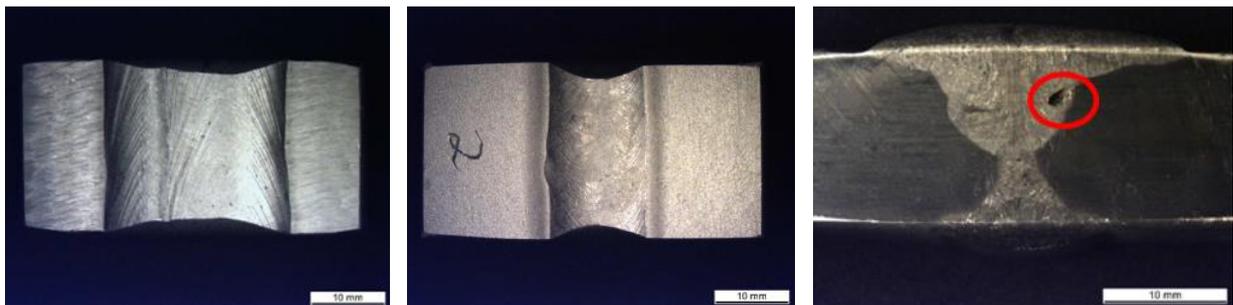


Abbildung 81: Decklage (links), Wurzellage (mittig) sowie vordere Schnittkante (rechts) der Probe UP 3 nach der Korrosionsprüfung (Prüftemperatur $T = 50^{\circ}\text{C}$)

6 Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen

Das Forschungsprojekt verfolgte primär das Ziel metallurgische und technologische Zusammenhänge der Porenbildung beim Metallschutzgas- und Unterpulverschweißen dickwandiger Bauteile aus Superduplexstahl zu analysieren und Maßnahmen zu einer Minderung des Auftretens dieser Porosität abzuleiten. Die Gewährleistung der geforderten mechanisch-technologischen Kennwerte sowie der Lochkorrosionsbeständigkeit stellte ein übergeordnetes Ziel des gesamten Versuchsprogramms dar. Mit der Entwicklung eines theoretischen Modells zur Vorhersage des im Schweißgut zu erwartenden Porenanteils in Abhängigkeit von der Drahtanalyse sollte auf porenfördernde und porenhemmende Legierungsbestandteile des Schweißdrahtes rückgeschlossen werden, um die gewonnenen Erkenntnisse bei der Weiterentwicklung der Schweißdrähte einfließen zu lassen.

Die Untersuchungen zeigten, dass die Schweißgutporosität verfahrensabhängig analysiert und interpretiert werden muss. Grundsätzlich erfolgt das UP-Schweißen mit wesentlich höheren Streckenenergien als das MSG-Schweißen, woraus andere Nahtgeometrien und Abkühlbedingungen resultieren. Ferner wurden, in Anlehnung an die industrielle Praxis, mit dem UP-Prozess Grundwerkstoffchargen des Werkstoffs 1.4410 und mit dem MSG-Prozess Grundwerkstoffchargen des Werkstoffs 1.4501 verarbeitet, wodurch sämtliche UP-Schweißgüter infolge der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff vergleichsweise höhere Stickstoffanteile aufweisen als die MSG-Schweißgüter.

Für die MSG-Schweißungen ergaben sich die nachfolgend dargestellten Ergebnisse:

- Der Porenanteil im MSG-Schweißgut ist signifikant vom CO₂-Anteil des Schutzgases abhängig. Je nach Anteil an Desoxidationselementen im Schweißdraht setzt eine verstärkte Porenbildung bereits ab einem Schutzgaszusatz von 0,5 % CO₂ ein. Aufgrund der Stabilisierung des Lichtbogens wird dennoch zu einem geringen CO₂-Zusatz im Schutzgas geraten. Dieser sollte allerdings auf weniger als 0,5 % begrenzt werden.
- Eine übermäßige Porenbildung beim MSG-Schweißen mit CO₂-haltigen Schutzgasen, kann durch erhöhte Anteile der Desoxidationselemente Mangan, Silizium und Aluminium im Schweißdraht gemindert werden. Zum einen binden diese den Sauerstoff unschädlich ab und der Sauerstoff steht folglich nicht mehr für die Kohlenmonoxidreaktion zur Verfügung. Zum anderen führt dies zur Bildung von Mischoxiden, die entweder in die Schlacke aufsteigen oder als kleine kreisrunde Einschlüsse im Schweißgut verbleiben. Runde Einschlüsse in der Schmelze sind wesentlich unkritischer als große eckige Einschlüsse (bspw. Eisen- oder Chromoxide). Eckige Einschlüsse mit geraden Kanten besitzen hingegen günstige Voraussetzungen für eine Keimbildung.
- Eine Variation der Zwischenlagentemperatur zwischen 50 und 150 °C besitzt keinen Einfluss auf die Schweißgutporosität. Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit wird infolge der Änderung der Zwischenlagentemperatur nur in vernachlässigbarem Maße beeinflusst, so dass kein merklicher Vorteil im Hinblick auf die Entgasung des Schweißgutes besteht.

