

Schlussbericht vom 03.06.2021

zu IGF-Vorhaben Nr. 19.936 B

Thema

Entwicklung einer wirtschaftlicheren Prozessführung für das UP-Schweißen ferritisch-austenitischer Legierungen unter Berücksichtigung der metallurgischen Besonderheiten

Berichtszeitraum

01.02.2018 - 31.01.2021

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Forschungseinrichtung(en)

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg
Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)
Projektleiterin: Dr.-Ing. Manuela Zinke
Projektbearbeiter: M. Sc. Juliane Stützer

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Zusammenfassung

Die Zielsetzung des Forschungsvorhabens bestand in der Ermittlung einer Prozessführung für ein wirtschaftlicheres UP-Schweißen von vier industriell relevanten Vertretern ferritisch-austenitischer Legierungen mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr bei Gewährleistung der im Normenwerk geforderten werkstoffspezifischen Kennwerte. Dabei wurde eine Generierung der geforderten Kennwerte direkt aus dem Schweißprozess heraus angestrebt, um die Einsparung einer Wärmenachbehandlung bei der Herstellung dickwandiger Rohre zu ermöglichen, was enorme Zeit- und Kostenersparnisse bringt, da der Glühprozess den geschwindigkeitsbestimmenden Schritt der Fertigungskette darstellt. Die wirtschaftliche Bedeutung der Projektergebnisse für KMU begründet sich vor allem auf Zeit- und Kostenersparnissen sowie der Erhöhung des Durchsatzes.

Die Untersuchungen erfolgten an den Knetlegierungen 1.4462 und 1.4410 sowie an den Gusslegierungen 1.4470 und 1.4469 mit den Prozessvarianten UP-Eindraht, UP-Eindraht mit Kaltdraht und UP-Doppeldraht mit Kaltdraht.

Die wichtigsten Ergebnisse des Forschungsprojektes sind:

Beim UP-Schweißen der Knetlegierungen lässt sich durch Zugabe eines zusätzlichen Kaltdrahtes im Rahmen des werkstofflich maximal zulässigen Wärmeeinbringens die Abschmelzleistung steigern. Die gesteigerte Abschmelzleistung infolge des Zusatzdrahtes mündet in einer Einsparung an Schweißraupen (UP-Eindraht-Prozess) bzw. in einer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit (UP-Doppeldraht-Prozess).

Die Kaltdrahtzugabe besitzt einen vernachlässigbar geringen Einfluss auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit. Eine Einflussnahme auf die Abkühlzeit und somit auf Gefüge und Eigenschaften der Schweißnaht muss über eine Anpassung der Prozessführung (Wärmeeinbringen, Zwischenlagentemperatur) erfolgen.

Eine generell erhöhte Korrosionsanfälligkeit von Gasblaseneindrücken gegenüber der sonstigen Nahtoberfläche wurde nicht nachgewiesen. Vereinzelt wurden jedoch Öffnungen von unter dem Gasblaseneindruck befindlichen Mikroporen hin zur Oberfläche beobachtet. Zur Minimierung des Porenanteils und zur Sicherstellung der Entgasung der Schmelze wird vom UP-Schweißen mit geringen Streckenenergien abgeraten.

Eine Wärmenachbehandlung ermöglicht die Senkung des Ferritgehalts, die Reduzierung der Härtewerte und die Erhöhung der Kerbschlagarbeitswerte. Sie ist zur Erzielung normativ geforderter Werkstoffkennwerte jedoch nicht zwangsläufig notwendig. Die im Projekt durchgeführten Versuchsschweißungen führten zum Erreichen der geforderten Kennwerte bereits im Schweißzustand.

Die Produktivitätssteigerung in Folge einer Einsparung von Schweißraupen oder einer Steigerung des Durchsatzes steht notwendigen Investitionskosten gegenüber. Die Wirtschaftlichkeit der verschiedenen UP-Verfahrensvarianten muss in Abhängigkeit der zu fertigenden Bauteile individuell kalkuliert werden.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben „Entwicklung einer wirtschaftlicheren Prozessführung für das UP-Schweißen ferritisch-austenitischer Legierungen unter Berücksichtigung der metallurgischen Besonderheiten“ (IGF-Nr. 19.936 B / DVS-Nr. 01.2262) 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 insbesondere:

Dipl.-Ing. Jens Tropschug	BMA Braunschweigische Maschinenbauanstalt AG, Braunschweig
Dipl.-Ing. Rolf Paschold	ESAB Welding & Cutting GmbH, Zweigstelle Langenfeld
Dipl.-Ing. Klaus Mittelbach	CIG / Osteestaal GmbH & Co. KG, Stralsund
Dipl.-Ing. Stefan Bartholomäus/ Dipl.-Ing. Reinhold Hoffmann	H. Butting GmbH & Co. KG, Wittingen- Knesebeck
Dr.-Ing. Sabine Schultze	Institut für Korrosions- und Schadensanalyse, Magdeburg
Dipl.-Wirt.-Ing. Bartholomäus Mertens/ Dr.-Ing. Frank Wischnowski/ Dr.-Ing. Tobias Simon	Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH, Radevormwald
Dipl.-Ing. Roland Seydel	Meeraner Dampfkesselbau GmbH, Meerane
Dr.-Ing. Michael Schnick	OSCAR PLT GmbH, Klipphausen
Dipl.-Ing. Konrad Gerner	Uhlig Rohrbogen GmbH, Langelsheim
Dipl.-Ing. Bernd Hoberg/ Dr.-Ing. Martin Schmitz-Niederau	voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Hamm

Inhaltsverzeichnis

1	Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	16
2	Stand der Forschung und Entwicklung	18
2.1	Duplexstahlsorten und Anwendungsbereiche.....	18
2.2	Metallurgische Besonderheiten der Duplexstähle.....	18
2.3	Empfehlungen für das UP-Schweißen von Duplexstählen.....	21
2.4	Geforderte Kennwerte für ferritisch-austenitisches Schweißgut.....	22
2.5	Schweißen mit zusätzlicher Drahtzufuhr	23
3	Forschungsziel und Lösungsweg.....	24
3.1	Arbeitshypothesen und Forschungsziel.....	24
3.2	Methodisches Vorgehen zur Zielerreichung	25
4	Versuchskonzepte und verwendete Gerätetechnik.....	27
4.1	Anlagentechnik zum UP-Schweißen mit Kaltdraht.....	27
4.2	Schweißdatenerfassung und –auswertung.....	28
4.3	Temperaturmesstechnik zur Bestimmung der Abkühlzeit beim UP-Schweißen.....	29
4.4	System zur physikalischen Simulation des WEZ-Gefüges.....	29
4.5	Prüftechnik zur Bestimmung der Eigenschaften der Schweißverbindungen	31
5	Forschungsergebnisse	32
5.1	Charakterisierung der Untersuchungsmaterialien.....	32
5.1.1	Durchführung der chemischen Analysen	32
5.1.2	Grundwerkstoffe	32
5.1.3	Schweißzusätze	34
5.1.4	Schweißpulver.....	34
5.2	Einflussnahme eines Kaltdrahtes auf den Temperatur-Zeit-Zyklus.....	36
5.2.1	Versuchsdurchführung.....	36
5.2.2	Einfluss von Prozessvariante und Streckenenergie auf die Abkühlzeit	37
5.2.3	Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Abkühlzeit	39
5.3	Einfluss verschiedener Temperatur-Zeit-Zyklen auf das WEZ-Gefüge	40
5.3.1	Probengeometrien und Versuchsparameter	40
5.3.2	Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Knetlegierung 1.4462.....	40
5.3.3	Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Knetlegierung 1.4410.....	42
5.3.3.1	Einfluss eines einzelnen Temperatur-Zeit-Zyklus.....	42
5.3.3.2	Einfluss mehrerer Temperatur-Zeit-Zyklen.....	44

5.3.4	Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Gusslegierung 1.4470.....	45
5.3.5	Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Gusslegierung 1.4469.....	47
5.4	Einfluss von Wärmeführung und Schweißpulvergemisch auf Gasblaseneindrücke und Lochkorrosionsbeständigkeit.....	48
5.4.1	Versuchsdurchführung und Auswertung.....	48
5.4.2	Einfluss der Wärmeeinbringung.....	49
5.4.3	Einfluss des Schweißpulvers.....	51
5.4.4	Korrosionsprüfungen an Gasblaseneindrücken.....	52
5.4.4.1	Untersuchungen gemäß ASTM G48.....	52
5.4.4.2	Elektrochemische Untersuchungen mittels Aufsatzmesszelle.....	52
5.4.5	Weiterführende Untersuchungen zu Oberflächenrauheiten und zur Mikrostruktur unterhalb der Gasblaseneindrücke.....	55
5.5	Verbindungsschweißungen an den Knetlegierungen.....	56
5.5.1	Ausführung der Längsnahtschweißungen am Blech.....	56
5.5.2	Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462.....	57
5.5.2.1	Lagenaufbau und Schweißparameter.....	57
5.5.2.2	Nahtqualität.....	58
5.5.2.3	Prozesskennzahlen.....	60
5.5.3	Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410.....	60
5.5.3.1	Lagenaufbau und Schweißparameter.....	60
5.5.3.2	Nahtqualität.....	62
5.5.3.3	Prozesskennzahlen.....	63
5.6	Verbindungsschweißungen an den Gusslegierungen.....	64
5.6.1	Ausführung der Rundnahtschweißungen am Rohr.....	64
5.6.2	Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470.....	65
5.6.2.1	Lagenaufbau und Schweißparameter.....	65
5.6.2.2	Nahtqualität.....	67
5.6.2.3	Prozesskennzahlen.....	69
5.6.3	Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469.....	70
5.6.3.1	Lagenaufbau und Schweißparameter.....	70
5.6.3.2	Nahtqualität.....	71
5.6.3.3	Prozesskennzahlen.....	73
5.6.4	Ursachenanalyse zu den Risserscheinungen im Schweißgut der Gusslegierungen.....	74
5.7	Einfluss einer Wärmenachbehandlung auf die Schweißnahtqualität.....	75

5.7.1	Versuchswerkstoffe sowie Schweißparameter und Lagenaufbau	75
5.7.2	Durchführung der Wärmenachbehandlung	77
5.7.3	Einfluss der Wärmenachbehandlung auf die Werkstoffkennwerte.....	77
5.7.3.1	Gefügebildung und Ferritgehalt.....	77
5.7.3.2	Kerbschlagarbeit.....	79
5.7.3.3	Härte	80
5.7.3.4	Zugfestigkeit	81
5.7.3.5	Korrosionsbeständigkeit	81
5.7.3.6	Biegeprüfung	82
5.8	Wirtschaftlichkeitsbetrachtung.....	82
6	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrags und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen.....	87
7	Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen.....	90
8	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleinere und mittlere Unternehmen.....	91
9	Transfermaßnahmen	92
10	Literaturverzeichnis	95

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Eingefallenes Rohr nach der Wärmenachbehandlung [12]	17
Abbildung 2: UP-Schweißprobe vor und nach dem Korrosionstest (ASTM G48-A, 50°C).....	17
Abbildung 3: Isothermes Ausscheidungsdiagramm für Duplexstähle nach Charles [24] (schematisch)	19
Abbildung 4: Verbesserung der Gefügestabilität von Standardduplexstahl durch eine angepasste chemische Zusammensetzung [31]	20
Abbildung 5: Anlagentechnik zum UP-Schweißen mit Kaltdrahtzufuhr am IWF, a) Kaltdrahtfördereinheit, b) 3-Achs-Support mit Schwenkvorrichtung, c) Zustellung des Kaltdrahtes zur Elektrode.....	27
Abbildung 6: Aufbau des UP-ICE™-Brenners.....	28
Abbildung 7: Elektropneumatische Temperaturmessvorrichtung zum automatisierten Einbringen von Thermoelementen in die Schmelze	29
Abbildung 8: Probenkammer der Gleeble® 3500 mit eingespannter Probe.....	30
Abbildung 9: Schliffbilder der Grundwerkstoffe, Ätzung nach Beraha II	33
Abbildung 10: Mechanisch-technologische Kennwerte der Grundwerkstoffe.....	34
Abbildung 11: Partikelgrößenverteilung der Schweißpulver gemäß selbst durchgeführter Siebanalyse.....	35
Abbildung 12: Skizze der Nahtvorbereitung zur Temperaturmessung während des Schweißens.....	36
Abbildung 13: Einfluss von Streckenenergie und Kaltdrahtzugabe auf die Abkühlzeit $t_{12/8}$ beim Unterpulverschweißen mit dem Eindraht- (a) und dem Doppeldraht-Prozess (b)	37
Abbildung 14: Schweißgutquerschnittsfläche und Aufmischungsgrad in Abhängigkeit von Prozessvariante und Kaltdrahtanteil für die Schweißungen mit hoher Streckenenergie ($E = 24,7 \text{ kJ/cm}$).....	39
Abbildung 15: Aufspannung des Probebleches auf einer durchgängigen Schweißunterlage (links) und einer geteilten Schweißunterlage (rechts).....	39
Abbildung 16: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4462 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (elektrolytische Ätzung mit 20 % NaOH).....	41
Abbildung 17: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4462 nach verschiedenen Abkühlzeiten.....	42
Abbildung 18: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4410 nach einem T-t-Zyklus in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Groesbeck)	43
Abbildung 19: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4410 nach verschiedenen Abkühlzeiten und einem T-t-Zyklus.....	43
Abbildung 20: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4410 nach dreifachem T-t-Zyklus in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Groesbeck)	44

Abbildung 21: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4410 nach verschiedenen Abkühlzeiten und dreifachem T-t-Zyklus	45
Abbildung 22: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4470 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Beraha II)	46
Abbildung 23: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4470 nach verschiedenen Abkühlzeiten	46
Abbildung 24: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4469 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Beraha II)	47
Abbildung 25: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4469 nach verschiedenen Abkühlzeiten	48
Abbildung 26: Schweißraupe auf Grundwerkstoff mit Kennzeichnung von Gasblaseneindrücken, gefiederter Nahtoberfläche und zerklüfteter Nahtoberfläche	49
Abbildung 27: Einfluss der Schweißspannung auf den Anteil an zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts.....	50
Abbildung 28: Einfluss des Schweißstroms auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts.....	50
Abbildung 29: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts.....	51
Abbildung 30: Einfluss des Schweißpulvers auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts.....	51
Abbildung 31: Korrosionsprobe vor der Prüfung mit Kennzeichnung der Positionen der späteren Lochkorrosionserscheinungen (oben) und Detailaufnahmen der Lochkorrosion nach der Prüfung (a-c), Prüfung gemäß ASTM G48 – Methode E, Elektrolyt: $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O} + \text{HCL}$, Temperatur: 55 °C, Expositionsdauer: 24 h	52
Abbildung 32: Elektrochemische Messung in 1 mol/l NaCl, oben: Verlauf der vor Polarisationsbeginn gemessenen Ruhepotentialverläufe, unten: Verlauf der zyklischen Stromdichte-Potential-Kurven, die nach der Ruhepotentialmessung aufgenommen wurden	53
Abbildung 33: Elektrochemische Messung in 4,5 mol/l CaCl_2 , oben: Verlauf der vor Polarisationsbeginn gemessenen Ruhepotentialverläufe, unten: Verlauf der zyklischen Stromdichte-Potential-Kurven, die nach der Ruhepotentialmessung aufgenommen wurden	54
Abbildung 34: Rauheitsprofile und ermittelte Rauheitskennwerte an verschiedenen Schweißnahtbereichen	55
Abbildung 35: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie im oberflächennahen Bereich unterhalb von Gasblaseneindrücken.....	56
Abbildung 36: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4462, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II.....	58

Abbildung 37: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4410, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II.....	62
Abbildung 38: Änderung des Abstandes zwischen Elektrode und Kaltdraht infolge einer Änderung des Kontaktrohrabstandes (links) und Röntgenfilm mit Schlackeeinschlüssen (rechts)	62
Abbildung 39: Versuchsaufbau zum Rundnahtschweißen mit dem UP-Eindraht-Prozess mit Kaltdraht (links) und dem UP-Doppeldraht-Prozess mit Kaltdraht (UP-ICE™, rechts)	64
Abbildung 40: Nahtaussehen der Schweißungen mit einer Streckenenergie von 25 kJ/cm in Abhängigkeit der Prozessvariante	65
Abbildung 41: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4470, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II.....	67
Abbildung 42: Mikroschliffaufnahmen zeigen Heißrisse im Schweißgut von Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470, Ätzung: Beraha II.....	67
Abbildung 43: Kennzeichnung des Auftretens der Heißrisse in der Makroschliffaufnahme der Verbindungsschweißung UP-ED + KD mit reduzierter Streckenenergie sowie Mikroschliffaufnahmen der Heißrisse.....	68
Abbildung 44: Exemplarische Aufnahmen der vollständig durchgebogenen Biegeproben der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 zeigen geöffnete Mikrorisse.....	69
Abbildung 45: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4469, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II.....	72
Abbildung 46: Mikroschliffaufnahmen zeigen Heißrisse im Schweißgut von Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469.....	72
Abbildung 47: Exemplarische Aufnahmen der Biegeproben der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469, a) bei vollständiger Durchbiegung gebrochene Probe, b) & c) Proben mit beginnender Rissbildung bei einem Biegewinkel zwischen 30 – 50 °	73
Abbildung 48: Temperatur-Zeit-Verlauf der Lösungsglühung mit anschließendem Abschrecken in Wasser	77
Abbildung 49: Gefügaufnahmen von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand aus dem Übergangsbereich Grundwerkstoff-Wärmeeinflusszone-Schweißgut	78
Abbildung 50: Gegenüberstellung der Ferritgehalte des Grundwerkstoffes, der Wärmeeinflusszone und des Schweißguts von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand.....	79
Abbildung 51: Gegenüberstellung der Kerbschlagarbeitswerte (Prüftemperatur: - 46°C) von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand.....	79
Abbildung 52: Gegenüberstellung der Härte von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	80

Abbildung 53: Gegenüberstellung der Zugfestigkeiten von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand.....	81
Abbildung 54: Gegenüberstellung der Korrosionsbeständigkeit von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand.....	82
Abbildung 55: Aufnahmen von Proben mit Rissen nach der Biegeprüfung, UP-ED-Schweißung mit WB (links) und UP-ED+KD-Schweißung mit WB (mitte und rechts)	82