- Eine Kaltdrahtzufuhr mit einem im Lichtbogen abschmelzenden Kaltdraht besitzt keinen Effekt auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und wirkt sich folglich auch nicht auf die Entgasung des Schweißgutes aus. Die Porosität des Schweißgutes wurde mittels Kaltdrahtzufuhr nicht beeinflusst. Da im Hinblick auf die Gefügeausbildung keine negativen Auswirkungen infolge der Kaltdrahtzufuhr festgestellt wurden, besitzt diese Technologie das Potential, die Produktivität beim Schweißen von Superduplexstählen zu steigern.
- Die Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit und die Nutzung des Sprühlichtbogens führten sowohl zu einer Reduzierung des Sauerstoffeintrags in das Schweißgut als auch zu einer Reduzierung der Schweißgutporosität. Von der Übertragung dieser Maßnahmen in die Praxis ist aufgrund der Entstehung von Mikrorissen im Schweißgut jedoch abzuraten.
- Für neue Drahtchargen besteht die Möglichkeit, den zu erwartenden Porenanteil im MSG-Schweißgut in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der Drähte und der verwendeten Schutzgaszusammensetzung hervorzusagen. Die Anwendung auf Drahtchargen, welche in ihrer chemischen Zusammensetzung stark von den Trainingsdaten abweichen, erzeugen jedoch statistisch zufällige Ergebnisse. Um die Zuverlässigkeit der Vorhersagen zu erhöhen, ist eine Erweiterung der Trainingsdatenbank erforderlich.
- Wesentlicher Nachteil des MSG-Schweißverfahrens ist die starke Spritzerbildung, welche aus der Aufblähung und dem Zerplatzen der Tropfen beim Werkstoffübergang resultiert. Diese Spritzerbildung war trotz Optimierung der Schweißparameter nicht restlos zu vermeiden.
- Die erzielten Forschungsergebnisse zu den Ursachen und Zusammenhängen der metallurgischen Porenbildung beim MSG-Schweißen der Superduplexstähle konnten für die Fertigung einer Verifikationsschweißung an Blechen im Stumpfstoß mit V-Nahtvorbereitung mittels vMSG-Schweißen herangezogen werden. Die Schweißnaht wies bei der Sichtprüfung Spritzer auf der Decklagenseite auf. Die Röntgenprüfung zeigte, dass eine Porenbildung im Schweißgut vollständig vermieden werden konnte. Insgesamt wurde eine hohe Schweißnahtqualität der Verifikationsschweißung nachgewiesen.

Für die UP-Schweißungen ergaben sich die nachfolgend dargestellten Ergebnisse:

- Die im UP-Schweißgut ermittelten Porenanteile sind allesamt sehr gering. Alle UP-Schweißungen erfüllten bei einer Bewertung nach DIN EN ISO 5817 die Anforderungen der Bewertungsgruppe B. Eine Bewertung der Porosität nach anderen Regelwerken, bspw. nach API 5LC, führte für einen Großteil der durchgeführten Schweißungen jedoch zu einer n. i. O.-Bewertung.
- Die Porenbildung beim UP-Schweißen steht in engem Zusammenhang mit erhöhten Stickstoffgehalten im Schweißgut. Eine Erhöhung des Mangangehalts und eine Verringerung des Siliziumgehalts des Schweißdrahts können der Porenbildung beim UP-Schweißen entgegen wirken, da Mangan die Löslichkeit der Schmelze für Stickstoff erhöht und Silizium diese verringert.
- Die Kohlenmonoxidreaktion kann als Ursache der Porenbildung beim UP-Schweißen nicht ausgeschlossen werden. Daher sind erhöhte Aluminiumgehalte im Schweißdraht

zu empfehlen. Aluminium bindet Sauerstoff in Form von Aluminiumoxiden, die zum Teil im Schweißgutgefüge in feinverteilter kreisrunder Form vorliegen.

- Wie auch beim MSG-Schweißen wurde durch die Variation der Zwischenlagentemperatur sowie durch die Zugabe eines Kaltdrahtes kein nennenswerter Effekt bezüglich der Schweißgutporosität erzielt.
- Eine Erhöhung der Streckenenergie (Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit) bewirkte eine Reduzierung der Schweißgutporosität, infolge besserer Entgasungsbedingungen. Jedoch sollte die maximale Streckenenergie zur Vermeidung einer Heißrissbildung auf unter 15 kJ/cm begrenzt werden.
- Wesentlicher Nachteil des UP-Schweißverfahrens ist die Bildung sogenannter Gasblaseneindrücke. In der Decklage stellen solche Gaseindrücke Schwachstellen für einen Lochkorrosionsangriff dar.
- Die erzielten Forschungsergebnisse zu den Ursachen und Zusammenhängen der metallurgischen Porenbildung beim UP-Schweißen der Superduplexstähle konnten für die Fertigung einer Verifikationsschweißung an Blechen im Stumpfstoß mit V-Nahtvorbereitung mittels vUP-Schweißen herangezogen werden. Die Schweißnaht wies bei der Sichtprüfung Gasblaseneindrücke in der Decklage auf. Die Röntgenprüfung zeigte, dass eine Porenbildung im Schweißgut nicht vollständig vermieden werden konnte. Dennoch erfüllt die Schweißverbindung alle Anforderungen zur Einordnung in die Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817. Die Bildung von Poren und Gasblaseneindrücken führte bei der Korrosionsprüfung im Vergleich zur MSG-Schweißverbindung zu einer geringeren CPT.