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften typischer Vertreter von Duplexsorten bei Raumtemperatur (Mindestwerte für warmgewalzte Bleche bzw. Rohre bzw. Schleuderguss) [16, 20, 21, 22]	18
Tabelle 2:	Empfehlungen zum Schmelzschweißen von Duplexstählen [9, 41, 42, 43]	21
Tabelle 3:	Anforderungen an ferritisch-austenitisches Schweißgut nach [16, 48]	22
Tabelle 4:	Methodischer Ansatz und Arbeitspakete zur Zielerreichung	26
Tabelle 5:	Sensoren zur Schweißparametererfassung	28
Tabelle 6:	Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung der Eigenschaften der Schweißverbindungen	31
Tabelle 7:	Chemische Zusammensetzungen der Grundwerkstoffe, Konzentrationen der Hauptelemente in Gew.-% bzw. ppm*	33
Tabelle 8:	Chemische Zusammensetzungen der Schweißzusätze, Konzentrationen der Hauptelemente in Gew.-% bzw. ppm*	34
Tabelle 9:	Prozentuale Zusammensetzung der Schweißpulver gemäß Herstellerangaben	35
Tabelle 10:	Prozessparameter und resultierende Streckenenergien in Abhängigkeit der UP-Verfahrensvariante	37
Tabelle 11:	Ermittelte $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten in Abhängigkeit von Streckenenergie und simulierter Zwischenlagentemperatur	39
Tabelle 12:	Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462	57
Tabelle 13:	Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462	58
Tabelle 14:	Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4462	59
Tabelle 15:	Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht	60
Tabelle 16:	Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410	61

Tabelle 17:	Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410	61
Tabelle 18:	Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4410.....	63
Tabelle 19:	Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht.....	64
Tabelle 20:	Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470	66
Tabelle 21:	Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470	66
Tabelle 22:	Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4470.....	68
Tabelle 23:	Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht.....	70
Tabelle 24:	Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469.....	70
Tabelle 25:	Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469	71
Tabelle 26:	Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4469.....	73
Tabelle 27:	Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht.....	74
Tabelle 28:	Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter der Verbindungsschweißungen an den jeweiligen Legierungen gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion* sowie die Differenz der prozentualen Gewichtsanteile.....	75
Tabelle 29:	Makroschliffbilder und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 mit anschließender Wärmenachbehandlung	76

Tabelle 30:	Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 mit anschließender Wärmenachbehandlung	76
Tabelle 31:	Prozessdaten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4462 normiert auf eine Nahtlänge von einem Meter	85
Tabelle 32:	Prozessdaten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4410 normiert auf eine Nahtlänge von einem Meter	85
Tabelle 33:	Leistungsdaten der verwendeten Maschinen zur Berechnung der Energiekosten.....	85
Tabelle 34:	Übersicht zu den anteiligen Kosten sowie den Herstellkosten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4462 normiert auf einen Meter Schweißnahtlänge	86
Tabelle 35:	Übersicht zu den anteiligen Kosten sowie den Herstellkosten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4410 normiert auf einen Meter Schweißnahtlänge	86
Tabelle 36:	Gegenüberstellung der Meilensteine und Ziele gemäß Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung	87

Abkürzungsverzeichnis

AC	Alternating Current
AP	Arbeitspaket
CPT	Critical Pitting Temperature
CVN	Charpy V-Notch
DC	Direct Current
DSS	Duplex Stainless Steel
EI	Elektrode
GWS	Grundwerkstoff
IMP	Intermetallische Phasen
HD	Heißdraht
KD	Kaltdraht
KL	Kapplage
NDIR	Non Dispersiv Infrared
PREN	Pitting Resistant Equivalent Number
RT	Raumtemperatur
SDSS	Super Duplex Stainless Steel
SG	Schweißgut
SLK	Schlackelöslichkeit
SN	Schweißnaht
SSQ	Schweißstromquelle
SZ	Schweißzusatz
TE	Thermoelement
UP (-Schweißen)	Unterpulver (-schweißen)
UP-DD	Unterpulver-Doppeldraht
UP-ED	Unterpulver-Eindraht
UP-ICE™-Prozess	Unterpulver-Integrated Cold Wire-Prozess
WIG (-Schweißen)	Wolframinertgas (-schweißen)
WB	Wärmenachbehandlung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WL	Wurzellage
ZWS	Zusatzwerkstoff

Verzeichnis der Formelzeichen

β	[°]	Flankenwinkel
E	[kJ/cm]	Streckenenergie
I	[A]	Schweißstromstärke
R	[mm]	Radius
t_s	[s]	Schweißzeit
t_N	[s]	Nebenzeit
$t_{12/8}$	[s]	Abkühlzeit von 1200 bis 800 °C
T	[°C]	Temperatur
T_{ZWL}	[°C]	Zwischenlagentemperatur
U	[V]	Schweißspannung
v_{Dr}	[m/min]	Drahtvorschubgeschwindigkeit
v_{EI}	[m/min]	Elektrodenvorschubgeschwindigkeit
v_{KD}	[m/min]	Kaltdrahtvorschubgeschwindigkeit
v_s	[cm/min]	Schweißgeschwindigkeit

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Für die Verarbeitung dickwandiger Komponenten von ferritisch-austenitischen Legierungen (Duplexstähle) mit Blechstärken von mehr als 8 mm wird das Unterpulverschweißen (UP) häufig eingesetzt. Dabei müssen Grenzwerte für maximal zulässige Streckenenergien eingehalten werden, um der Bildung von unerwünschten intermetallischen Phasen, 475°-Versprödung und Sekundäraustenit, die mit einer Abnahme mechanisch-technologischer Gütewerte sowie der Korrosionsbeständigkeit einhergehen [1, 2, 3, 4, 5, 6, 7], vorzubeugen. Eine Produktivitätssteigerung über eine Erhöhung des Schweißstroms ist bei diesen Stählen nur begrenzt möglich. Denkbar ist daher der Einsatz mehrerer stromführender Drahtelektroden (Doppeldraht, Tandem) [8]. Der damit verbundenen größeren Wärmeeinbringung kann mit einer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit entgegengewirkt werden. Diese ist jedoch auch begrenzt, da UP-Schweißnähte, die mit sehr hoher Schweißgeschwindigkeit in Kombination mit ungünstiger Nahtgeometrie geschweißt werden, zu Mittennahttrissen neigen [9].

Die Verwendung eines zusätzlichen Kaltdrahtes (KD) ermöglicht hingegen eine Steigerung der Abschmelzleistung ohne die Streckenenergie unzulässig zu erhöhen [10]. Eine Umsetzung der erhöhten Abschmelzleistung in höhere Schweißgeschwindigkeiten reduziert die Wärmeeinbringung und erlaubt eine Beeinflussung des thermischen Zyklus [11]. Somit bietet die zusätzliche Drahtzufuhr enorme wirtschaftliche und metallurgische Potentiale.

Die aktuell verfügbaren Lean- und Standardduplexstähle gelten bei Beachtung der Verarbeitungshinweise allgemein als gut schweißgeeignet. Mit zunehmenden Legierungsanteilen bei den Superduplexstählen nimmt jedoch die Sensibilität gegenüber einem zu hohen Wärmeeinbringen und den daraus resultierenden o. g. negativen Auswirkungen signifikant zu.

Ein weiteres schweißmetallurgisches Problem, welches Industrievertreter in Fachgesprächen bekundeten, ist das Auftreten einer derzeit unkontrollierbaren Schwankung der Kerbschlagarbeitswerte in der WEZ der UP-Schweißnähte bei tiefen Temperaturen. Nur durch eine Wärmenachbehandlung (WB), die aus einem Lösungsglühen bei einer Temperatur von 1050 bis 1100 °C und anschließendem Abschrecken in Wasser besteht [12], sind hinreichend gute Kennwerte gemäß Regelwerk realisierbar.

Eine Einsparung der WB ist jedoch aufgrund der Einfallgefahr von Bauteilen mit geringem Wanddicken-Durchmesser-Verhältnis (Abbildung 1) und der Begrenzung der maximalen Bauteilgröße infolge des Bauraumes von WB-Anlagen erstrebenswert. Darüber hinaus birgt eine WB die Gefahr der Versprödung durch Ausscheidung von Sigma-Phase bei zu langsamer Abkühlung nach dem Lösungsglühen. Die Folge ist eine Verschlechterung von Kerbschlagarbeit und Korrosionsbeständigkeit [13].



Abbildung 1: Eingefallenes Rohr nach der Wärmenachbehandlung [12]

Die Generierung ausreichender Gütwerte aus dem Schweißprozess heraus ermöglicht die Einsparung der WB und bringt somit enorme Zeit- und Kostenersparnisse, da der Glühprozess der geschwindigkeitsbestimmende Schritt der Fertigungskette ist [14].

Eine weitere Problematik beim UP-Schweißen ist das Auftreten prozesstypischer Gasblaseneindrücke auf der Nahtoberfläche. Es wurde festgestellt, dass sich diese negativ auf die Korrosionsbeständigkeit auswirken. Sie bilden den Ausgangspunkt für Lochkorrosionsangriff (Abbildung 2) wodurch erforderliche CPT-Werte z. T. nicht erreicht werden, wie in einem vorangegangenen Projekt der Forschungsstelle (IGF-Nr. 18.390 BR) festgestellt wurde [15].



Abbildung 2: UP-Schweißprobe vor und nach dem Korrosionstest (ASTM G48-A, 50°C)

Um den anzuwendenden Regelwerken entsprechend konforme Gütwerte zu erzielen, sollen daher die metallurgischen Potentiale einer KD-Zufuhr beim UP-Schweißen von Duplexstählen genutzt werden.

2 Stand der Forschung und Entwicklung

2.1 Duplexstahlsorten und Anwendungsbereiche

Duplexstähle lassen sich grundsätzlich in Lean-, Standard-, Super- und Hyperduplexstähle einteilen [9, 16]. Sie unterscheiden sich in ihrer chemischen Zusammensetzung, der Wirksumme (PREN) und den mechanisch-technologischen Eigenschaften (Tabelle 1). Duplexstähle besitzen eine hohe Beständigkeit in Anwesenheit korrosiver Medien (H_2S -haltige wässrige Medien, Chloride und Lösungen mit niedrigen pH-Werten), einen hohen Widerstand gegenüber Loch- und Spannungsrisskorrosion sowie eine hohe Festigkeit. Dies prädestiniert sie bspw. für Bauteile in großen Meerestiefen, wie Rohrleitungen, Separatoren, Wäscher, Pumpen und Verteiler zum Transport von korrosiv wirkenden Medien [17]. Weitere Anwendungen sind Kocher, Reaktoren zum Bleichen, Wäscher und Saugwalzen in der Zellstoff- und Papierindustrie [18] oder Verdampfer und Hochdruckleitungen in Entsalzungsanlagen [19]. Die Superduplexstähle finden dort Einsatz, wo höhere Anforderungen an Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit gestellt werden. Leanduplexstähle eignen sich hingegen für Anwendungen mit geringeren Anforderungen, wenn jedoch höhere Korrosionsbeständigkeit und Festigkeit als die eines klassischen Austenits (W.-Nr.: 1.4404) erforderlich sind. Gegenüber dem austenitischen CrNi-Stahl sind Kosten- und Gewichtseinsparungen gegeben. Eingesetzt werden sie beispielsweise für flexible Rohre und Versorgungsleitungen [17].

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften typischer Vertreter von Duplexsorten bei Raumtemperatur (Mindestwerte für warmgewalzte Bleche bzw. Rohre bzw. Schleuderguss) [16, 20, 21, 22]

EN-Nr. UNS	Cr, %	Ni, %	Mo, %	N, %	Cu, %	PREN	R _m , MPa	R _{p0,2} , MPa	A, %	KV _{längs} , J
Leanduplex (PREN < 30) - Blech										
1.4162 S32101	21,0- 22,0	1,35- 1,70	0,10- 0,80	0,20- 0,25	0,10- 0,80	27	650- 850	450	30	60
Standardduplex (30 ≤ PREN < 40) - Blech										
1.4462 S32205	22,0- 23,0	4,5- 6,5	3,0- 3,5	0,14- 0,20	-	36	640- 840	460	25	100
Superduplex (40 ≤ PREN < 48) - Blech										
1.4410 S32750	24,0- 26,0	6,0- 8,0	3,0- 5,0	0,24- 0,32	-	42	730- 930	530	20	100
Superduplex (40 ≤ PREN < 48) - Guss										
1.4469 J93404	24,0- 26,0	6,0- 8,0	3,0- 5,0	0,12- 0,22	1,3	41	650	480	22	50
Hyperduplex (48 ≤ PREN ≤ 55) - Blech										
1.4658 S32707	26,0- 29,0	5,5- 9,5	4,0- 5,0	0,30- 0,50	1,0	49	920- 1100	700	25	≥ 330

2.2 Metallurgische Besonderheiten der Duplexstähle

Duplexstähle haben bei RT ein ferritisch-austenitisches Gefüge. Aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung erstarren sie zunächst rein ferritisch. Anschließend wandelt ein Teil des Ferrits diffusionsgesteuert in Austenit um. Der endgültige Ferritanteil ist abhängig von der Legierungszusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit und sollte für Grundwerkstoffe 35-60 % und für nicht wärmebehandeltes Schweißgut 30-70 % betragen [16]. In Verbindung mit zu hohen Ferritanteilen können sich legierungsabhängig bei Temperaturen zwischen 550 und 1000 °C schon nach kurzen Verweilzeiten die harten und spröden intermetallischen Phasen

(Sigma, Chi) ausscheiden, die Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit stark reduzieren. Ein zu hoher Austenitanteil hingegen verringert die Festigkeit und erhöht die Heißrissneigung. Der zu erwartende Ferritanteil kann u. a. mit Hilfe des WRC1992-Diagramms durch Berechnung von Chrom- und Nickeläquivalent abgeschätzt werden [23].

Neben den o. g. Intermetallischen Phasen (IMP) können in Duplexstählen noch weitere unerwünschte Ausscheidungen im Temperaturbereich zwischen 300 und 550 °C auftreten, bspw. die 475 °-Versprödung [24, 25] (Abbildung 3). Besonders hohe Cr- und Mo-Gehalte begünstigen auch die Bildung von Karbiden und Nitriden, die sich bevorzugt an den Korngrenzen oder im Ferrit bilden. Nitride auf den Korngrenzen setzen die Beständigkeit gegen Wasserstoffversprödung herab. Nitride im Ferrit hingegen verschlechtern die Kerbschlagzähigkeit, erhöhen die Mikrohärtigkeit und setzen das kritische Lochkorrosionspotential herab [1, 2, 3]. Karbidausscheidungen sind aufgrund der sehr geringen Kohlenstoffgehalte heutiger Duplexgüten nahezu ausgeschlossen [4].

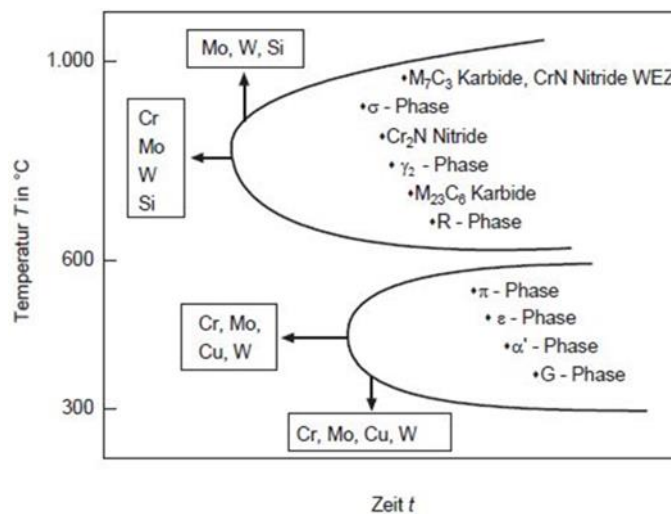


Abbildung 3: Isothermes Ausscheidungsdiagramm für Duplexstähle nach Charles [24] (schematisch)

Die IM-Phasen verschlechtern die Kerbschlagzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit [5, 6, 7]. Wolfram verringert die zur Bildung der Chi-Phase notwendige Energie [26]. Mit zunehmendem Molybdänanteil verkürzt sich die notwendige Zeit zur Ausbildung von Sigma-Phase [27].

Während Leanduplexstähle weniger anfällig gegen IM-Phasen sind, zeigen Standard- und vor allem Superduplex diesbezüglich eine verstärkte Sensibilität.

Die Ausscheidung dieser Phasen bei der schweißtechnischen Verarbeitung erscheint zunächst von geringerer Bedeutung, da kritische Abkühlraten zum Auftreten dieser Phasen für Standardduplex bei 0,35 K/s und für Superduplex bei 0,8-0,9 K/s liegen [28], die Abkühlraten in Schweißprozessen aber deutlich höher sind. Jedoch werden bei Mehrlagenschweißungen wiederholt kritische Temperaturbereiche durchlaufen, so dass ungünstige Temperaturführungen zur Ausscheidung dieser Phasen führen können.

Beim Schweißen von Duplexstählen dürfen die Abkühlraten ein Minimum nicht unter und ein Maximum nicht überschreiten. Zu hohe Abkühlraten verhindern eine ausreichende Austenitbildung und führen zu übermäßigem Ferritanteil in der WEZ. Zusätzlich nimmt die

Wahrscheinlichkeit der Bildung von Chromnitriden zu. Bei zu langsamer Abkühlung ist der Bereich der WEZ besonders gefährdet für ein Ferritkornwachstum. Dieses setzt im Bereich zwischen Ferrit-Solvus- und Solidustemperatur ein. Umso niedriger die Solvustemperatur ist, umso wahrscheinlicher ist das Auftreten des Kornwachstums und je länger die Verweildauer in diesem Temperaturbereich, desto stärker ist das Kornwachstum. Deshalb sollte ein zu hohes Wärmeeinbringen vermieden werden. Da die Ferritkorngröße maßgeblichen Einfluss auf die Zähigkeit besitzt, sollten lange Verweilzeiten im Temperaturbereich über der Ferrit-Solvus-Linie geringgehalten werden. Ein angemessenes Wärmeeinbringen und ein kontrollierter thermischer Zyklus während des Schweißens müssen somit zwingend eingehalten werden [23, 29].