Zusammenfassend konnten im Rahmen des durchgeführten Forschungsprojektes sowohl metallurgische Einflussfaktoren der Porenbildung als auch technologische Einflussgrößen in Abhängigkeit des Schweißverfahrens bestimmt werden. Dies geschah durch die Analyse von Auftragschweißgütern, welche unter Kombination verschiedener Grundwerkstoffchargen, Zusatzwerkstoffchargen und Hilfsstoffe hergestellt wurden. So konnten weiterführende Erkenntnisse zu den Ursachen und Mechanismen der Porenbildung beim Schweißen der SDSS (Einfluss von Legierungselementen und Schutzgaskomponenten, Rolle von Desoxidationsvorgängen und Oxideinschlüssen als Keimbildner, Möglichkeiten der Einflussnahme über die Wärmeeinbringung, etc.) erarbeitet werden. Im Hinblick auf die Gewährleistung porenfreier Schweißverbindungen wurden Aussagen zu günstigen Werkstoff-Hilfsstoff-Kombinationen zur Reduzierung der Schweißgutporosität beim vollmechanisierten MSG- und UP-Schweißen getroffen. Für beide Verfahren wurden Empfehlungen in Form technologischer Maßnahmen (Wärmeeintrag, Zwischenlagentemperatur, Lichtbogenart, etc.) gegeben, die eine qualitätsgerechte schweißtechnische Verarbeitung der Superduplexstähle ermöglichen.

Offen bleibt die Frage, welche Gase sich in den Poren befinden. Die Ermittlung der Porenhalte ist zur endgültigen Klärung der vorherrschenden gasbildenden Reaktion notwendig, um eine zuverlässige Aussage zur Begrenzung maximaler Sauerstoff- bzw. Stickstoffanteile im Schweißgut zu ermöglichen. Die in diesem Forschungsprojekt genutzte Methode der vergleichenden Schmelzextraktion porenfreier und porenbehafteter Probekörper war nicht zielführend. Die Entwicklung einer entsprechenden Methode und einer Vorrichtung, welche ein mechanisches Öffnen der Poren ermöglicht, ist hierfür zwingend erforderlich.

Ausgehend von den erreichten Forschungsergebnissen kann das Forschungsvorhaben als erfolgreich bearbeitet eingeschätzt werden. Die Projektziele wurden erreicht. Die dargestellten Ergebnisse des Vorhabens stellen einen wichtigen Beitrag dar, um das Risiko einer unzulässigen Porenbildung bei der schweißtechnischen Verarbeitung der Superduplexstähle zu minimieren.

7 Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlich-technische Personal an der Forschungsstelle erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplanes mit 24 PM in Vollzeit. Während der Projektlaufzeit wurden antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des FP) angeschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des FP) erbracht. Für die experimentellen Untersuchungen wurde das durch die PA-Mitglieder zur Verfügung gestellte Versuchsmaterial verwendet.

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

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

8 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittlere Unternehmen

Eine Nutzung der Forschungsergebnisse ist voraussichtlich in den Fachgebieten Werkstoffe und Materialien, Verfahrenstechnik sowie Produktion zu erwarten. Von den Ergebnissen profitieren alle Zusatzwerkstoffhersteller, Gashersteller und Hersteller von Komponenten aus Superduplexstählen (z.B. Rohre, Pumpengehäuse, Wärmetauscher, Regelarmaturen, u. a.). In diesen Bereichen gibt es eine Vielzahl klein- und mittelständischer Unternehmen, die als Produkthersteller und Dienstleister Schweißarbeiten an Bauteilen aus Superduplexstahl durchführen. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Erstellung des Abschlussberichtes zur Verfügung.

Der wirtschaftliche Nutzen liegt dabei in der Erhöhung der Fertigungssicherheit und Qualität (Bewertungsgruppe B) bei der schweißtechnischen Verarbeitung von SDSS. Höhere Fertigungssicherheit bedeutet gleichzeitig eine Reduzierung von Fertigungskosten bei verringertem Nacharbeitsaufwand.

Die gewonnenen Erkenntnisse sollen zudem in das bestehende DVS-Merkblatt 0946 [3] einfließen, was jedoch erst mittel- bzw. langfristig erfolgen kann.

Insgesamt tragen die Forschungsergebnisse zu einer Erhöhung der Sicherheit bei der Verarbeitung dickwandiger Komponenten aus SDSS bei und helfen bei der Auswahl des Schweißverfahrens sowie entsprechender Schweißhilfsstoffe um eine unzulässige Porenbildung bei der Fertigung zu vermeiden und daraus entstehende Kosten zu senken.

9 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

Die Ergebnisse des Forschungsprojektes wurden bereits durch folgende Beiträge in Fachzeitschriften und Tagungsbänden veröffentlicht:

Flockerzi, Philipp; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2015): Influencing Factors on Pore Formation in Super Duplex Welds. In: 8th European Stainless Steel & Duplex Stainless Steel Conference 2015

Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2016): Metallurgische Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von Superduplexstahl. In: Schweißtechnischen Fachtagung: Vorträge der gleichnamigen Fachtagung in Magdeburg am 12. Mai 2016, ISBN 978-3-944722-27-6

Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2016): Metallurgische Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von Superduplexstahl. In: DVS Congress. Große Schweißtechnische Tagung. DVS-Studentenkongress, DVS-Berichte Band 327, ISBN: 978-3-945023-74-7

Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2016): Lichtbogenschweißen von Superduplexstahl unter besonderer Berücksichtigung der Porenbildung. In: GfKORR-Jahrestagung. Duplex-Stähle – Nische oder Zukunft?, ISBN 978-3-935406-63-5

Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2017): Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds, In: Welding in the World, Vol. 61, No. 2, DOI: 10.1007/s40194-016-0409-6

Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2017): Auswirkungen metallurgischer sowie technologischer Einflussgrößen auf die Porenbildung beim MSG-Schweißen von Superduplexstählen, In: 36. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS-Berichte Band 320, ISBN: 978-3-945023-57-0

10 Transfermaßnahmen

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum/Zeitraum
	36. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2015 (Schnevedingen)	05.-07.10.2015
	8th European Stainless Steel & Duplex Stainless Steel Conference 2015 (Graz)	28.-30.03.2015
Vorträge auf Konferenzen (6)	Schweißtechnischen Fachtagung des DVS BV Magdeburg 2016 (Magdeburg)	12.05.2016
	69th IIW Annual Assembly & International Conference 2016 (Melbourne)	10.-15.07.2016
	DVS Congress 2016 (Leipzig)	19.-20.09.2016
	GfKORR-Jahrestagung 2016 (Frankfurt am Main)	15.-16.11.2016
Veröffentlichung der Ergebnisse	Tagungsband zur 8th European Stainless Steel & Duplex Stainless Steel Conference 2015	28.04.2015
	Tagungsband zur Schweißtechnischen Fachtagung des DVS BV Magdeburg 2016	12.05.2016
Beiträge in Tagungsbänden (5)	DVS-Berichte Band 327 zum DVS Congress 2016	19.09.2016
	Tagungsband zur GfKORR-Jahrestagung 2016	15.11.2016
	DVS-Berichte Band 320 zum 36. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2015	Februar 2017
Beiträge in Fachzeitschriften (1)	Welding in the World	März 2017

		Arbeitskreises der Schweißfachingenieure/Schweißfachmänner des DVS BV Magdeburg	25.03.2015
Vorträge in Gremien und Veranstaltungen des DVS (7)		Sitzung der DVS Arbeitsgruppe V 2.8 „Lichtbogenphysik“	05.04.2016
			19.03.2015
		Sitzungen des FA 1 „Schweißmetallurgie und Werkstoffverhalten“	20.10.2015
			17.03.2016
			08.09.2016
			22.03.2017
Online-Veröffentlichungen (3)		Einstellung der Projektkurzfassung und Ansprechpartner in das Forschungsportal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	01.10.2014
		Forschungsberichte des IWF (http://www.iwf.ovgu.de)	2016
			2017
Ergebnistransfer in die Industrie (8)		Projektgespräche mit den PA-Mitgliedern und weiteren interessierten Unternehmen an der Forschungsstelle oder bei den Unternehmen zur zeitnahen und direkten Weitergabe der Ergebnisse in die Industrie	22.09.2015
			17.11.2015
			25.02.2016
			06.04.2016
			30.05.2016
			04.11.2016
			10.01.2017
			26.01.2017
Projektbegleitender Ausschuss (5)		Darstellung und Diskussion von aktuellen Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie	28.10.2014
			17.03.2015
			04.11.2015
			10.13.2016
			01.02.2017
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses (9)	4 Masterarbeiten 5 Bachelorarbeiten	kontinuierlich während der Projektlaufzeit

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum/Zeitraum	
Vorträge auf Konferenzen (2)	16. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen	08.-09.09.2017	
	Vortrag auf 71th IIW Annual Assembly (Bali - Indonesien)	Juli 2018	
	Beiträge in Fachzeitschriften (1)	Schweißen und Schneiden	August 2017
Veröffentlichung der Ergebnisse	Abschlussbericht auf den Internetseiten des DVS (www.dvs-forschungsvereinigung.de)	August 2017	
	Online-Veröffentlichung (3)	Forschungsbericht des IWF (http://www.iwf.ovgu.de)	2018
	Projektkurzfassung, Publikation und Ansprechpartner im Forschungsportal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	fortlaufend (bis 2024)	
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses	Dissertation	Juli 2018
		studentische Arbeiten (Master/Bachelor/Projektarbeiten) sowie Lehrveranstaltungen (Seminare, Vorlesungen und Demonstrationspraktika) an der Universität Magdeburg	kontinuierlich fortlaufend
Übernahme der Ergebnisse in Arbeitsblätter / Technische Regelwerke / Normen	Erstellung von DVS-Merkblättern und -Richtlinien in der AfT-DVS-AG V2.4.3	Zuarbeit bei der Überarbeitung des DVS Merkblattes 0946 „Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen“	Februar 2019

Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Im fortgeschriebenen Plan zum Ergebnistransfer werden verschiedene bisherige und geplante Maßnahmen dargestellt.