Zur Vermeidung der Versprödung der WEZ durch übermäßige Ferritgehalte und Kornwachstum wurde der Stickstoffanteil der Duplexstähle in den vergangenen Jahren sukzessive erhöht, bspw. beim 1.4462 von 0,14 % auf 0,18 %. Infolge dessen werden somit unabhängig vom Wärmeeinbringen bzw. von der Abkühlrate die obere Grenze des zulässigen Ferritgehaltes von 70 % in der WEZ nicht überschritten und ein feinkörnigeres Gefüge erzielt (Abbildung 4). Dies ermöglicht eine Erweiterung des Prozessfensters und entsprechender Temperaturgebiete von - 50 auf -80 °C [30].

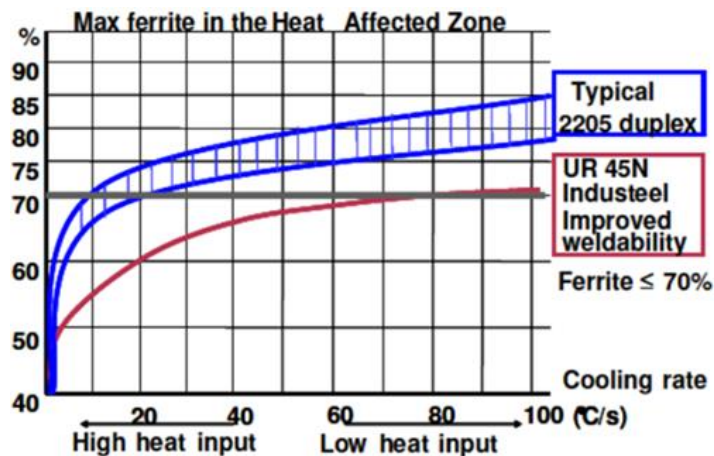


Abbildung 4: Verbesserung der Gefügestabilität von Standardduplexstahl durch eine angepasste chemische Zusammensetzung [31]

Ein wesentliches Problem beim Herstellen mehrlagiger Schweißgüter an dickwandigen Komponenten stellt die mögliche Bildung von Sekundäraustenit (γ_2) im Bereich der Wurzellage in Abhängigkeit der Streckenenergien für Wurzel- und 1. Fülllage dar.

Die Bildung erfolgt als Phasenumwandlung an den Ferrit-Austenit-Korngrenzen oder innerhalb des Ferritkorns. Die Ausscheidung von Cr_2N an der Phasengrenze α/γ_1 und der damit verbundene lokale Schwund an Cr und Mo führt zur Entstehung von intragranularem γ_2 , dessen Wachstum zur Auflösung der zuvor ausgeschiedenen Cr_2N führt [32]. Im Vergleich zum Primäraustenit (γ_1) besitzt Sekundäraustenit geringere Anteile an Chrom, Molybdän und Stickstoff, was zur Abnahme der Lochkorrosionsbeständigkeit und erhöhter Mikrohärté führt [13, 33]. Solange Sekundäraustenit nicht an den Oberflächen auftritt, besteht keine erhöhte Korrosionsgefahr. Ferner führen erhöhte Austenitanteile zur Verbesserung der Zähigkeit. Ein exzessives Wachstum im Mehrlagenschweißgut kann durch die Kontrolle von Wärmeeinbringen und Zwischenlagentemperatur vermieden werden [23].

Das Auftreten metallurgischer Poren im UP-Schweißgut der Superduplexstähle ist ein weiteres relevantes Problem, welches u. a. durch die erhöhten Stickstoffgehalte der Werkstoffe begünstigt wird [34].

2.3 Empfehlungen für das UP-Schweißen von Duplexstählen

Die Duplexstähle gelten unter Beachtung der allgemeinen Verarbeitungsrichtlinien als gut schweißbar. Die Empfehlungen zielen darauf ab, die Ausbildung des zweiphasigen Gefüges sowie Ausscheidungsfreiheit zu gewährleisten. Der im Schweißgut zu erzielende Austenitanteil ist einerseits von der chemischen Zusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe, der Aufmischung sowie vom verwendeten Schweißpulver und andererseits von der Abkühlrate abhängig. Die Abkühlrate wird im Wesentlichen vom Schweißprozess und somit von der eingebrachten Wärmemenge aber auch von der Zwischenlagentemperatur bzw. Vorwärmung, der Nahtform und der Blechdicke beeinflusst. In der Literatur wird häufig eine Abkühlzeit von $t_{12/8} > 10$ s gefordert [25, 35, 36] während ESAB eine Zeit von 8-10 s als günstig erachtet [37]. Derartige Angaben sind auf im Jahre 1978 durchgeführte Untersuchungen von MUNDT und HOFFMEISTER zurückzuführen, die für zunehmende Abkühlgeschwindigkeiten bzw. geringer werdende Abkühlzeiten eine Zunahme des Ferritanteils nachwies [38]. Die Übertragbarkeit dieser Ergebnisse ist allerdings in Frage zu stellen, da die chemische Zusammensetzung der damals verwendeten Legierung (30 % Cr und 14,2 % Ni) wesentlich von den Legierungskonzepten heutiger Duplexsorten abweicht. Experimentell ermittelte Abkühlzeiten am Duplexstahl 1.4462, die zu ausreichenden Austenitanteilen in der Schweißnaht liegen je nach Schweißprozess, Nahtart und Streckenergien zwischen 2 und 10 s [39, 40].

Für den im Forschungsantrag betrachteten UP-Prozess geht es vor allem darum, die maximalen Werte von Streckenenergie und Abkühlzeit zu überprüfen und einzuhalten. Da die Wurzellagen jedoch zumeist entweder als WIG-Handlage oder vollmechanisiert mit dem Plasmaschweißprozess ausgeführt werden, sind auch die minimalen Werte einzuhalten und zu überprüfen. Einen zusammenfassenden Überblick zu den Schweißempfehlungen zum Schmelzschweißen von Duplexstählen in Abhängigkeit der jeweiligen Sorte gibt Tabelle 2.

Tabelle 2: Empfehlungen zum Schmelzschweißen von Duplexstählen [9, 41, 42, 43]

Sorte		Lean-Duplex	Standard-Duplex	Super-Duplex
EN-Nr. / UNS-Nr.		1.4162 / S32101	1.4462 / S32205	1.4410 / S32750
Schweißprozesse		E-Hand, MSG, WIG, UP, Plasma		
Streckenenergie, kJ/cm		1-25 (< 10 bei UP)	5-25 (> 10 bei UP)	2-15
max. Zwischenlagentemp., °C		150/250	150/250	100/150
Vorwärmen, °C		50-80 (zur Beseitigung von Feuchte) 150 (in Ausnahmefällen zur Vorbeugung von Rissen beim Schweißen großer Wanddicken mit geringer Streckenenergie)		
Schweißzusätze		22 9 3 N L; 23Cr7Ni+N Ø ≤ 3,2 mm	22 9 3 N L Ø ≤ 3,2 mm	25 9 4 N L, Ø ≤ 3,2 mm
Schweißhilfsstoffe	WIG Plasma	WIG: Ar + 1-3 % N ₂ , Ar + 30 % He + 2 % N ₂ Plasma		
	UP	Fluorid-basische Pulver, Basizitätsgrad: 1,5-3		

Zum Schweißen der höher legierten Sorten sollten die maximalen Streckenenergien etwas geringer gehalten werden. Sorten mit höheren Stickstoffgehalten können mit den minimal empfohlenen Streckenenergien verarbeitet werden [41].

Zur Vermeidung der Bildung intermetallischer Phasen sowie Sekundäraustenit in der Wurzellage ist die Wurzellage massiv mit hoher Streckenenergie (Hot-Pass) herzustellen, während die darauf folgende Lage mit geringerer Streckenenergie (Cold-Pass) geschweißt werden soll [26, 30].

Eine WB muss im Allgemeinen nicht durchgeführt werden, kann jedoch durch eine entsprechende Anwendungsnorm gefordert werden. Regelwerke die eine WB fordern sind z. B. AD 2000 HP 2-1, API 5LC, ASTM A790 oder ASTM A928 [44, 45, 46, 47].

Die verwendeten Schweißzusätze sollen über ausreichende Ni- und N-Gehalte verfügen um einen Ferritanteil von 30 bis 70 % im Schweißgut zu gewährleisten. Deshalb sind die Schweißzusätze im Vergleich zum Grundwerkstoff mit Nickel überlegiert [30]. Ein Schweißen ohne Schweißzusatz wird generell nicht empfohlen, es sei denn, es wird eine Wärmenachbehandlung durchgeführt [41]. Als Pulver für das UP-Schweißen werden vor allem fluorid-basische Schweißpulver mit einem Basizitätsgrad zwischen 1,5 - 3 empfohlen um den Sauerstoffeintrag in das Schweißgut gering zu halten und geforderte Kerbschlagwerte zu erreichen [41].

2.4 Geforderte Kennwerte für ferritisch-austenitisches Schweißgut

Je nach anzuwendendem Regelwerk gelten geringfügig unterschiedliche Anforderungen an die Eigenschaften der ferritisch-austenitischen Schweißgüter. Einen Überblick über die wichtigsten Testmethoden und zu erreichende Gütwerte gibt der aktuelle Normenentwurf ISO 17781 [16]. In diesem sind die Anforderungen hinsichtlich Ferritgehalt, Korrosionsrate, Kerbschlagzähigkeit und intermetallische Phasen sowie Ausscheidungen definiert. Darüber hinaus werden beispielsweise Anforderungen an mechanisch-technologische Gütwerte für geschweißte Rohre in der ASTM A928 und in den Materialdatenblättern der NORSOK-Standards definiert. Eine Übersicht relevanter Reglementierungen gibt Tabelle 3.

Tabelle 3: Anforderungen an ferritisch-austenitisches Schweißgut nach [16, 48]

Duplexsorte	Anforderungen						
	Ferrit, %	CVN, J	CPT, °C	IMP/Ausscheidungen	R _m , MPa	R _{p0,2} , MPa	A, %
Lean	mit WB: 35-65 ohne WB: 30-70	18-25°C: Ø 70, min. 55	ASTM A1084	ohne WB: max. 10 Partikel mit Ø ≤ 10 µm bei 400-facher Vergrößerung	-	-	-
Standard		- 46°C: Ø 50, min. 40	ASTM G48-A ohne WB: Δg = 4,0 g/m ² mit WB: Δg = 1,0 g/m ² 25/24h		≥ 620	≥ 450	≥ 25
Super			ASTM G48-A 50/24h		≥ 750	≥ 550	≥ 25

2.5 Schweißen mit zusätzlicher Drahtzufuhr

In den vergangenen Jahren wurden in verschiedenen Forschungsprojekten [49, 50, 51, 52] an unterschiedlichen Werkstoffen (Mikrolegierte Stähle, Ni-Legierungen) intensiv die Potentiale eines zusätzlich zugeführten Zusatzdrahtes (stromlos als KD oder strombeaufschlagt über eine Widerstandserwärmung als HD) beim UP-Schweißen untersucht. Der mit leichter Neigung vor- oder nachlaufend zugeführte Zusatzdraht ist dabei im Lichtbogenbereich oder direkt im Schmelzbad abgeschmolzen worden. Durch Variation von Drahtdurchmesser und Drahtvorschubgeschwindigkeit wurde die Menge des eingebrachten Zusatzes gesteuert [53]. Wesentlicher Vorteil dieser Technologie ist die Entkopplung von Energie- und Materialeintrag und somit die Möglichkeit, Abschmelzleistung und Aufmischungsgrad unabhängig voneinander einzustellen. Folglich sind geringere massebezogene Energieeinträge und eine geringere Aufmischung mit dem Grundwerkstoff möglich [10, 11, 54].

Beim KD-Schweißen müssen Fördergeschwindigkeit und Drahtdurchmesser an die Prozessparameter (Wärmeeinbringen) angepasst werden, um Prozessstörungen oder ein ungenügendes Aufschmelzen (Kleben) des KD zu vermeiden [11]. Beim HD-Schweißen wird durch die Widerstandserwärmung ein derartiges Kleben vermieden. Weitere Vorteile der HD-Variante sind die Vermeidung von Schlackeeinschlüssen und Bindefehlern aufgrund des besseren Abschmelzverhaltens des vorgewärmten Drahtes [55].

Eine Herausforderung des DC-HD-Schweißens stellt jedoch die magnetisch induzierte Interaktion zwischen Lichtbogen und stromdurchflossenem HD dar, die eine spontane Lichtbogenablenkung in Richtung des HD bewirkt. Die Folgen sind ein instabiles Prozessverhalten und ungleichmäßiges Nahtaussehen. Die alternative Verwendung eines AC-Heißdrahtes führt aufgrund des magnetischen Wechselfeldes zu einer Lichtbogenpendelung in Schweißrichtung, wodurch eine weitere Reduzierung des Aufmischungsgrades und eine positive Beeinflussung der Nahtform ermöglicht werden [54].

Der Ansatz zur Reduzierung der Wärmeeinbringung beim Schweißen des Standardduplexstahls 1.4462 durch einen zusätzlichen Kaltdraht wurde erstmals von KARLSSON et al. [10] untersucht. Durch das Abschmelzen des zusätzlichen Kaltdrahtes direkt im Schmelzbad wird diesem Wärme entzogen. Gleichzeitig steht für das Aufschmelzen des Grundwerkstoffes ein geringerer Teil der Prozesswärme zur Verfügung. Diese wird für das Aufschmelzen des Kaltdrahtes benötigt. Aufgrund der erhöhten Abschmelzleistung kann die Schweißgeschwindigkeit erhöht werden und somit sinkt die Streckenenergie [10]. In fortführenden Untersuchungen zur Produktivitätssteigerung am Standardduplex konnte eine Erhöhung der Abschmelzleistung um bis zu 50 % erreicht werden. Die erzielten Nahtgüten, mechanisch-technologische Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeit entsprachen den Anforderungen. Ferner wurde eine Verringerung der WEZ, ein geringerer Einbrand und erhöhte Ferritgehalte beobachtet [56]. Eine Verringerung der Abkühlgeschwindigkeit infolge der Kaltdrahtzugabe konnte jedoch nicht nachgewiesen werden [57].

Die Wirkung eines kaltzugeführten Drahtes auf die Erstarrungsbedingungen des Schmelzbades wurde bislang nur am Beispiel von Ni-Basislegierungen eingehend untersucht [11, 58]. Es wurde festgestellt, dass eine nachlaufende günstiger als eine vorlaufende KD-Zuführung ist, da mit dieser eine Abschmelzung des Zusatzdrahtes direkt im Schmelzbad erfolgt und der Abbrand sauerstoffaffiner Legierungselemente, z. B. Silizium, Aluminium und Titan, vermindert wird. Das bei vorlaufender Drahtzuführung auftretende Abschmelzen im Lichtbogen führt zu

Schwankungen in der Prozessstabilität und in der Nahtgeometrie sowie zu erhöhten Abbrandverlusten [11, 59, 60].

Eine KD-Zufuhr beim UP-Schweißen führt bei sonst gleichen Schweißparametern zur Abnahme des Einbrandes und zur Zunahme der Nahtüberhöhung. Dieser Effekt verstärkt sich mit Erhöhung des KD-Vorschubes, wodurch eine deutliche Minderung des Aufmischungsgrades erzielt werden kann. Der KD führt innerhalb des Schmelzbades zu einer Änderung der Schmelzbadströmung und zu einer Beeinflussung des Temperaturgradienten. Die Erstarrungsgeschwindigkeit nimmt jedoch nur geringfügig ab. Erst infolge der möglichen Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit kommt es zu schnelleren Abkühlraten bei gleicher Menge abgeschmolzenem Schweißzusatz pro Schweißnahtlänge im Vergleich zum konventionellen UP-Prozess [11].

Ein zusätzlich ins Schmelzbad eingebrachter Draht beeinflusst die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes in zweierlei Weise. Zum einen wird die Analyse des Schweißgutes fast ausschließlich durch die Schweißzusätze bestimmt, weil die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff abnimmt. Zum anderen ist das Einbringen wichtiger Mikrolegierungselemente in das Schweißgut über einen KD vorteilhaft, da kaum Abbrände zu verzeichnen sind, insofern der Zusatzdraht im Schmelzbad und nicht im Lichtbogen abgeschmolzen wird [11].

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Arbeitshypothesen und Forschungsziel

Beim UP-Schweißen dickwandiger Standardduplex- und Superduplexstähle lassen sich durch Zugabe eines zusätzlichen Kaltdrahtes im Rahmen des werkstofflich maximal zulässigen Wärmeeinbringens die Abschmelzleistung steigern und die Schweißguteigenschaften positiv beeinflussen. Die gesteigerte Abschmelzleistung infolge des Zusatzdrahtes kann in höhere Schweißgeschwindigkeiten umgesetzt werden. Darüber hinaus lässt sich der Abbrand wichtiger Legierungselemente, beispielsweise Silizium, Aluminium und Titan, über die chemische Analyse des Zusatzdrahtes kompensieren. Da dieser keinen direkten Lichtbogendurchgang erfährt, ist kaum mit Abbränden zu rechnen. Die Anpassung der Prozessführung (Wärmeeinbringen, Zwischenlagentemperatur) ermöglicht eine Einflussnahme auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und somit auf Gefüge und Eigenschaften der Schweißnaht. Dabei wirkt eine Zunahme der Abkühlzeit einerseits förderlich für die Umwandlung von ferritischer in austenitische Phase, muss aber andererseits insbesondere bei den Superduplexstählen aufgrund der möglichen Ausscheidung intermetallischer Phasen bei zu langsamer Abkühlung begrenzt werden [61]. Darüber hinaus ist zu beachten, dass eine Steigerung des Wärmeeinbringens zu einer Zunahme der Breite der WEZ führt [62]. Dieser kann durch die Zugabe eines Kaltdrahtes entgegengewirkt werden, da der Zusatzdraht zu einer lokalen Unterkühlung des Schmelzbades und einer Verringerung des Wärmeeintrags infolge der Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit führt [11]. Es sind somit Nähte herstellbar, die die normativen Anforderungen an die werkstoffspezifischen Kennwerte (Ferritgehalt, mechanisch-technologische Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit) bereits im Schweißzustand erfüllen, so dass ggf. auf eine Wärmenachbehandlung verzichtet werden kann.