Eine weite Verbreitung der Forschungsergebnisse an KMU ist über die schon getätigten bzw. noch beabsichtigten Konferenzvorträge, Fachbeiträge in Zeitschriften und Tagungsbände sowie die Einbindung in die akademische Ausbildung an der Universität gegeben. Die Firmen des PA (sowohl KMU als auch Großunternehmen) und die Schweißfachingenieure regionaler Unternehmen profitierten von den Forschungsergebnissen schon während der Projektlaufzeit für entsprechende Schweißanweisungen. Weitere Aktivitäten lassen sich für Schweißzusatzwerkstoff- und Schweißhilfsstoffhersteller ableiten. Auch die Online-Veröffentlichungen lassen erwarten, dass sich weitere KMU bei der FST melden, um Forschungsergebnisse abzurufen und in die Praxis zu überführen. Eine Übernahme der Ergebnisse in Arbeitsblätter / Technische Regelwerke / Normen durch Zuarbeit bei der Überarbeitung des DVS Merkblattes 0946 „Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen“ ist noch geplant.

Die vorgeschlagenen und aktualisierten Transfermaßnahmen zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und insbesondere zu kleinen und mittleren Unternehmen sind in sich schlüssig, so dass von einer erfolgreichen Realisierung der noch geplanten Maßnahmen ausgegangen wird.

11 Literaturverzeichnis

- [1] M. Liljas und J.-O. Nilsson, „Development of Commercial Nitrogen-Rich Stainless Steels,“ *Materials Science Forum*, Vol. 318-320, pp. 189-200, 1999.
- [2] L. Karlsson, „Welding Duplex Stainless Steels - A Review Of Current Recommendations,“ *Welding in the World*, Vol. 56, Issue 5, pp. 65-76, 2012.
- [3] Merkblatt DVS 0946, *Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen*, Düsseldorf: DVS, 2004.
- [4] B. Maurer, „www.pennstainless.com,“ Penn Stainless Products, 20 August 2012. [Online]. Available: <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-oil-and-gas-industry/>. [Zugriff am 13 März 2017].
- [5] B. Maurer, „www.pennstainless.com,“ Penn Stainless Products, 20 August 2012. [Online]. Available: <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-pulp-and-paper-industry/>. [Zugriff am 13 März 2017].
- [6] B. Maurer, „www.pennstainless.com,“ Penn Stainless Steel, 20 August 2012. [Online]. Available: <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-desalination-plants/>. [Zugriff am 13 März 2017].
- [7] J. Chater, „The European market for duplex stainless steels: rapid growth expected,“ 2010. [Online]. Available: http://www.stainless-steel-world.net/pdf/sswsup1005_duplex_chater.pdf?resourceId=99. [Zugriff am 10 April 2017].
- [8] J.-C. Gagnepain, „Duplex stainless steels: success story and growth perspectives,“ 2008. [Online]. Available: www.stainless-steel-world.net/pdf/SSW_0812_duplex.pdf. [Zugriff am 10 April 2017].
- [9] L. Scoppio, Nembrini und I., „Superduplex stainless steel grades for seawater application and organic and inorganic acidic environments,“ *Stainless steel world*, Vol. 12, No. 11, pp. 50-57, 2000.
- [10] Petroleum Development Oman L.L.C., „Specification for Welding of Duplex Stainless Steel Pipelines,“ 2005. [Online]. Available: <https://de.scribd.com/document/263618168/Specification-for-Welding-of-Duplex-Stainless-Steel-Pipelines-AmendmentsSupplements-to-API-STD-1104>. [Zugriff am 10 April 2017].
- [11] MESG SPE 74/022, *Technical Specification. Duplex and Superduplex Stainless Steel Pipe (amendments/supplements to ASTM A 928)*, 2007.
- [12] TMR Stainless, „Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels,“ International Molybdenum Association (IMOA), London (GB), 3rd ed 2014.
- [13] J. Charles, „Past, present and future of the duplex stainless steels,“ 2007. [Online]. Available: <http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Pastpresentandfutureoftheduplexstainlesssteels.pdf>. [Zugriff am 10 April 2017].

-
- [14] L. v. Nassau, K. Bekkers, J. Hilkers und H. Meelker, „Das Schweißen der Superduplex-Stähle,“ *Schweißen und Schneiden, DVS-Berichte Band 136*, pp. 120-127, 1991.
- [15] DIN EN 10088-2:2014-12, *Nichtrostende Stähle - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für Blech und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung*, Berlin: Beuth, 2014.
- [16] SANDVIK, *SANDVIK SAF 2707 HD. Tube and Pipe, Seamless. Datasheet*, 2017.
- [17] P. Gümpel und N. Arlt, „Werkstoffkundliche Besonderheiten beim Schweißen hochlegierter Stähle,“ *Stahl und Eisen, Vol. 109, No. 18*, pp. 846-852, 1989.
- [18] C. Boppert, Metallurgische und werkstoffkundliche Untersuchungen zum Schweißen von ferritisch-austenitischem Stahlguss, Dissertation, TU Clausthal, 1994.
- [19] G. Tacke und H. J. Köhler, „Ausscheidungsverhalten von nichtrostenden ferritisch-austenitischen Stählen mit höheren Molybdän-Gehalten,“ *steel research international, Vol. 58; Issue 3*, pp. 123-128, 1987.
- [20] W. Pfisterer und K. Röhrig, „Korrosionsbeständiger Stahlguss,“ *Gießerei-Praxis, Vol. 91, No. 23-24*, pp. 375-390, 1991.
- [21] S. Topolska und J. Labanowski, „Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels,“ *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol.36, No.2*, pp. 142-149, 2009.
- [22] G. Argandona, M. V. Biezma, J. M. Berrueta, C. Berlanga und A. Ruiz, „Detection of Secondary Phases in UNS S32760 Superduplex Stainless Steel by Destructive and Non-destructive Techniques,“ *Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.25, No.12*, pp. 5269-5279, 2016.
- [23] P. Paulraj und R. Garg, „Effect of intermetallic phases on corrosion behavior and mechanical properties of Duplex Stainless Steel and Super-Duplex Stainless Steel,“ *Advances in Science and Technology Research Journal, Vol.9, No.27*, pp. 87-105, 2015.
- [24] Avesta Welding, *Das Schweißen von rostfreien Duplex-Stählen, Informationsbroschüre*, 2011.
- [25] TMR Stainless, „Verarbeitung nichtrostender Duplexstähle - Ein praktischer Leitfaden, 1. Aufl.,“ International Molybdenum Association, London (GB), 2011.
- [26] B. Hoberg, V. Groß und M. Zinke, „Optimierung der Schweißseigenschaften und Korrosionsbeständigkeit - Herausforderungen für Superduplex-Schweißzusatzwerkstoffe,“ *DVS Berichte 296*, pp. 266-270, 2013.
- [27] H. Heuser, „Alternative Schweißzusätze zum Schweißen von Duplex- und Superduplex-Stählen,“ *Schweißen und Schneiden 2004, DVS-Berichte, Band 232*, pp. 249-252, 2004.
- [28] H. Hessenbrügge, B. Poweleit und W. Scheller, „Schweißtechnische Verarbeitung von Superduplex- und hochlegierten Werkstoffen,“ *DVS 204*, pp. 51-58, 1999.
- [29] L. Karlsson, S. Rigdal und S. Andersson, „Welding of highly alloyed austenitic and duplex

- stainless steels," *Welding in the World, Vol. 39, No. 2*, pp. 99-110, 1997.
- [30] L. Karlsson, S. Andersson und S. Rigdal, „Welding super duplex stainless steels with Ni-base consumables - optimising toughness and corrosion resistance," *Proc. Conference Duplex Stainless Steels, Maastrich, The Netherlands*, pp. 433-443, 1997.
- [31] C.-O. Pettersson und S.-A. Fager, „Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507," AB Sandvik Steel, Schweden, 1995.
- [32] R. B. Bhatt, Kamat, H. S., S. K. Ghosal und P. K. De, „Influence of nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless steel welds," *Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 8, No. 5*, pp. 591-597, 1999.
- [33] P. Sathiya, S. Aravindan, R. Soundararajan und A. Noorul Haq, „Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds," *Journal of Materials Science, Vol. 44; No.1*, pp. 114-121, 2009.
- [34] Merkblatt DVS 0914, *Verarbeitung und Lagerung von Schweißpulvern für das Unterpulverschweißen*, Düsseldorf: DVS, 2006.
- [35] A. J. Ramirez, J. C. Lippold und S. D. Brandi, „The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels," *Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, No. 8*, pp. 1575-1597, 2003.
- [36] L. Karlsson und F. Lake, „Effects of intermetallic phases in duplex stainless steel weldments - A critical review," in *Duplex America 2000*, Houston, Texas, USA, KCI Publications, 2000, pp. 257-272.
- [37] P. Rouault und C. Bonnet, „Make the duplex and superduplex welding easier through metallurgical and practical simple recommendations!," in *5th World Conference Duplex Stainless Steels*, Maastricht, Netherlands, Stainless Steel World, 1997, pp. 297-304.
- [38] T. L. Ladwein und V. Groß, „Properties of weldments in superduplex stainless steels with various filler metal," in *5th World Conference Duplex Stainless Steels*, Maastricht, The Netherlands, Stainless Steel World, 1997, pp. 353-356.
- [39] Butting, *Verarbeitung von Duplex/Superduplex, Informationsbroschüre*, 2010.
- [40] Merkblatt DVS 0912-2, *Metall-Schutzgasschweißen von Stahl. Richtlinie zur Verfahrensdurchführung, Vermeiden von Poren*, Düsseldorf: DVS, 1991.
- [41] DIN EN ISO 6520-1:2007, *Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen*, Berlin: Beuth, 2007.
- [42] DIN EN ISO 5817:2014, *Schweißen – Schmelzschweißen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten*, Berlin: Beuth, 2014.
- [43] J. Otto und H. Thier, „Vermeiden von Poren beim Schweißen," *Schweißen und Schneiden 1978 - Fortschritt und Qualität. DVS Berichte Bd. 50*, pp. 141-148, 1978.