Zielsetzung des Forschungsvorhabens ist die Ermittlung einer Prozessführung für ein wirtschaftlicheres UP-Schweißen mit zusätzlicher Drahtzufuhr bei Gewährleistung der im Normenwerk geforderten werkstoffspezifischen Kennwerte. Hierfür erfolgt die systematische Untersuchung der Einflüsse von Zusatzdraht und Prozessparameter auf die metallurgischen,

mechanisch-technologischen und korrosiven Kennwerte der Schweißnaht, um somit die Anwendbarkeit dieser Technologie in der Praxis sicherzustellen. Meilensteine dabei sind:

- Quantifizierung des Einflusses eines zusätzlichen Kaltdrahtes auf die Abkühlrate, das Gefüge und die mechanisch-technologischen Kennwerte sowie die Korrosionsbeständigkeit
- Erforschung der Beeinflussung des WEZ-Gefüges mittels verschiedener Zeit-Temperatur-Zyklen und Ableitung günstiger Abkühlzeiten für reale Schweißungen
- Ermittlung des Einflusses von Streckenenergie und Schweißpulvergemisch auf die Bildung von Gasblaseneindrücken und deren Korrosionsbeständigkeit
- Quantifizierung des Verbesserungspotentials der Nahtqualität (mechanisch-technologische Güterwerte und Korrosionsbeständigkeit) durch eine Wärmenachbehandlung
- Quantifizierung der Wirtschaftlichkeitssteigerung (Gegenüberstellung von Investkosten und Einsparpotentialen)

3.2 Methodisches Vorgehen zur Zielerreichung

Die Untersuchungen wurden an vier dickwandigen Knet- und Gusslegierungen durchgeführt. Die Auswahl der Werkstoffe erfolgte in Abstimmung mit den Industrievertretern und nach wirtschaftlicher Relevanz. Die konkreten Knetlegierungen sind der Standardduplexstahl 1.4462 und der Superduplexstahl 1.4410. Die Herausforderungen bei der schweißtechnischen Verarbeitung, bspw. die Neigung zur Porenbildung bzw. zur intermetallischen Phasenbildung, nehmen mit zunehmenden Legierungsanteilen und Veränderung des Halbzeugzustandes (Knet-, Gusslegierung) zu. Daher wurden auch die Standardduplex-Gusslegierung 1.4470 und die Superduplex-Gusslegierung 1.4469 berücksichtigt. Als Zusatzwerkstoffe kamen artähnliche Drahtelektroden, entsprechend der jeweiligen Duplexsorte, zur Anwendung. Da über das verwendete Schweißpulver eine Einflussnahme auf das Gefüge möglich ist, kamen Pulver mit und ohne Chromstütze zum Einsatz.

Zur Quantifizierung der Wirtschaftlichkeitssteigerung und der metallurgischen Auswirkungen infolge des Zusatzdrahtes erfolgt zunächst eine Referenzschweißung mit dem Standard-UP-Prozess mit nur einer Drahtelektrode. Diese Schweißung wird mit der maximal zulässigen Streckenenergie, entsprechend aktueller Literaturempfehlungen, und einem Zusatzwerkstoff entsprechend der Duplexsorte ausgeführt. Die ermittelten Kennzahlen (Abschmelzleistung, Schweißgeschwindigkeit, Lagenanzahl, Pulververbrauch, Nahtunregelmäßigkeiten, Prozessstabilität, Gefügeausbildung) dieser Schweißung werden mit den Kennzahlen aus dem UP-Eindraht-Verfahren mit zusätzlichem Kaltdraht sowie dem UP-Doppeldraht-Verfahren mit zusätzlichem Kaltdraht gegenübergestellt.

Die methodische Vorgehensweise und die Arbeitspakete (AP) zur Erreichung der Projektziele sind in Tabelle 4 dargestellt.

Tabelle 4: Methodischer Ansatz und Arbeitspakete zur Zielerreichung

AP 1	<p>Werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchsmaterialien</p> <ul style="list-style-type: none"> • Metallographische Untersuchungen • Ermittlung der chemischen Zusammensetzung
AP 2	<p>Quantifizierung des Einflusses des Kaltdrahtes auf den Temperatur-Zeit-Zyklus</p> <ul style="list-style-type: none"> • Ermittlung der $t_{12/8}$-Abkühlzeiten und des Gefüges in Abhängigkeit der Prozessvarianten UP-Eindraht, UP-Eindraht mit Kaltdraht und UP-Doppeldraht mit Kaltdraht unter Variation von Streckenenergie und Zwischenlagentemperatur
AP 3	<p>Erforschung des Einflusses verschiedener Temperatur-Zeit-Zyklen auf das WEZ-Gefüge</p> <ul style="list-style-type: none"> • Physikalische Simulation des WEZ-Gefüges an den Legierungen 1.4462, 1.4410, 1.4470 und 1.4469 mittels Gleeble für verschiedene Abkühlzeiten • Untersuchung der Proben hinsichtlich Gefüge und Kerbschlagzähigkeit
AP 4	<p>Einfluss der Wärmeleitung und des Schweißpulvergemisches auf die Verbesserung der Lochkorrosionsbeständigkeit durch Minderung der Gasblaseneindrücke</p> <ul style="list-style-type: none"> • Einfluss der Siebanalyse des Schweißpulvers und der Streckenenergie auf die Ausbildung von Gasblaseneindrücken • Korrosionstests gemäß ASTM G48-MethodeA • Lichtmikroskopische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen
AP 5	<p>Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das Verbindungsschweißen der Knetlegierungen</p> <ul style="list-style-type: none"> • Überprüfung der Übertragbarkeit der Ergebnisse aus AP 3 und AP 4 auf reale Verbindungsschweißungen mit den drei UP-Prozessvarianten • Prüfung der Nahtqualität mittels Durchstrahlungsprüfung, metallographischen Untersuchungen, Ferrit- und Härtemessungen, Querkzugversuch, Kerbschlagbiegeversuch, Biegeprüfung (SBB) und Korrosionsprüfung • Quantifizierung der Produktivitätssteigerung
AP 6	<p>Übertragbarkeit der Ergebnisse auf das Verbindungsschweißen der Gusslegierungen</p> <ul style="list-style-type: none"> • Vorgehensweise analog zu AP 5
AP 7	<p>Quantifizierung des Verbesserungspotentials der Schweißnahtqualität durch eine Wärmenachbehandlung</p> <ul style="list-style-type: none"> • Schweißung mit anschließendem Lösungsglühen und Abschrecken in Wasser • Prüfung der Nahtqualität mittels Durchstrahlungsprüfung, metallographischen Untersuchungen, Ferrit- und Härtemessungen, Querkzugversuch, Kerbschlagbiegeversuch, Biegeprüfung (SBB) und Korrosionsprüfung
AP 8	<p>Verifikationsschweißung am Rohr</p> <ul style="list-style-type: none"> • Schweißung von Rundnähten am Rohr mit zusätzlichem Kaltdraht • Ermittlung der Nahtqualität und Wirtschaftlichkeitsbetrachtung in Relation zum konventionellen UP-Schweißen
AP 9	Ergebnisdokumentation

4 Versuchskonzepte und verwendete Gerätetechnik

4.1 Anlagentechnik zum UP-Schweißen mit Kaltdraht

Die Durchführung der Schweißversuche erfolgte mit vollmechanisierten UP-Schweißanlagen. Für die Schweißungen mit dem konventionellen UP-Prozess wurde der Schweißgleichrichter 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 genutzt, welcher den Schweißbrenner, die Steuereinheit, die Drahrichtstrecke und den Pulverbehälter umfasst. Dieser kann UP-Eindrahtschweißungen bis 3,0 mm Drahtdurchmesser ausführen. Die Pulver-schüttung erfolgt dabei direkt am Stromkontaktrohr per Ringschüttung. Der Schweißautomat ist an einer dreiachsigen Portalmaschine montiert, die die Schweißvorschubbewegung generiert.

Die UP-Eindraht-Schweißungen mit zusätzlicher Kaltdrahtzugabe erfolgten ebenfalls mit dem Schweißgleichrichter GTH 802 sowie dem Schweißautomat KA 1-UP. Für die Zuführung des Kaltdrahtes wurde eine TIG/MSG-Schweißanlage Aristo 400 der Firma ESAB derart umgerüstet, dass allein die Vorschubbewegung des Drahtes durch den Drahtvorschubmotor generiert wird, ohne dass der Draht mit einem Potential beaufschlagt ist. Die Kaltdrahtvorschubgeschwindigkeit ist somit unabhängig von der Elektrodenvorschubgeschwindigkeit frei wählbar. Die Zustellung des Kaltdrahtes zur Elektrode erfolgt über einen 3-Achs-Support mit Schwenkvorrichtung (vgl. Abbildung 5). Der Anstellwinkel des Kaltdrahtes betrug für alle Versuche 45° und der Abstand zwischen Elektrode und Kaltdraht betrug 2 mm am Fußpunkt.

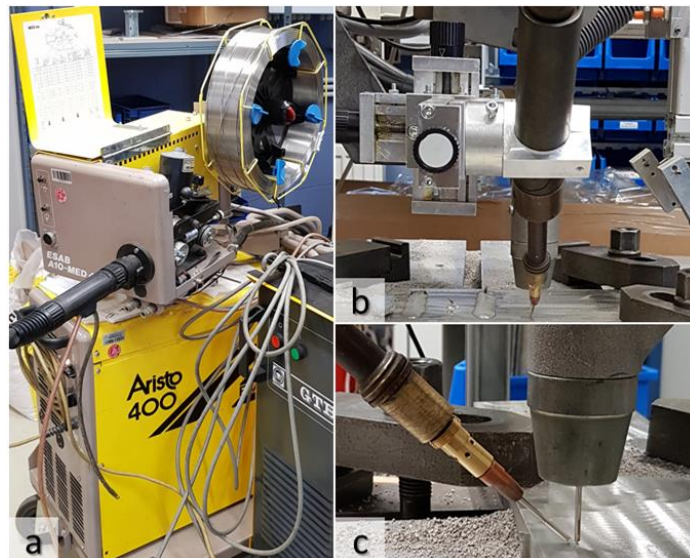


Abbildung 5: Anlagentechnik zum UP-Schweißen mit Kaltdrahtzufuhr am IWF, a) Kaltdrahtfördereinheit, b) 3-Achs-Support mit Schwenkvorrichtung, c) Zustellung des Kaltdrahtes zur Elektrode

Die Schweißversuche mit dem UP-Doppeldrahtverfahren mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr (UP-ICE™ der Firma ESAB) erfolgten mit der Schweißstromquelle Aristo 1000 der Firma ESAB und einem Schweißautomaten mit PEK-Prozesssteuerung. Die Zuführung des Kaltdrahtes erfolgt bei der UP-ICE™-Technologie mittig zwischen den Elektroden. Die drei Drähte werden parallel in einer gemeinsamen Kontaktvorrichtung geführt. Die Isolierung des Kaltdrahtes wird dabei über

ein Keramikrohr erreicht (vgl. Abbildung 6). Die Pulverzuführung zur Schweißstelle erfolgt via Pulvervorschüttung. Die Vorschubgeschwindigkeit des Kaltdrahtes wird bei diesem System prozentual zur Elektrodenvorschubgeschwindigkeit gesteuert. Sämtliche Versuche mit dem UP-ICE™-Prozess erfolgten mit der Versuchsanlage des PA-Mitglieds ESAB Welding & Cutting GmbH in der Zweigstelle in Langenfeld.



- 1 Stromkontaktrohr
- 2 Elektroden
- 3 Kaltdraht
- 4 Keramikisolierung
- 5 Pulvervorschütter

Abbildung 6: Aufbau des UP-ICE™-Brenners

4.2 Schweißdatenerfassung und –auswertung

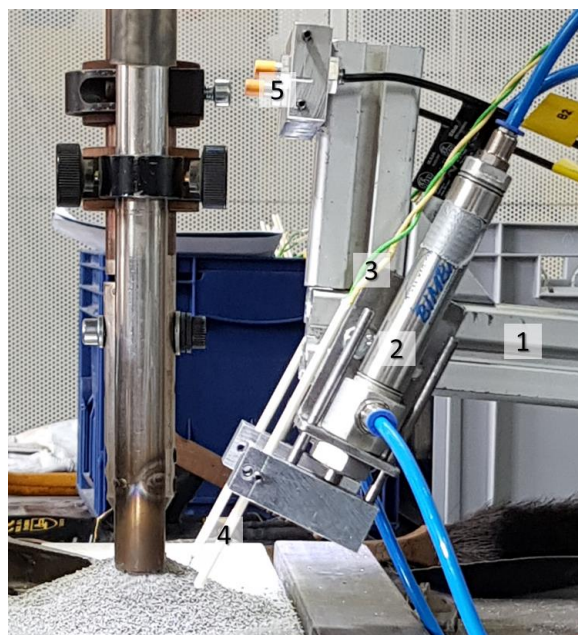
Damit die Daten der Schweißversuche aufgenommen, ausgewertet und dokumentiert werden konnten, wurde das externe Messwerterfassungs- und -auswertesystem WeldAnalyst der Firma HKS Prozesstechnik GmbH genutzt. Mit Hilfe verschiedener Sensoren, wurden der Schweißstrom, die Schweißspannung und die Drahtvorschubgeschwindigkeit während der Dauer des Schweißvorganges aufgenommen. Die Abtastrate kann dabei bis zu 25,6 kHz betragen. Einen Überblick über die verwendeten Sensoren sowie Abtastraten gibt Tabelle 5. Die aufgezeichneten Daten wurden mit der Firmen-Software ausgewertet, um so Kenntnis zu arithmetischen Mittelwerten und Effektivwerten zu erlangen. Zur Dokumentation der Schweißversuche wurde die softwareeigene Datenbank genutzt.

Tabelle 5: Sensoren zur Schweißparameterfassung

Schweißparameter	Sensor	Abtastrate
Schweißstrom	P1000	5,6 kHz
Schweißspannung	P1000	5,6 kHz
Drahtvorschubgeschwindigkeit	DV25UP-k	0,1 kHz

4.3 Temperaturmesstechnik zur Bestimmung der Abkühlzeit beim UP-Schweißen

Die Erfassung der Temperatur an UP-Schweißverbindungen stellt eine große Herausforderung dar. Grundsätzlich ist die Temperaturmessung einerseits berührungslos mittels Pyrometer und andererseits berührend mittels Thermopaaren möglich. Für das Unterpulverschweißen ist jedoch allein die Erfassung der Temperatur und somit die Bestimmung der Abkühlzeit mit Hilfe von Thermoelementen (TE) praktikabel, da die vom erstarrenden Schmelzbad ausgehende Wärmestrahlung von der Pulveraufschüttung abgeschirmt wird. Um ein Abbrennen der TE im Lichtbogen zu vermeiden und dennoch eine Temperatur von mindestens 1200 °C messen zu können, war eine automatisierte positionsgetreue Einbringung der TE unmittelbar hinter dem Lichtbogen notwendig. Erreicht wurde dies mit Hilfe einer elektropneumatisch arbeitenden Temperaturmessvorrichtung (vgl. Abbildung 7), welche ein harpunenartiges Einschiesßen des TE in Abhängigkeit von der Vorschubbewegung des Brenners ermöglichte. Das Einschiesßen des TE wird dabei über einen Pneumatikzylinder realisiert. Das Auslösen der Ausfahrbewegung des Zylinders durch Aktivierung eines kapazitiven Näherungsschalters garantiert hierbei die Reproduzierbarkeit der Eintauchposition. Der berührungslos agierende Näherungsschalter wird dabei so ausgerichtet, dass er durch das Brennervorschubsystem ausgelöst wird. Um eine Kontaktierung der Thermodrähte außerhalb der gewünschten Messstelle zu verhindern wurden die Drähte separat durch zwei Bohrungen in einem Keramikrohr geführt. Zur Temperaturmessung wurden glasfaserummantelte Thermoelemente vom Typ K (NiCr-NiAl-Paarung) mit einem Durchmesser der einzelnen Thermodrähte von jeweils 0,8 mm und einem Messbereich von 0 °C bis 1300 °C verwendet.



- 1 Stativ aus Aluminiumprofilen
- 2 Pneumatikzylinder
- 3 Thermoelement
- 4 Keramikröhrchen
- 5 Näherungssensor

Abbildung 7: Elektropneumatische Temperaturmessvorrichtung zum automatisierten Einbringen von Thermoelementen in die Schmelze

4.4 System zur physikalischen Simulation des WEZ-Gefüges

Die Ermittlung des Einflusses verschiedener Temperatur-Zeit-Zyklen auf das WEZ-Gefüge der vier Grundwerkstofflegierungen erfolgte mit Hilfe von thermischen Simulationen. Hierfür wurde

eine sogenannte Gleeble-Anlage genutzt. Diese arbeitet nach dem Prinzip der unmittelbaren Widerstandserwärmung (konduktive Erwärmung). Dabei ist das Werkstück selbst Teil des Stromkreises. Die unmittelbar im Werkstück entstehende Wärme berechnet sich nach der Formel $Q=I^2 \cdot R \cdot t$. Entsprechend der angelegten Spannung U und des elektrischen Widerstandes R des zu erwärmenden Werkstücks fließt ein elektrischer Strom I . Durch die Erwärmungsleistung $P=U \cdot I$ steigt die Temperatur in Abhängigkeit von der Aufheizdauer t an.

Abbildung 8 zeigt die Probenkammer der Gleeble® 3500 am IWF. Zur Generierung hoher Aufheizraten wurde die Großkraftsensorik genutzt. Die Stromleitung erfolgt über die wassergekühlten Kupferbacken zwischen denen die Probe eingespannt wird. Zur Steuerung und Überwachung der Temperatur wurden drei Thermoelemente mittels Kondensatorentladung auf die Probe geschweißt. Ein Thermoelement vom Typ S (Pt10Rh-Pt-Paarung) wurde mittig auf der Probe angeschweißt. Dieses Thermoelement diente der Steuerung des thermischen Zyklus während der Aufheizphase entsprechend der Programmierung und der Temperaturerfassung während der Abkühlphase. Zwei weitere Thermoelemente wurden jeweils mit einem Abstand von 5 mm rechts und links vom mittleren Thermoelement angeschweißt. Diese Thermoelemente vom Typ K (NiCr-NiAl-Paarung) dienen der Temperaturerfassung während der Aufheiz- und Abkühlphase, um eine Aussage zur Temperaturverteilung entlang der Probenachse treffen zu können. Die Abkühlung der Proben erfolgte in allen Versuchen mittels Wärmeleitung über die wassergekühlten Kupferbacken nach Abschaltung des Stromes bei Erreichen der programmierten Spitztemperatur. Um ein Verzern der Probenoberflächen während der Wärmeeinwirkung zu vermeiden, wurde die Kammer vor jeder Versuchsdurchführung zweimal evakuiert und mit Schutzgas (Ar 4.6) geflutet.