-
- [44] K. Rössler, „Eine Methode zur Untersuchung des Gasinhalts von Poren in Schweißnähten,“ *Neue Hütte, Jg. 13, H. 5*, pp. 301-307, 1968.
- [45] R. Boldt, Beitrag zur Porenentstehung im Schweissgut niedrig- und hochlegierter Stahldrahtelektroden beim Schweißen unter stickstoffhaltigen Schutzgasatmosphären, Dissertation, Aachen: Techn. Hochsch., 1973.
- [46] R. E. Trevisan, D. D. Schwemmer und D. L. Olson, „The fundamentals of weld metal pore formation,“ in *Welding: Theory and Practice, Chap. 3*, Elsevier Science Publishers B.V., 1990, pp. 79-115.
- [47] L. v. Bogdandy, „Zur Kinetik der Stahlherstellung,“ *Archiv für das Eisenhüttenwesen, H. 6*, p. 329, 1958.
- [48] J. D. Fast, „Ursachen der Porosität in Schweißnähten,“ *Philips Tech. Rundschau, Nr. 4*, pp. 101-111, 1949.
- [49] J. D. Fast, „Einfluß der Gase beim Lichtbogenschweißen von Stahl,“ *Schweißen und Schneiden, Nr. 9, H. 12*, pp. 512-517, 1957.
- [50] O. Knacke, „Zur Keimbildung,“ *Techn. Mitteilungen, Nr. 58, H. 3*, pp. 105-109, 1965.
- [51] L. S. Sapiro, „Phase nucleation aspects of weld porosity,“ *Weld. Prod., Vol. 3*, pp. 88-91, 1969.
- [52] P. H. v. Lent und H. M. v. Veen, „Porenbildung bei Schweißungen in Stahl,“ *Smit-Schweißtechnik*, pp. H.1, S. 1-7; H. 2, S.28-32, 1971.
- [53] I. K. Pokhodnya und V. I. Makhnenko, „Kinetics of the formation of pores in welds,“ *Autom. Weld., Vol. 7*, pp. 19-23, 1971.
- [54] I. K. Pokhodnya und L. I. Demchenko, „Numerical Research into the Growth of a Gas Bubble During the Solidification of Metal Weld Pool,“ *Avtom. Svarka, Vol. 30, No. 11*, p. 8, 1977.
- [55] I. K. Pokhodnya, L. I. Demchenko, V. F. Shelopakov, V. N. Demchenko und V. M. Abdulakh, „On the Mechanism of Formation of Pores in Welded Joints,“ *Avtom. Svarka, Vol. 31, No. 6*, p. 1, 1978.
- [56] J. E. Ramirez und B. L. S. Han, „Effect of welding variables and solidification substructure on weld metal porosity,“ *Metallurgical and Materials Transactions A. Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 25, Issue 10*, pp. 2285-2294, 1994.
- [57] G. D. Nikiforov, S. V. Radchenko und V. S. Vinogradov, „The Kinetics of the Diffusion Growth of the Volume of Bubbles of the Gas in the Melt,“ *Svar. Proizvod, Vol. 27, No. 5*, p. 1, 1980.
- [58] A. I. Gorshkov, „Kinetics of the Growth of Gas Bubbles in the Molten Pool and of the Formation of Pores in the Weld Metal in the Welding of Titanium,“ *Svar. Proizvod., Vol. 22, No. 6*, p. 54, 1975.
- [59] M. G. Velarde und R. K. Zeytounian, Interfacial Phenomena and the Marangoni Effect,

- Wien: Springer, 2002.
- [60] R. Daub, Erhöhung der Nahttiefe beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Stählen. Dissertation. TU München, München: Herbert Utz, 2012.
- [61] S. Kou und Y. H. Wang, „Weld Pool Convection and Its Effect,“ *Welding Research Supplement*, pp. 63-70, 1986.
- [62] K. C. Mills und B. J. Keene, „Factors affecting variable weld penetration,“ *International Materials Reviews*, Vol. 35, No. 4, pp. 185-216, 1990.
- [63] V. G. Gavriljuk und H. Berns, High Nitrogen Steels. Structure, Properties, Manufacture, Applications, Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 1999.
- [64] H. K. Feichtinger und X. H. Zheng, „Thermodynamik und Verfahrenstechnik der Herstellung von Stickstoff-Stählen,“ in *Speidel, M. O.; Uggowitzer, P. J.: Stickstofflegierte Stähle. Ergebnisse der Werkstoff-Forschung. Band 4*, ETH-Zürich, Thubal-Kain Verlag, 1991, pp. 19-32.
- [65] W. M. Small und R. Pehlke, „The Effect of Alloying Elements on the Solubility of Nitrogen in Liquid Iron-Chromium-Nickel Alloys,“ *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Vol. 242, pp. 2501-2505, 1968.
- [66] W. Fischer, W. Förster und R. Zimmermann, GAsbestimmung in Eisen und Stahl, Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1968.
- [67] E. Folkhard und J. Toesch, Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle, Wien: Springer, 1984.
- [68] W. M. Conn, Die Technische Physik der Lichtbogenschweißung einschließlich der Schweißmittel, Berlin: Springer, 1959.
- [69] P. Lüscher, „Die Ursachen der Porenbildung beim Schweißen,“ *Schweizerische Bauzeitung*, pp. 640-641, 1969, Bd. 87, H. 34.
- [70] I. Masumoto, „Metallurgische Fragen des CO₂-Schweißens,“ *Schweißtechnik*, H. 7, pp. 312-319, 1964.
- [71] F. E. Tretýakov und A. I. Gorshkov, „Methods of Preventing Porosity When Welding Titanium Alloys,“ *Svarochnoe Proizvodstvo*, Vol. 10, No. 4, p. 24 ff., 1963.
- [72] A. I. Gorshkov, „Causes of the Formation of Pores in Welded Titanium Joints,“ *Svarochnoe Proizvodstvo*, Vol. 15, No. 7, p. 21 ff., 1968.
- [73] A. I. Gorshkov, „Aspects of Pore Formation in the Welding of Titanium,“ *Svarochnoe Proizvodstvo*, Vol. 15, No. 7, p. 1 ff., 1968.
- [74] N. A. Miller und G. R. Salter, „Effects of Nitrogen in CO₂ Welding,“ *British Welding Journal*, Vol. 11, No. 1, p. 18 ff., 1964.
- [75] R. A. Woods, „Porosity and Hydrogen Absorption in Aluminium Welds,“ *Welding Journal*, Vol. 53, No. 3, p. 97 ff., 1974.