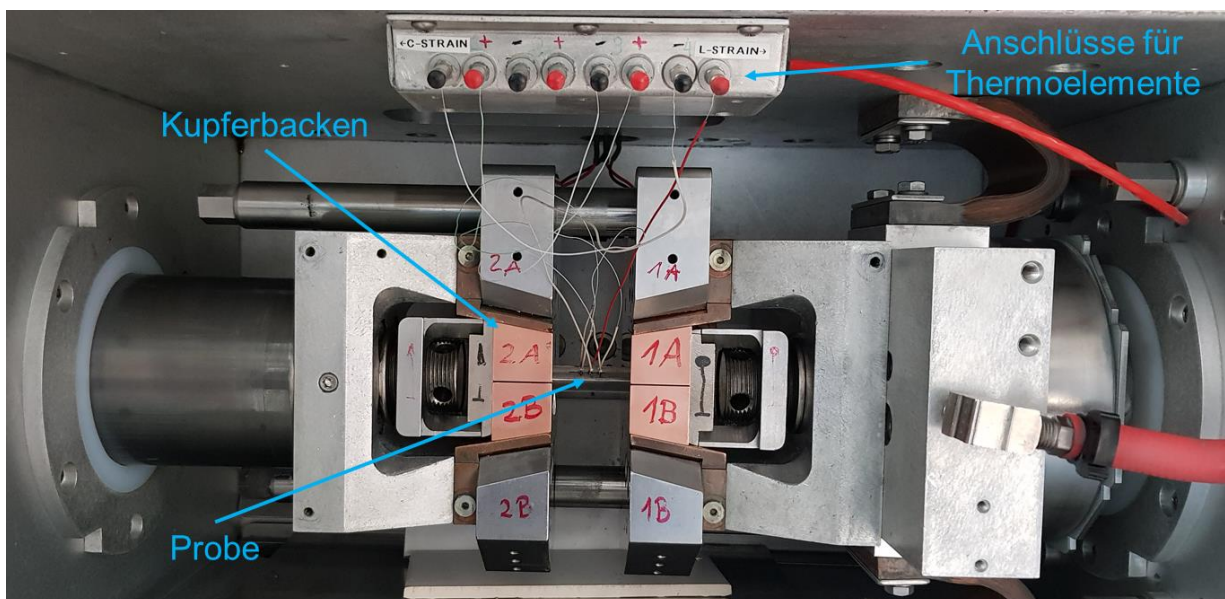


Abbildung 8: Probenkammer der Gleeble® 3500 mit eingespannter Probe

4.5 Prüftechnik zur Bestimmung der Eigenschaften der Schweißverbindungen

Zur Charakterisierung der Schweißverbindungen hinsichtlich innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit wurden die in Tabelle 6 erläuterten Prüftechniken verwendet.

Tabelle 6: Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung der Eigenschaften der Schweißverbindungen

Prüfung	Prüfziel/Prüfgrößen	Prüfmittel/Gerätetechnik
Sichtprüfung (DIN EN ISO 17637:2017)	Detektion äußerer Nahtunregelmäßigkeiten (Oberflächenrisse, Einbrandkerben, Schweißspritzer, etc.)	Auge/Lupe
Durchstrahlungsprüfung (DIN EN ISO 17636:2013)	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	Röntgenanlage: Eresco 42 MF4 (Fa. Prüftechnik Linke und Rühle)
Makroskopische und mikroskopische Untersuchungen (DIN EN ISO 17639:2013)	Ermittlung von Lagenaufbau, makroskopischen Nahtunregelmäßigkeiten und Aufmischungsgrad, Gefügebewertung im polierten und geätzten Zustand (Ferrit/Austenit-Verhältnis, intermetallische Phasen, Mikrorisse, Poren, etc.)	Stereomikroskop MZ APO (Fa. Leica), Inverses Auflichtmikroskop MeF4A (Fa. Leica)
Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX)	Mikrogefügestruktur, Identifikation von Ausscheidungen und intermetallischen Phasen	FEI XL-30 FEG SEM (Fa. Philips), EDAX EDS (Fa. AMETEK Materials Analysis Division)
Vickers-Härteprüfung (DIN EN ISO 9015-1:2011)	Härtewert HV10	DiaTestor 2Rc (Fa. Otto Wolpert Werke)
Magnetinduktive Ferritmessung (DIN EN ISO 8249:2018)	Ferritnummer (Ferritanteil)	Feritscope® MP3C (Fa. Fischer)
Optische Emissionsspektrometrie	Chemische Zusammensetzung	Spectrolab LAVWA 18 A (Fa. SPECTRO Analytical Instruments)
Trägergasschmelzextraktion	O-, N-, H-, C-, S-Konzentration	G8 GALILEO (Fa. Bruker) G4 ICARUS (Fa. Bruker)
Querzugprüfung (DIN EN ISO 6892-1:2020, DIN EN ISO 4136:2013)	Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze $R_{p0,2}$, Bruchdehnung A	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Seitenbiegeprüfung (DIN EN ISO 5173:2012)	Biegewinkel	Zug-, Druck- Biegeprüfmaschine ZDM 50 (Fa. VEB WPM Leipzig)
Kerbschlagbiegeversuch (DIN EN ISO 148-1:2017, DIN EN ISO 9016:2013)	Kerbschlagarbeit bei RT und bei tiefer Temperatur (-46°C)	Pendelschlagwerk RKP 300 (Fa. Roell Amsler)
Lochkorrosionsprüfung (ASTM G48 - 11:2015, DIN EN ISO 17781:2017)	Massenverlust	Methode A: 6 %-ige Eisen (III)-Chlorid-Lsg.

5 Forschungsergebnisse

5.1 Charakterisierung der Untersuchungsmaterialien

5.1.1 Durchführung der chemischen Analysen

Die Grundwerkstoffe und Schweißzusätze wurden umfangreich analysiert, da die metallurgischen Eigenschaften in engem Zusammenhang mit den Verarbeitungseigenschaften sowie der Schweißnahtgüte (Ferritgehalt, Einschlüsse, Poren, etc.) stehen. Die grundlegende Charakterisierung beinhaltet die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung sowie die Anfertigung von Mikroschliffen. Die Schliffe dienen zum einen der Kontrolle der Ferrit-Austenit-Verteilung und zum anderen der Prüfung auf intermetallische Phasen sowie nichtmetallische Einschlüsse.

Für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung von Grund- und Zusatzwerkstoffen erfolgten Spektralanalysen (optische Emissionsspektrometrie). 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.

Um eine hinreichend große Analysefläche für die Spektralanalyse zu erhalten, wurden die Schweißdrähte zunächst mit Hilfe eines Lichtbogenofens umgeschmolzen. Die sogenannte 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 unter inerter Schutzgasatmosphäre (Argon 4.6) umgeschmolzen. Nach dem Anschleifen des Buttons kann dieser für die Spektralanalyse genutzt werden.

5.1.2 Grundwerkstoffe

Die Knetlegierungen weisen erwartungsgemäß ein zeilenförmiges Gefüge mit einer konstanten Korngröße auf. Die Gusslegierungen, welche im Schleudergussverfahren hergestellt werden, weisen ein homogenes feinkörniges Gefüge auf, wobei die Korngrößen variieren. Neben den größeren Austenitinseln wurde eine Vielzahl sehr feiner Austenitnadeln in der ferritischen Matrix ausgeschieden. Insgesamt zeigen die Schliffbilder eine hohe Reinheit aller vier Legierungen, siehe Abbildung 9. Nur in den Schliffbildern der Gusswerkstoffe sind vereinzelt kleine kreisrunde schwarze Partikel zu erkennen, bei denen es sich wahrscheinlich um oxidische Einschlüsse handelt.

Die Ergebnisse der Spektralanalyse zeigen keine besonderen Auffälligkeiten. Die ermittelten chemischen Zusammensetzungen der vier Grundwerkstofflegierungen decken sich weitestgehend mit denen der zur Verfügung gestellten Werkszeugnisse der Lieferanten und erfüllen die Anforderungen der Normen DIN EN ISO 10088-2 bzw. DIN EN ISO 10283. Deutliche Unterschiede zeigen sich in den ermittelten Gaskonzentrationen der Legierungen. Die Gusslegierungen weisen im Vergleich zu den Knetlegierungen einerseits geringere Gehalte an Stickstoff und andererseits höhere Gehalte an Sauerstoff, Kohlenstoff und Schwefel auf, siehe Tabelle 7.

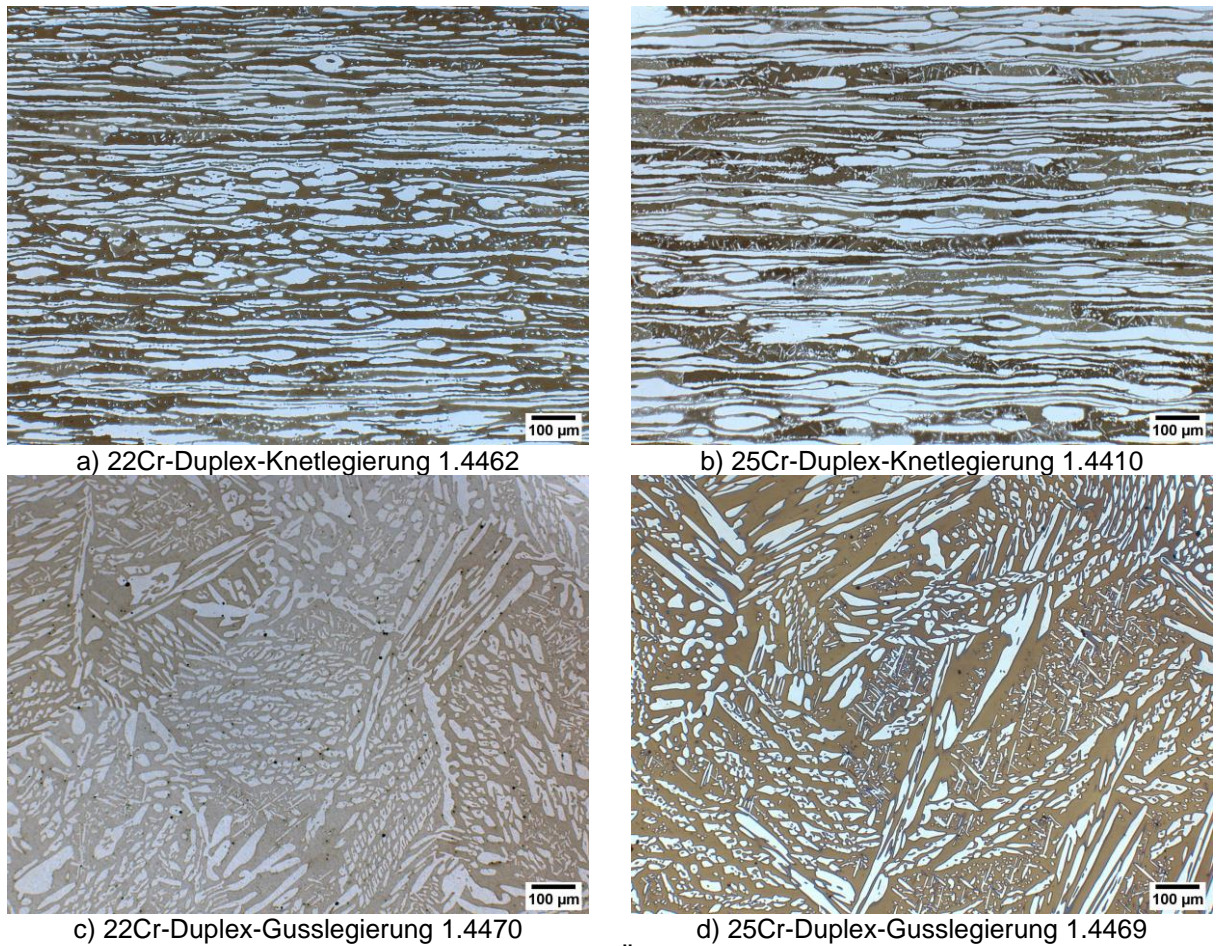


Abbildung 9: Schliffbilder der Grundwerkstoffe, Ätzung nach Beraha II

Tabelle 7: Chemische Zusammensetzungen der Grundwerkstoffe, Konzentrationen der Hauptelemente in Gew.-% bzw. ppm*

Legierung	Charge	Dicke, mm	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Si	N*	C	O*	S	Fe
1.4462	590166	14	22,8	5,6	2,9	0,3	1,4	0,4	1835	0,025	28	0,001	Bal.
	584140	14	22,8	5,5	2,8	0,2	1,4	0,4	1835	0,020	37	0,001	Bal.
	590387	14	22,8	5,6	2,9	0,3	1,4	0,5	1865	0,021	20	0,001	Bal.
	584469	14	22,4	5,4	3,0	0,2	1,4	0,4	1746	0,019	27	0,001	Bal.
1.4470	F13259	17	22,2	5,4	3,1	0,2	0,3	0,5	1644	0,034	142	0,008	Bal.
1.4410	W72920	20	25,6	6,9	4,0	0,2	0,5	0,3	2945	0,020	22	0,001	Bal.
	562232	15	25,6	7,3	3,9	0,3	0,9	0,4	2965	0,024	24	0,001	Bal.
	592912	15	24,7	6,8	4,0	0,3	0,7	0,3	2964	0,022	39	0,001	Bal.
1.4469	F13260	17	25,9	6,8	3,4	0,1	0,5	0,6	2001	0,041	150	0,006	Bal.

Zur Vergleichbarkeit der Ergebnisse der mechanisch-technologischen Werkstoffprüfungen der physikalischen Simulationen der Wärmeeinflusszone sowie der Verbindungsschweißungen mit den Werkstoffeigenschaften der Grundwerkstofflegierungen erfolgte eine Prüfung des Ferritanteils, der Härte und der Kerbschlagarbeit. Die Prüfung erfolgte jeweils an jener Werkstoffcharge, die auch für die WEZ-Simulationen genutzt wurde. Die Gusslegierungen weisen im Vergleich mit den Knetlegierungen höhere Ferritanteile und geringere Kerbschlagarbeitswerte auf. Die Härtewerte unterscheiden sich nur unwesentlich, vgl. Abbildung 10.

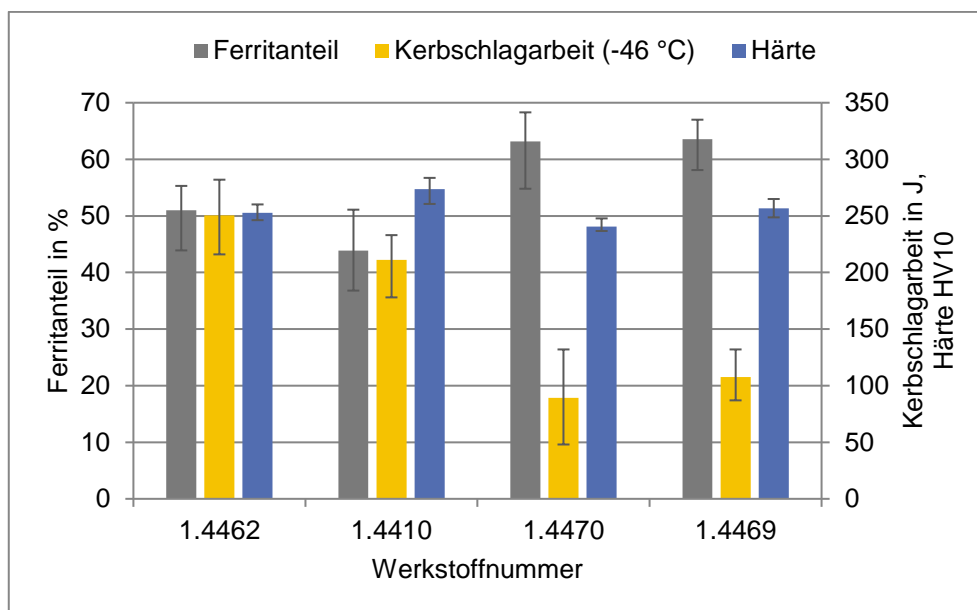


Abbildung 10: Mechanisch-technologische Kennwerte der Grundwerkstoffe

5.1.3 Schweißzusätze

Die ermittelten chemischen Zusammensetzungen der Schweißzusätze gleichen ebenfalls denen der Werkszeugnisse und erfüllen die Anforderungen der Norm DIN EN ISO 14343. Im Vergleich zu den Grundwerkstoffen verfügen die Schweißzusätze typischerweise über erhöhte Nickelgehalte. Die Konzentration an Sauerstoff, Kohlenstoff und Schwefel entspricht in etwa jenen der Knetlegierungen der Grundwerkstoffe. Unterschiede bestehen vor allem in den Stickstoffgehalten. Diese variieren zwischen 1441 und 1754 ppm für die Standardduplexschweißzusätze sowie zwischen 2456 und 2601 ppm für die Superduplexschweißzusätze, vgl. Tabelle 8.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzungen der Schweißzusätze, Konzentrationen der Hauptelemente in Gew.-% bzw. ppm*

Legierung	Charge	Ø, mm	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Si	N*	C	O*	S	Fe
S 22 9 3	103340	2,5	22,9	8,8	3,2	0,0	1,6	0,4	1441	0,020	26	0,002	Bal.
	PVS431813510	2,4	22,8	8,7	3,1	0,1	1,7	0,6	1754	0,017	29	0,002	Bal.
	PVT111822590	2,4	22,7	8,6	3,2	0,1	1,6	0,6	1713	0,014	36	0,001	Bal.
S 25 9 4	101451	2,4	25,4	9,3	4,2	0,5	0,4	0,4	2456	0,026	117	0,001	Bal.
	PVT025509450	2,4	24,9	9,3	4,1	0,1	0,4	0,4	2601	0,013	98	0,002	Bal.

5.1.4 Schweißpulver

Für die Schweißversuche wurden drei agglomerierte, aluminat-fluorid-basische Schweißpulver verwendet. Die chemischen Zusammensetzungen der Pulver sind in Tabelle 9 aufgeschlüsselt. Die Schweißpulver zwei und drei unterscheiden sich durch eine geringe Chrombeimengung im Pulver drei. Die Chromzugabe ermöglicht eine Einflussnahme auf die Gefügeausbildung und somit eine gewünschte Beeinflussung der Schweißguteigenschaften. 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.