-
- [76] R. A. Woods, „Hydrogen Absorption and Porosity Formation During Aluminium Welding,“ *Proceedings of the International Conference on Hydrogen in Metals 1973 (ASM, Metals Park, OH)*, p. 713, 1974.
- [77] J. Littleton, J. Lammas und M. F. Jordan, „Nitrogen Porosity in Gas Shielded Arc Welding of Copper,“ *Welding Journal*, Vol. 53, No. 12, p. 651, 1974.
- [78] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*. 4. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer, 2010.
- [79] R. H. Espy, „Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels,“ *Welding Journal*, Vol. 5, pp. 149-156, 1982.
- [80] A. D. Rakhmanov und e. al., „Some Aspects of Pore Formation in Welding Using Low-Alloy Electrodes with Carbonate-Fluoride Covering,“ *Svarochnoe Proizvodstvo*, Vol. 21, No. 4, p. 2 ff., 1974.
- [81] P. Hancock, „Mechanism and Suppression of Gas Pore Formation in Tungsten Arc Welds in Nickel,“ *British Welding Journal*, Vol. 11, No. 11, p. 566 ff., 1964.
- [82] T. Jerwin, *Investigation of the Microstructure and Pore Formation during Welding of Nitrogen Alloyed Stainless Steels. Diploma Thesis*, Stockholm: Swedish Institute for Metals Research, 1997.
- [83] Y.-H. Park, J.-W. Kim, S.-K. Kim, Y.-D. Lee und Z.-H. Lee, „The Critical Amount of Nitrogen on the Formation of Nitrogen Gas Pores during Solidification of 25Cr-7Ni Duplex Stainless Steels,“ *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 34, No. 3, pp. 313-320, 2003.
- [84] DIN EN ISO 19232-1:2013, *Zerstörungsfreie Prüfung – Bildgüte von Durchstrahlungsaufnahmen - Teil 1: Ermittlung der Bildgütezahl mit Draht-Typ-Bildgüteprüfkörper*, Berlin: Beuth, 2013.
- [85] American Petroleum Institute, *CRA Line Pipe. API Specification 5LC, ed. 4*, API Publishing Services, 2015.
- [86] Bruker, „G8 Galileo. Operation Manual,“ 2010.
- [87] P. Müller und L. Wolff, *Handbuch des Unterpulverschweißens - Teil 1 & 2*, Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1983.
- [88] DIN EN ISO 3690:2012, *Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut*, Berlin: Beuth, 2012.
- [89] N. Jenkins und C. F. R., „Extraction and analysis of gases from pores in weld metal,“ *Metal Construction and British Welding Journal*, Vol. 2, pp. 27-31, 1970.
- [90] H. Budzikiewicz und H. Schäfer, *Massenspektrometrie - Eine Einführung*. 6. Aufl., Weinheim: Wiley-VCH, 2012.
- [91] A. F. Hollemann und N. Wiberg, *Lehrbuch der Anorganischen Chemie*, Aufl. 102, Berlin: Walter de Gruyter & Co., 2007.
- [92] Z.-H. Zhou, *Ensemble Methods: Foundations and Algorithms*, Boca Raton: Chapman & Hall/CRC, 2012.

-
- [93] L. Breiman, J. Friedmann, C. J. Stone und R. Olshen, *Classification and Regression Trees*, Monterey: Chapman and Hall/CRC, 1984.
- [94] K. J. Archer und R. V. Kimes, „Empirical characterization of random forest variable importance measures,“ *Computational Statistics & Data Analysis*, Vol. 52, No. 4, pp. 2249-2260, 2008.
- [95] G. Louppe, L. Wehenkel, A. Sutura und P. Geurts, „Understanding variable importances in forests of randomized trees,“ *NIPS'13 Proceedings of the 26th International Conference on Neural Information Processing Systems*, pp. 431-439, 2013.
- [96] A. Hälsig, *Energetische Bilanzierung von Lichtbogenschweißverfahren*, Dissertation, TU Chemnitz: Universitätsverlag, 2014.
- [97] DIN EN ISO 17781:2016-08, *Erdöl-, petrochemische und Erdgasindustrie - Prüfverfahren für die Qualitätslenkung von Mikrostrukturen von austenitisch/ferritisch nichtrostendem Duplexstahl (Entwurf)*, Berlin: Beuth, 2016.
- [98] Standards Norway, *NORSOK STANDARD, Material data sheets and element data sheets for piping, M630, ed.5*, 2010.
- [99] R. Paschold, „Der revolutionäre Unterpulver-Schweißprozess mit integrierter Kaltdrahtzufuhr - ICETM,“ *26. Schweißtechnische Fachtagung 2016. Vorträge der gleichnamigen Fachtagung in Magdeburg am 12. Mai 2016. Tagungsband*, pp. 3-10, 2016.