Tabelle 9: Prozentuale Zusammensetzung der Schweißpulver gemäß Herstellerangaben

Schweißpulver	CaF ₂	Al ₂ O ₃	SiO ₂	K ₂ O + Na ₂ O	Al ₂ O ₃ + MnO	SiO ₂ + TiO ₂	Cr-Stütze
S A FB 2 DC/ Marathon 431	50	38	9	2,5	-	-	-
S A AF 2 56 54 DC/ OK FLUX 10.93	48	-	-	-	36	11	-
S A AF 2 56 64 DC/ OK FLUX 10.94	47	-	-	-	35	10	+

Da im Arbeitspaket drei unter anderem eine Untersuchung zum Einfluss der Siebanalyse auf das Auftreten von Gasblaseneindrücken geplant war, wurden die Schweißpulver einer Siebanalyse unterzogen. Die ermittelte Partikelgrößenverteilung der Schweißpulver zeigt Abbildung 11.

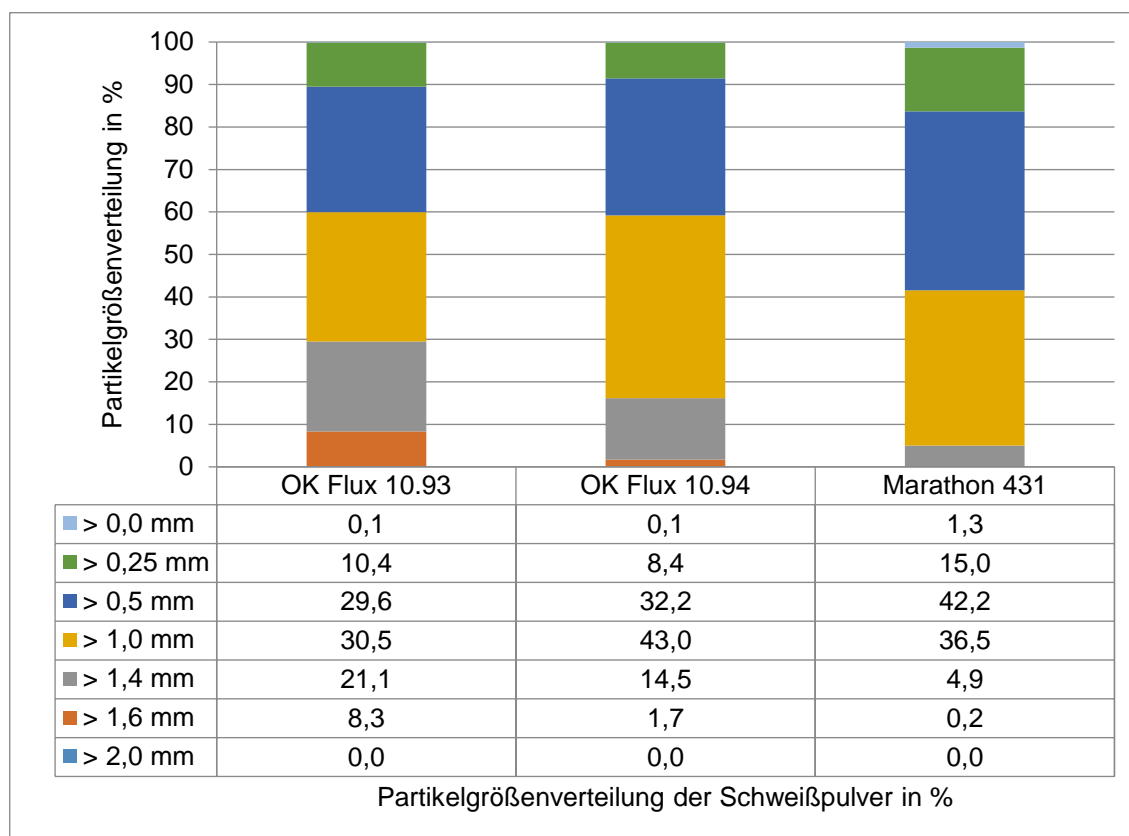


Abbildung 11: Partikelgrößenverteilung der Schweißpulver gemäß selbst durchgeführter Siebanalyse

Die größte Körnung weist das Schweißpulver OK FLUX 10.93 auf. Etwa 8 % der Körner dieses Pulvers besitzen einen Partikeldurchmesser zwischen 1,6 mm und 2,0 mm. Körner mit einem Partikeldurchmesser von weniger als 0,25 mm sind nicht enthalten. Das mittelfeine Pulver OK FLUX 10.94 beinhaltet nur etwa 2 % Körner mit einem Partikeldurchmesser zwischen 1,6 mm und 2,0 mm. Den größten Anteil machen bei diesem Pulver Partikel mit einem Durchmesser zwischen 1,0 mm und 1,4 mm aus. Das feinste Pulver ist das Marathon 431. Es weist keine

Partikel mit einem Durchmesser von mehr als 1,6 mm auf. Den Hauptbestandteil des Marathon 431 bilden Partikel mit einem Durchmesser von 0,5 mm- 1,0 mm. Und auch ein geringer Anteil von Partikeln mit einem Durchmesser von weniger als 0,25 mm ist enthalten.

5.2 Einflussnahme eines Kaltdrahtes auf den Temperatur-Zeit-Zyklus

5.2.1 Versuchsdurchführung

Die Ermittlung der Abkühlzeiten erfolgte an Auftragraupen an simulierten V-Fugen für verschiedene Verfahrensvarianten des UP-Schweißens unter Variation der Streckenenergie. Die V-Fugen-Vorbereitung soll eine Vergleichbarkeit der Abkühlzeiten mit jenen realer Verbindungsschweißungen gewährleisten. Eine Skizze der Nahtvorbereitung an den verwendeten Blechen zeigt Abbildung 12.

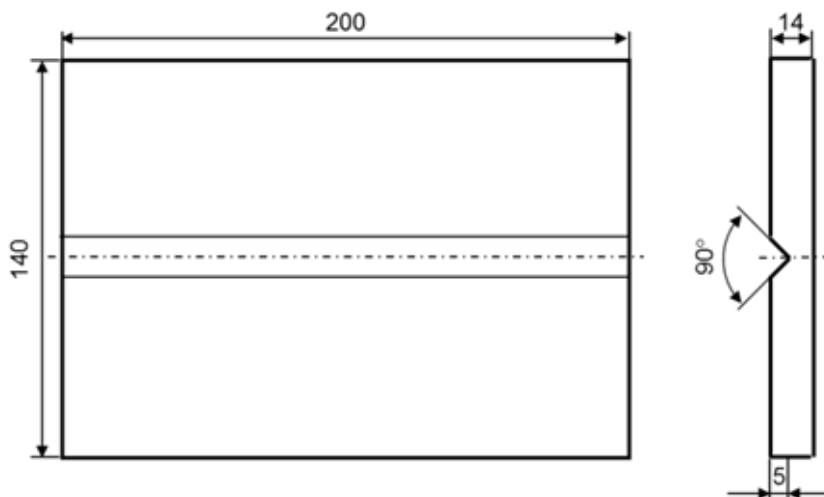


Abbildung 12: Skizze der Nahtvorbereitung zur Temperaturmessung während des Schweißens

Es wurden Abkühlzeiten für die Verfahrensvarianten UP-Eindraht, UP-Eindraht mit Kaltdraht, UP-Doppeldraht und UP-Doppeldraht mit Kaltdraht jeweils für die Streckenenergien von etwa 10, 15 und 25 kJ/cm ausschließlich für Schweißungen mit dem Grundwerkstoff 1.4462 sowie dem Schweißzusatz S 22 9 3 ermittelt. 10 kJ/cm stellt dabei die untere Grenze dar, bei der sich ein derart großes Schmelzbad ausbildet, dass eine zuverlässige Temperaturmessung möglich ist. 15 kJ/cm bildet die obere Grenze der Empfehlungen für Superduplexstähle. Sie wurde in den Untersuchungen berücksichtigt um eine Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf diese Werkstoffklasse zu ermöglichen. 25 kJ/cm stellt die obere Grenze der Empfehlungen für die Standardduplexstähle dar. Die verwendeten Schweißparameter sowie die daraus resultierenden Streckenenergien sind Tabelle 10 zu entnehmen. Zur Ermittlung des Kaltdrahteinflusses auf die Abkühlzeit wurden für die Schweißungen mit und ohne Kaltdraht jeweils die gleichen Schweißparameter verwendet. Als Schweißpulver wurde OK Flux 10.93 eingesetzt.

Tabelle 10: Prozessparameter und resultierende Streckenenergien in Abhängigkeit der UP-Verfahrensvariante

Schweißparameter	U, V	I, A	v _s , cm/min	v _{DE} , m/min	E, kJ/cm
UP-Eindraht	28	350	50	2,4	11,8
	30	390	50	2,6	14,0
	33	437	35	2,9	24,7
UP-Doppeldraht	32	520	100	2,5	10,0
	34	620	85	2,8	14,9
	36	800	70	3,6	24,7

Die Ermittlung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur erfolgte ebenfalls mittels Auftragraupen an simulierten V-Fugen. Dabei wurde eine Zwischenlagentemperatur von 100 °C durch Vorwärmung der Bleche mittels Glühmatten simuliert. Diese Versuche erfolgten nur mit dem UP-Eindraht-Prozess.

5.2.2 Einfluss von Prozessvariante und Streckenenergie auf die Abkühlzeit

Zunächst wurden beim klassischen UP-Prozess mit nur einer Drahtelektrode die maximal zuführbaren Kaltdrahtanteile in Abhängigkeit verschiedener Streckenenergien ermittelt. Hierfür wurde die Kaltdrahtfördergeschwindigkeit gesteigert bis ein instabiles Prozessverhalten auftrat. Bei einer Streckenenergie von 11,8 kJ/cm beträgt der maximal abschmelzbare Kaltdrahtanteil 5,5 % des zugeführten Schweißzusatzes (Drahtelektrode + Kaltdraht). Dies entspricht einer Kaltdrahtfördergeschwindigkeit (v_{KD}) von 0,14 m/min. Bei einer Streckenenergie von 14,0 kJ/cm beträgt der Kaltdrahtanteil 11,6 % ($v_{KD} = 0,34$ m/min) und bei 24,7 kJ/cm beträgt er 22,5 % ($v_{KD} = 0,84$ m/min). Die an den jeweiligen Auftragraupen ermittelten Abkühlzeiten zeigt Abbildung 13 (a).

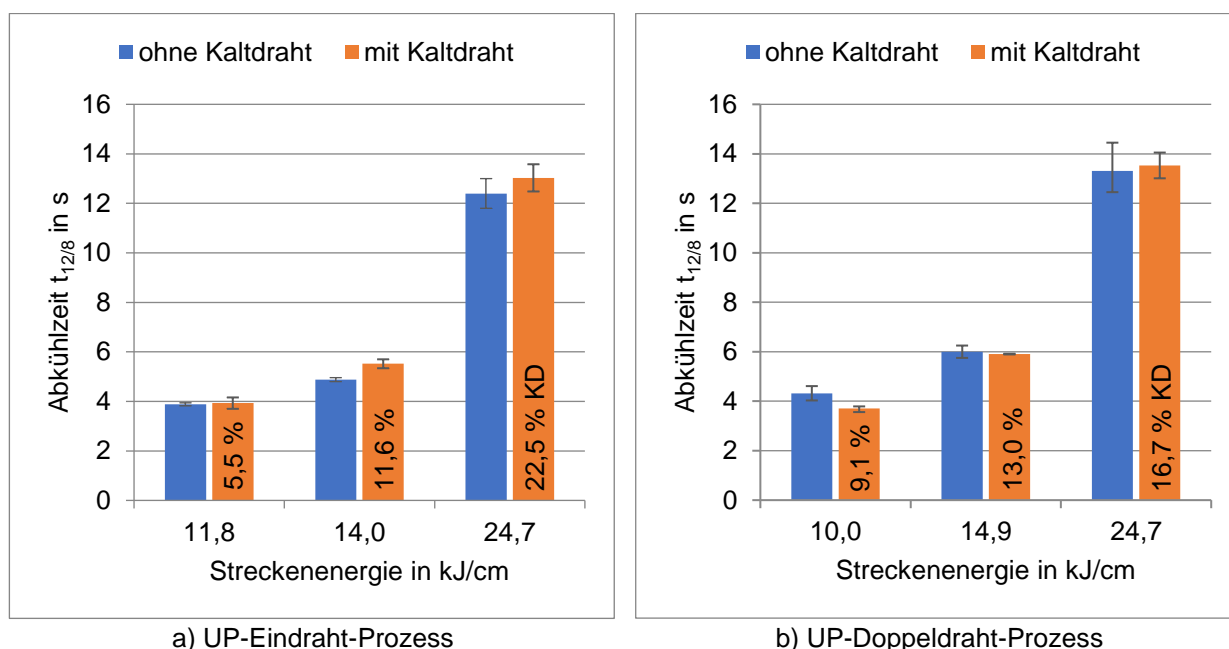


Abbildung 13: Einfluss von Streckenenergie und Kaltdrahtzugabe auf die Abkühlzeit $t_{12/8}$ beim Unterpulverschweißen mit dem Eindraht- (a) und dem Doppeldraht-Prozess (b)

Erwartungsgemäß nimmt die Abkühlzeit $t_{12/8}$ mit zunehmender Streckenenergie zu. Bei einer Streckenenergie von 11,8 kJ/cm beträgt diese 3,9 s sowohl mit als auch ohne Kaltdrahtzugabe. Aufgrund des geringen Kaltdrahtanteils ist hier kaum ein Einfluss auszumachen. Bei einer Streckenenergie von 14,0 kJ/cm nimmt die Abkühlzeit unter Kaltdrahtzugabe zu. Ohne Kaltdraht beträgt sie 4,9 s und mit Kaltdraht 5,5 s. Auch bei einer Streckenenergie von 24,7 kJ/cm nimmt die Abkühlzeit von 12,4 s (ohne KD) auf 13,0 s (mit KD) zu.

Auch beim UP-Doppeldraht-Prozess mit zwei Elektroden wurden zunächst die maximal zuführbaren Kaltdrahtanteile in Abhängigkeit verschiedener Streckenenergien ermittelt. Bei einer Streckenenergie von 10,0 kJ/cm beträgt der maximal abschmelzbare Kaltdrahtanteil 9,1 % des zugeführten Schweißzusatzes (2*Elektrode + Kaltdraht). Dies entspricht einer Kaltdrahtfördergeschwindigkeit (v_{KD}) von 0,50 m/min. Bei einer Streckenenergie von 14,9 kJ/cm beträgt der Kaltdrahtanteil 13,0 % ($v_{KD} = 0,83$ m/min) und bei 24,7 kJ/cm beträgt er 16,7 % ($v_{KD} = 1,44$ m/min). Die an den jeweiligen Auftragraupen ermittelten Abkühlzeiten zeigt Abbildung 13 (b). Auch beim UP-Doppeldraht Schweißen nimmt die Abkühlzeit $t_{12/8}$ erwartungsgemäß mit zunehmender Streckenenergie zu. Sie beträgt bei einer Streckenenergie von 10,0 kJ/cm 4,3 s, bei einer Streckenenergie von 14,9 kJ/cm 6,0 s und bei einer Streckenenergie von 24,7 kJ/cm 13,3 s. Unter Kaltdrahtzugabe nimmt die Abkühlzeit bei der niedrigen Streckenenergie (10,0 kJ/cm) auf 3,7 s ab. Bei den höheren Streckenenergien zeigt sich jedoch kein signifikanter Unterschied in der Abkühlzeit der Schweißraupen, welche mit Kaltdraht geschweißt wurden im Vergleich zu jenen ohne Kaltdraht.

Die weitläufige Vorstellung, dass eine Kaltdrahtzugabe zur Erhöhung der Abkühlrate und somit zu kürzeren Abkühlzeiten führt, wurde nicht bestätigt. Zur Klärung der annähernd gleichbleibenden Abkühlzeiten erfolgten geometrische Analysen an den Schweißraupen. Hierzu wurden an jeweils drei Querschliffen die Nahthöhe, Nahtbreite, Schmelzlinienlänge sowie die Flächenanteile an aufgeschmolzenem Grundwerkstoff und eingebrachtem Zusatzwerkstoff vermessen. Hierbei zeigten sich kaum Unterschiede in Nahthöhe, Nahtbreite, Schmelzlinienlänge und Gesamtschweißgutfläche. Jedoch zeigten sich deutliche Unterschiede in den Flächenanteilen von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff und zugeführtem Schweißzusatz während die Gesamtschweißnahtfläche annähernd gleich ist. Mit steigender Kaltdrahtzugabe nimmt der Anteil an zugeführtem Schweißzusatz erwartbar zu, der Anteil an aufgeschmolzenem Grundwerkstoff jedoch ab, was sich dann in einem abnehmenden Aufmischungsgrad widerspiegelt, vgl. Abbildung 14. Hier liegt der Schluss nahe, dass die zum Abschmelzen des Kaltdrahtes benötigte Energie für das Aufschmelzen des Grundwerkstoffes nicht mehr zur Verfügung steht und folglich weniger Grundwerkstoff aufgeschmolzen wird. Das Nahtvolumen insgesamt nimmt jedoch kaum zu, weshalb sich auch die Abkühlzeit unter Kaltdrahtzugabe nicht wesentlich ändert.

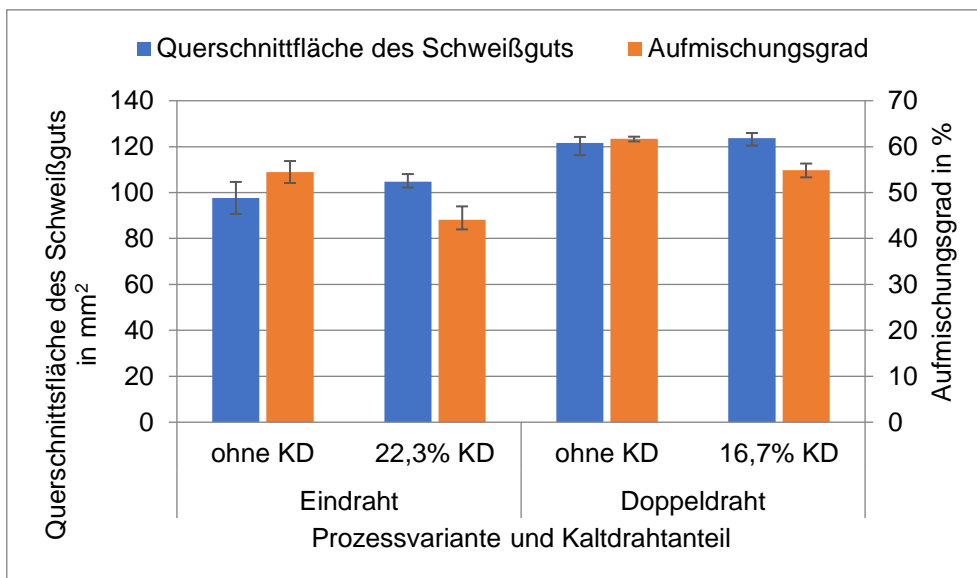


Abbildung 14: Schweißgutquerschnittsfläche und Aufmischungsgrad in Abhängigkeit von Prozessvariante und Kaltdrahtanteil für die Schweißungen mit hoher Streckenenergie (E = 24,7 kJ/cm)

5.2.3 Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Abkühlzeit

Die in Abhängigkeit von der Streckenenergie und der Zwischenlagentemperatur durchschnittlich ermittelten Abkühlzeiten sind in Tabelle 11 zusammengefasst. Die erhöhte Zwischenlagentemperatur führte zu einer Zunahme der Abkühlzeit zwischen 13 und 19 %.

Tabelle 11: Ermittelte $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten in Abhängigkeit von Streckenenergie und simulierter Zwischenlagentemperatur

Streckenenergie in kJ/cm	10,1		15,2		20,0		24,7	
Zwischenlagentemperatur in °C	23	100	23	100	23	100	23	100
$t_{12/8}$ -Abkühlzeit, s	3,4	4,0	6,2	7,4	8,3	9,6	10,4	11,8

Die im Vergleich zu den vorherigen Versuchen grundsätzlich geringeren Abkühlzeiten sind auf die unterschiedliche Aufspannung der Bleche auf dem Schweißstisch und die damit einhergehende unterschiedliche Wärmeableitung zurückzuführen. Die Fixierung der Bleche bei den Versuchen zum Einfluss von Prozessvariante und Streckenenergie erfolgte derart, dass die Naht keine unmittelbare Wärmeableitung durch den Schweißstisch erfuhr, vgl. Abbildung 15 (rechts). Bei den Versuchen zum Einfluss der Zwischenlagentemperatur erfolgte die Aufspannung der Bleche hingegen auf einer durchgängigen Schweißunterlage wie in Abbildung 15 (links) dargestellt.

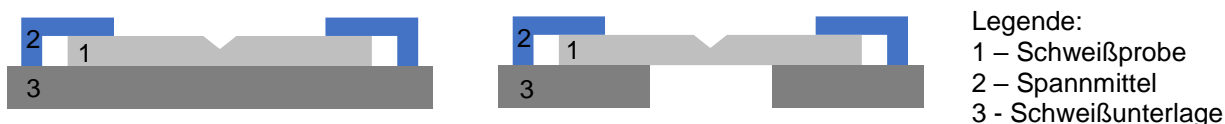


Abbildung 15: Aufspannung des Probebleches auf einer durchgängigen Schweißunterlage (links) und einer geteilten Schweißunterlage (rechts)

5.3 Einfluss verschiedener Temperatur-Zeit-Zyklen auf das WEZ-Gefüge

5.3.1 Probengeometrien und Versuchsparameter

Zur Durchführung der thermischen Simulationen war zunächst eine Bestimmung der Probengeometrie und wesentlicher Versuchsparameter notwendig. Zu diesen zählen u. a. die Realisierung verschiedener Abkühlraten, die Aufheizrate und die Spitztemperatur. Da das Werkstück selbst Teil des elektrischen Stromkreises ist, ist die Wärmeleistung von der elektrischen Leitfähigkeit des Materials und der Probengeometrie abhängig. Weitere experimentelle Bedingungen, wie z. B. die Ausgangsspannung des Transformators (Transformatorstufe) und die Aufheizrate, beeinflussen ebenfalls die realen thermischen Zyklen und damit die Spitztemperatur sowie die Temperaturverteilung entlang der Probenachse.

Um einen möglichst schweißprozessnahen Temperatur-Zeit-Verlauf abzubilden, erfolgte die Durchführung der Versuche jeweils mit einer Aufheizrate von 500 K/s. Die Spitztemperatur wurde experimentell ermittelt und betrug 1300 °C für die Knetlegierungen und 1350 °C für die Gusslegierungen.

Um an den Versuchsproben im Nachgang der Wärmebehandlung Kerbschlagbiegeversuche durchführen zu können, wurden diese mit einer quadratischen Grundfläche von 10 x 10 mm aus den Grundwerkstoffen herausgearbeitet. Bei den Knetlegierungen erfolgte die Probenentnahme stets quer zur Walzrichtung. Zur Realisierung verschiedener Abkühlzeiten wurden die Probenlängen zwischen 75 und 100 mm variiert.

An den wärmebehandelten Proben erfolgten anschließend mechanisch-technologische Werkstoffprüfungen. Zur Ermittlung von Ferritgehalt und Härte wurde jeweils eine Probe mittig getrennt und zwei Querschliffe angefertigt. Über den Probenquerschnitt eines Querschliffes verteilt wurden je fünf Aufnahmen bei 500facher Vergrößerung erzeugt und der Ferritanteil mittels der Bildverarbeitungssoftware Image J über den Farbschwellwert ermittelt. Die Härteprüfung erfolgte am zweiten Querschliff mittels automatischem Härteprüfer. Je Probe wurden etwa 500 Härteeindrücke über den gesamten Querschliff gleichmäßig verteilt. Die Eindrücke wurden mit einem Abstand von 0,45 mm zueinander mit der Laststufe HV1 gesetzt. Für die Kerbschlagbiegeversuche wurden je freier Einspannlänge fünf Proben für die Bestimmung der Kerbschlagarbeit bei tiefer Temperatur (-46 °C) erzeugt. In die wärmebehandelten Proben wurde hierfür zunächst mittig der V-Kerb eingearbeitet. Anschließend wurden die Proben beidseitig abgelängt, sodass die verbleibende Gesamtlänge 55 mm betrug.

5.3.2 Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Knetlegierung 1.4462

Das WEZ-Gefüge der Legierung 1.4462 nach einer $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von 4,5, 7,2, 13,5 bzw. 21,0 s zeigt Abbildung 16. Zu erkennen ist, dass bei sehr kurzen Abkühlzeiten ein Auflösen der Austenitbänder an den Korngrenzen einsetzt, aufgrund der schnellen Aufheizung und der sehr kurzen Abkühlzeit jedoch kaum Veränderungen an der zeitigen Verteilung von Ferrit und Austenit eintreten. Das Gefüge entspricht annähernd dem des Grundwerkstoffs. Bei einer Abkühlzeit von 13,5 s ist das Gefüge überwiegend ferritisch. Die Korngröße des Ferrits hat deutlich zugenommen. Die Neubildung von Austenit erfolgte vorwiegend an den Ferritkorngrenzen. Mit zunehmender Abkühlzeit wird mehr Austenit gebildet. Zusätzlich zu der weiter fortgeschrittenen

Bildung von Austenit an den ursprünglichen Ferritkorngrenzen ist nach einer Abkühlzeit von 21,0 s auch Austenitbildung innerhalb der Ferritkörner zu beobachten.

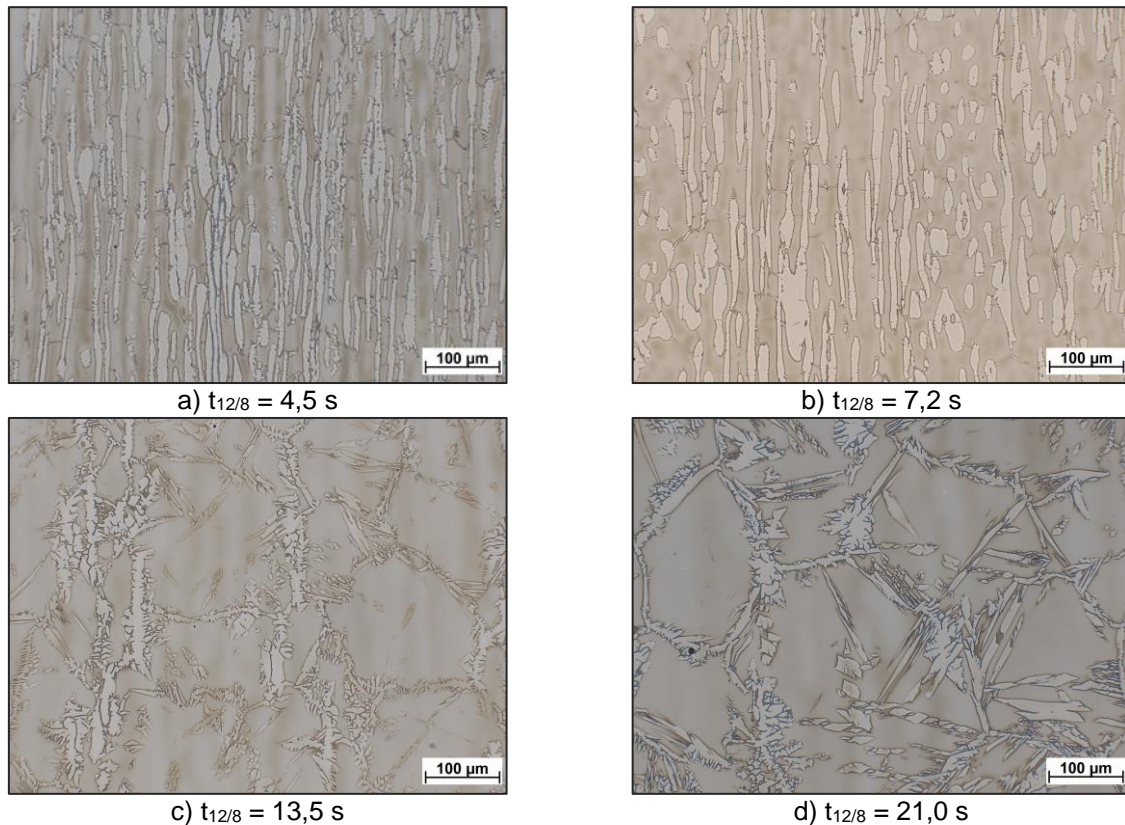


Abbildung 16: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4462 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (elektrolytische Ätzung mit 20 % NaOH)

Die Ergebnisse der Werkstoffprüfung in Abhängigkeit der vier verschiedenen Abkühlzeiten sind in Abbildung 17 zusammengefasst. Im Vergleich zum Grundwerkstoff (51 % Ferrit, 253 HV10, $K_{v,46} = 250$ J) weisen alle simulierten WEZ-Gefüge höhere Ferritanteile, höhere Härte- und geringere Kerbschlagarbeitswerte auf. Die Durchschnittswerte der jeweiligen Eigenschaften unterscheiden sich in Abhängigkeit der Abkühlzeit jedoch nicht signifikant. Im Unterschied zur Erstarrung aus der Schmelze heraus, wird bei einer Spitzentemperatur von 1300 °C kein primär ferritischer Werkstoffzustand erreicht, dessen Austenitanteil nach der Abkühlung von der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlzeit maßgeblich abhängt. Die Gefügeumwandlungen sind hier vorrangig von der Spitzentemperatur und der Verweildauer im Bereich zwischen Solvus- und Soliduslinie (Bereich der γ -Bildung) sowohl in der Aufheiz- als auch in der Abkühlphase abhängig, da während der Aufheizphase die Rücktransformation von Austenit zu Ferrit stattfindet und bei der anschließenden Abkühlung die Neubildung von Austenit einsetzt. Zu beachten ist, dass bei den hier durchgeführten Versuchen nur der Bereich der Low-Temperature-WEZ abgebildet wird. Zur Simulation des High-Temperature-Bereiches sind wesentlich höhere Spitzentemperaturen (≥ 1350 °C) erforderlich. Diese konnten jedoch nicht realisiert werden, da es in den experimentellen Versuchen bereits bei Temperaturen über 1300 °C zu partiellen Anschmelzungen kam und die Proben somit nicht mehr für anschließende Kerbschlagversuche genutzt werden konnten.

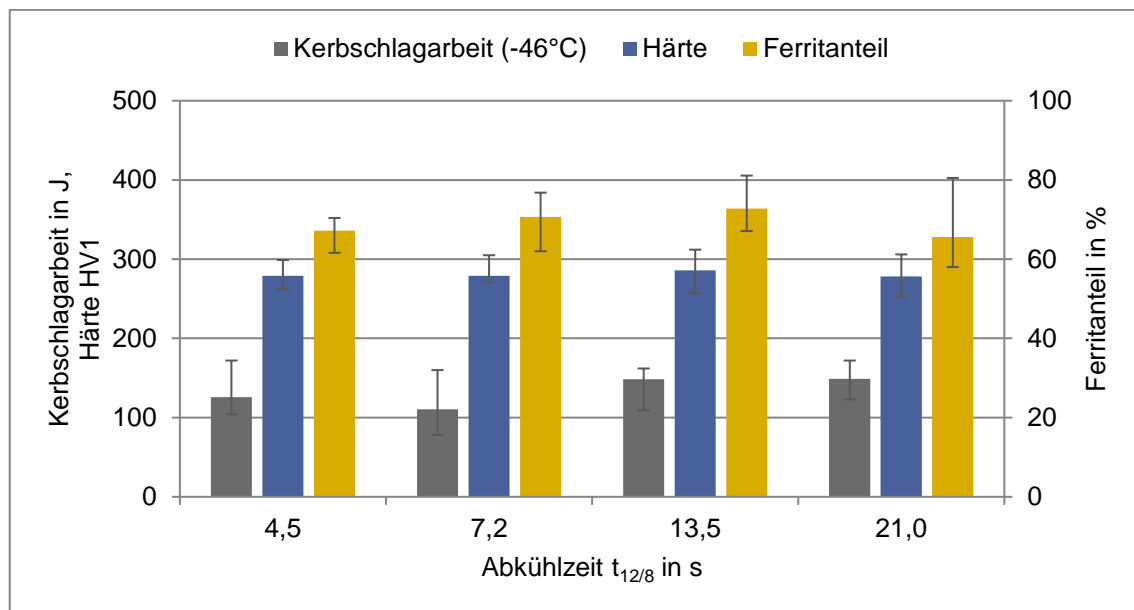


Abbildung 17: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4462 nach verschiedenen Abkühlzeiten

5.3.3 Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Knetlegierung 1.4410

5.3.3.1 Einfluss eines einzelnen Temperatur-Zeit-Zyklus

Die experimentell ermittelte Schmelztemperatur für die Legierung 1.4410 beträgt 1330 °C. Um ein Aufschmelzen der Proben infolge des anlagenspezifischen Übersteuerns der Spitztemperatur zu vermeiden, erfolgten die thermischen Simulationen mit einer Spitztemperatur von 1300 °C.

Das WEZ-Gefüge der Knetlegierung 1.4410 für die vier verschiedenen Abkühlzeiten nach einem Temperatur-Zeit-Zyklus zeigen die exemplarischen Schliffbilder in Abbildung 18. Zu erkennen ist, dass bei sehr kurzen Abkühlzeiten ein Auflösen der Austenitkörner an den Korngrenzen und auch innerhalb der Körner einsetzt, aufgrund der sehr kurzen Abkühlzeit jedoch kaum Veränderungen an der Verteilung von Ferrit und Austenit eintreten. Das Gefüge entspricht annähernd dem des Grundwerkstoffs. Bei einer Abkühlzeit von 13,7 Sekunden ist ein Großteil der Austenitkörner in Ferrit umgewandelt und ein Ferritkornwachstum ist deutlich zu erkennen. Auch die beginnende Neubildung von Austenit an den Ferritkorngrenzen ist bei entsprechend hoher Auflösung bereits zu beobachten. Bei einer Abkühlzeit von 21,6 Sekunden nimmt die intergranulare Neubildung von Austenit weiter zu und auch die beginnende intragranulare Austenitneubildung ist zu beobachten.

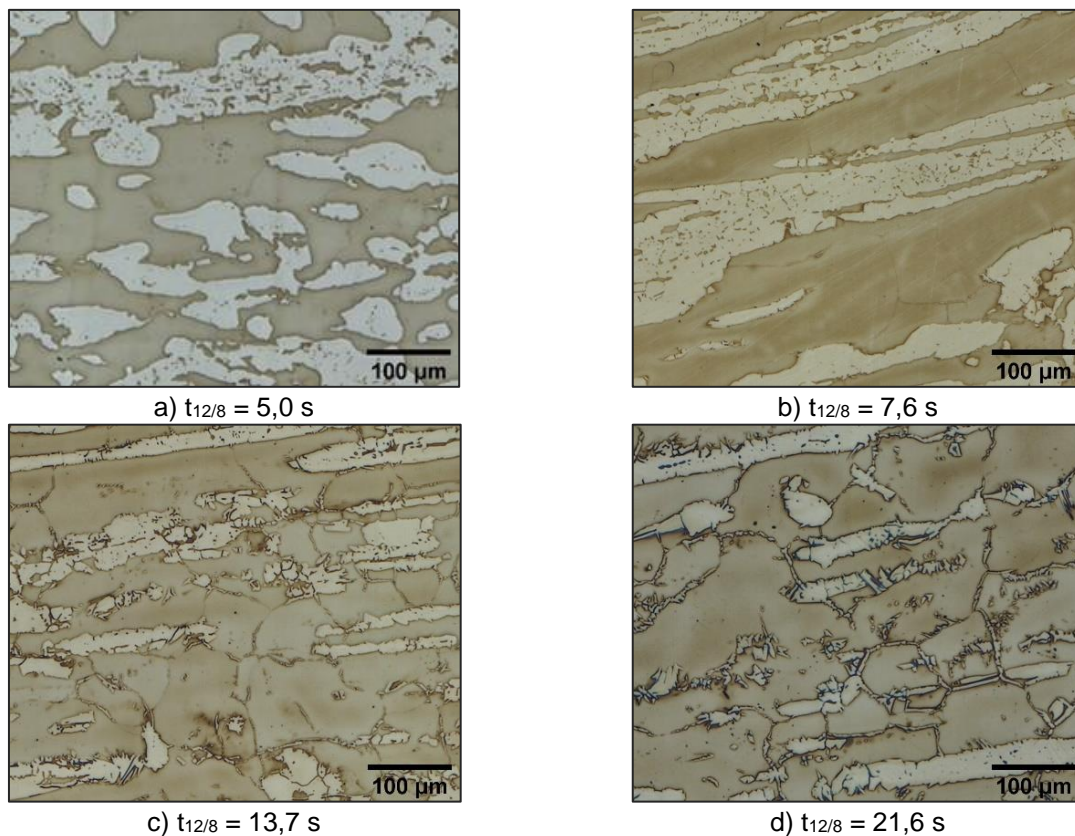


Abbildung 18: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4410 nach einem T-t-Zyklus in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Groesbeck)

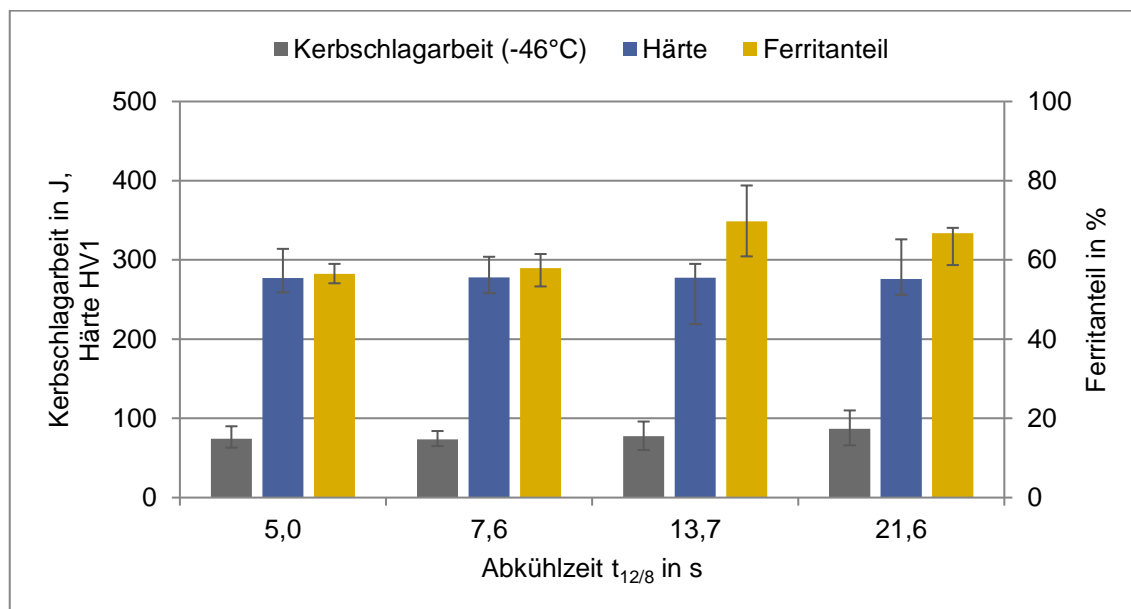


Abbildung 19: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4410 nach verschiedenen Abkühlzeiten und einem T-t-Zyklus

Die von der Abkühlzeit abhängigen Phasenumwandlungen spiegeln sich auch in den gemessenen Ferritanteilen wieder, vgl. Abbildung 19. Bei sehr kurzen Abkühlzeiten ist der

Ferritanteil im Vergleich zum Grundwerkstoff (44 %) erhöht. Dies ist auf die Austenitrückbildung während der Aufheizphase zurückzuführen. Bis zu einer Abkühlzeit von 13,7 Sekunden nimmt der Ferritanteil zu und beträgt dann knapp 70 %. Mit einer weiteren Steigerung der Abkühlzeit auf 21,6 Sekunden nimmt der Ferritanteil wieder etwas ab, was auf die zunehmende Austenitneubildung bei längerer Abkühlzeit zurückzuführen ist. Die durchschnittliche Härte zeigt keine Korrelationen zum Ferritgehalt und entspricht in etwa dem Niveau des Grundwerkstoffes. Die bei -46 °C ermittelten Kerbschlagarbeitswerte nehmen mit zunehmender Abkühlzeit zu. Sie weisen jedoch keine Korrelation zu den ermittelten Ferritanteilen auf.

5.3.3.2 Einfluss mehrerer Temperatur-Zeit-Zyklen

Die thermischen Simulationen mit dreifachem Temperatur-Zeit-Zyklus erfolgten ebenfalls mit einer Spitztemperatur von 1300 °C.

In Abbildung 20 sind exemplarische Schlifffbilder des WEZ-Gefüges in Abhängigkeit der vier verschiedenen Abkühlzeiten ($t_{12/8} = 4,9/7,3/13,4/20,5$ s) nach drei T-t-Zyklen abgebildet. Auch die Simulation einer Mehrfachwärmeeinbringung zeigt bei sehr kurzen Abkühlzeiten gegenüber dem Grundwerkstoff nur geringfügige Änderungen in der Gefügestruktur. Bei längeren Abkühlzeiten ist ein intensiveres Ferritkornwachstum im Vergleich zu nur einem Temperatur-Zeit-Zyklus zu sehen und nach einer Abkühlzeit von 20,5 Sekunden zeigt sich eine wesentlich ausgeprägtere Austenitneubildung an den Ferritkorn Grenzen.

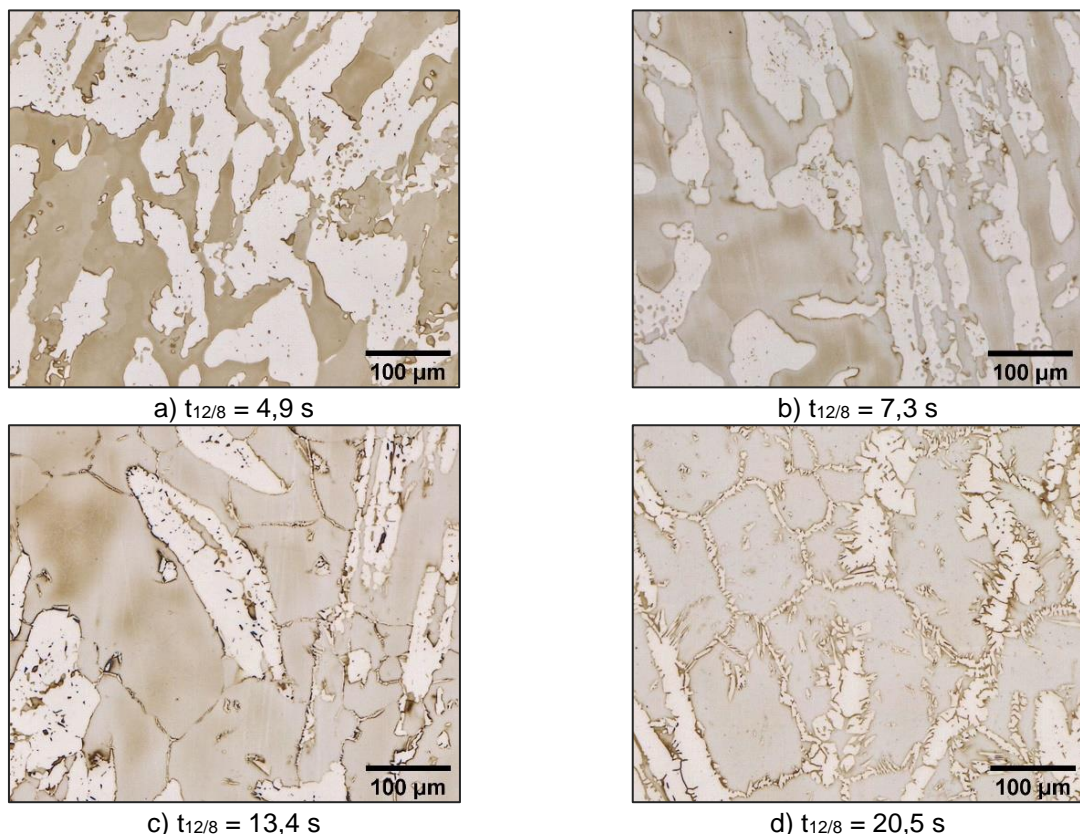


Abbildung 20: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4410 nach dreifachem T-t-Zyklus in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Groesbeck)

Der Ferritanteil ist bei allen Proben höher als im Grundwerkstoff (44 %) und nimmt mit zunehmender Abkühlzeit zu, was auf die weitere Auflösung des Primäraustenits aufgrund des mehrmaligen Ansteuerns der Spitztemperatur und das Ferritkornwachstum zurückgeführt werden kann. Die Härte- und Kerbschlagarbeitswerte unterscheiden sich im Mittel nicht wesentlich und weisen auch keine Korrelation zum ermittelten Ferritanteil auf, vgl. Abbildung 21.

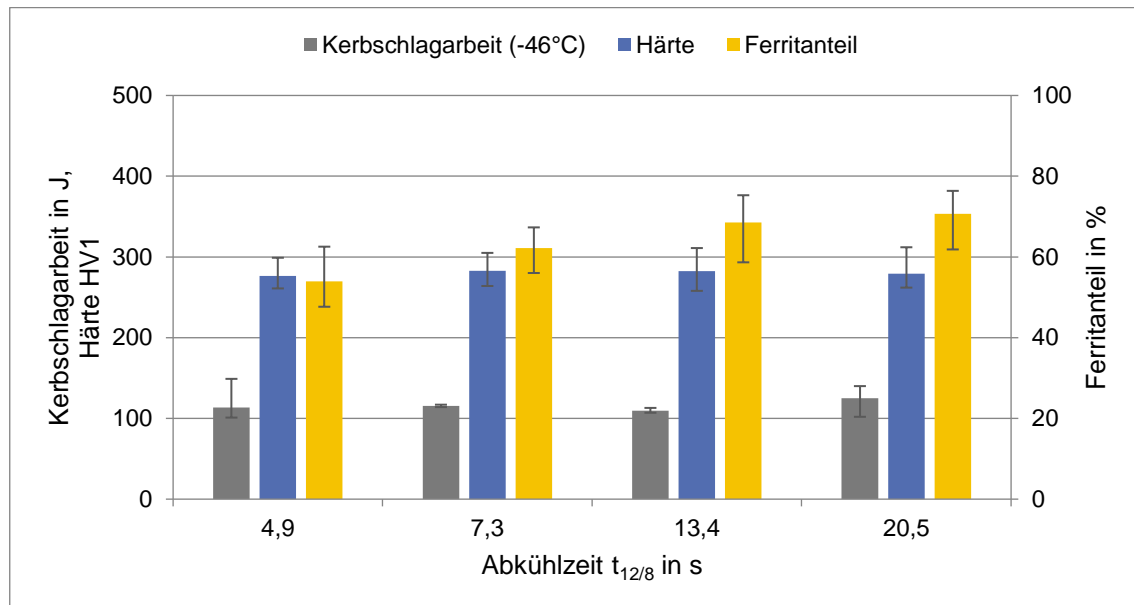


Abbildung 21: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4410 nach verschiedenen Abkühlzeiten und dreifachem T-t-Zyklus

5.3.4 Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Gusslegierung 1.4470

Die experimentell ermittelte Schmelztemperatur für die Gusslegierung 1.4470 beträgt 1370 °C. Um ein Aufschmelzen der Proben infolge des anlagenspezifischen Übersteuerns der Spitztemperatur zu vermeiden, erfolgten die thermischen Simulationen mit einer Spitztemperatur von 1350 °C.

Das WEZ-Gefüge nach einem Temperatur-Zeit-Zyklus in Abhängigkeit der vier verschiedenen Abkühlzeiten zeigen die exemplarischen Schliiffbilder in Abbildung 22. Auch bei den physikalischen Simulationen an den Gusslegierungen wurde kein primär ferritischer Gefügestand aufgrund der zu geringen Spitztemperatur erreicht. Ansatzweise ist ein Ferritkornwachstum mit zunehmender Abkühlzeit zu erkennen. Das Gefüge entspricht jedoch annähernd dem des Grundwerkstoffs.

Der Ferritanteil aller Proben ist im Vergleich zum Grundwerkstoff (63 %) höher. Er unterscheidet sich jedoch kaum in Abhängigkeit der Abkühlzeit, vgl. Abbildung 23. Mit zunehmender Abkühlzeit nehmen die Härte- und Kerbschlagarbeitswerte signifikant zu, jedoch weisen sie keine Korrelation zu den ermittelten Ferritanteilen auf.

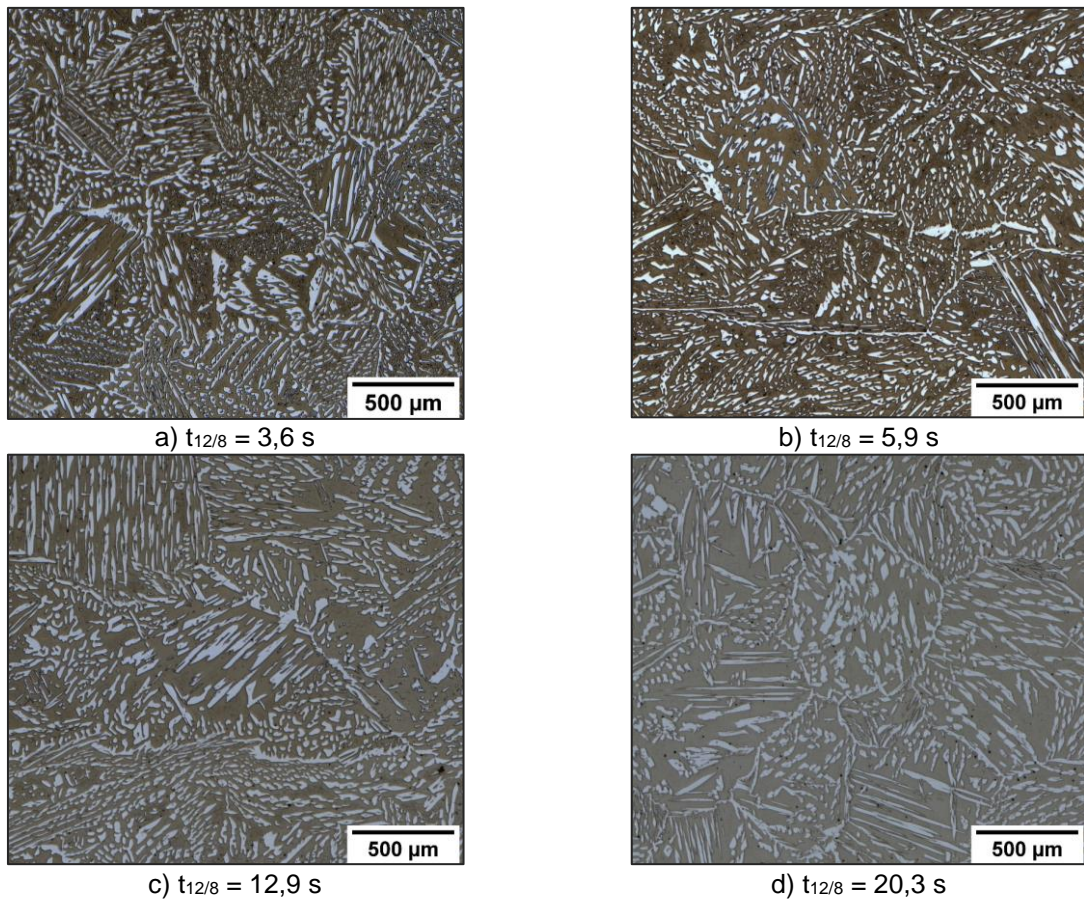


Abbildung 22: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4470 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Beraha II)

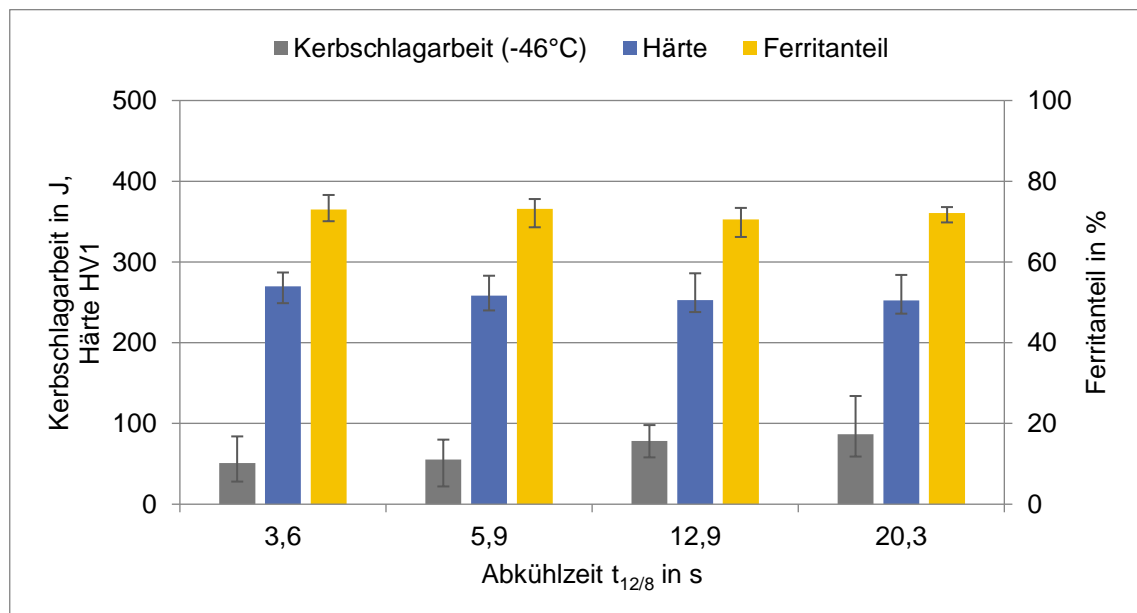


Abbildung 23: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4470 nach verschiedenen Abkühlzeiten

5.3.5 Einfluss verschiedener Abkühlzeiten auf das WEZ-Gefüge der Gusslegierung 1.4469

Bei der experimentellen Ermittlung der Schmelztemperatur für die Gusslegierung 1.4469 traten partielle Anschmelzungen ab einer Temperatur von 1355 °C auf. Deshalb wurde eine Spitzentemperatur von 1350 °C für die thermischen Simulationen programmiert.

Das WEZ-Gefüge nach einem Temperatur-Zeit-Zyklus in Abhängigkeit der vier verschiedenen Abkühlzeiten zeigen die exemplarischen Schliffbilder in Abbildung 24. Auch bei der Gusslegierung 1.4469 wurde kein primär ferritischer Gefügestand aufgrund einer zu geringen Spitzentemperatur erreicht. Die Zunahme des Ferritkornwachstums und die Zunahme des an den Primärferritkorngrenzen gebildeten Austenits mit zunehmender Abkühlzeit ist jedoch deutlich zu erkennen.

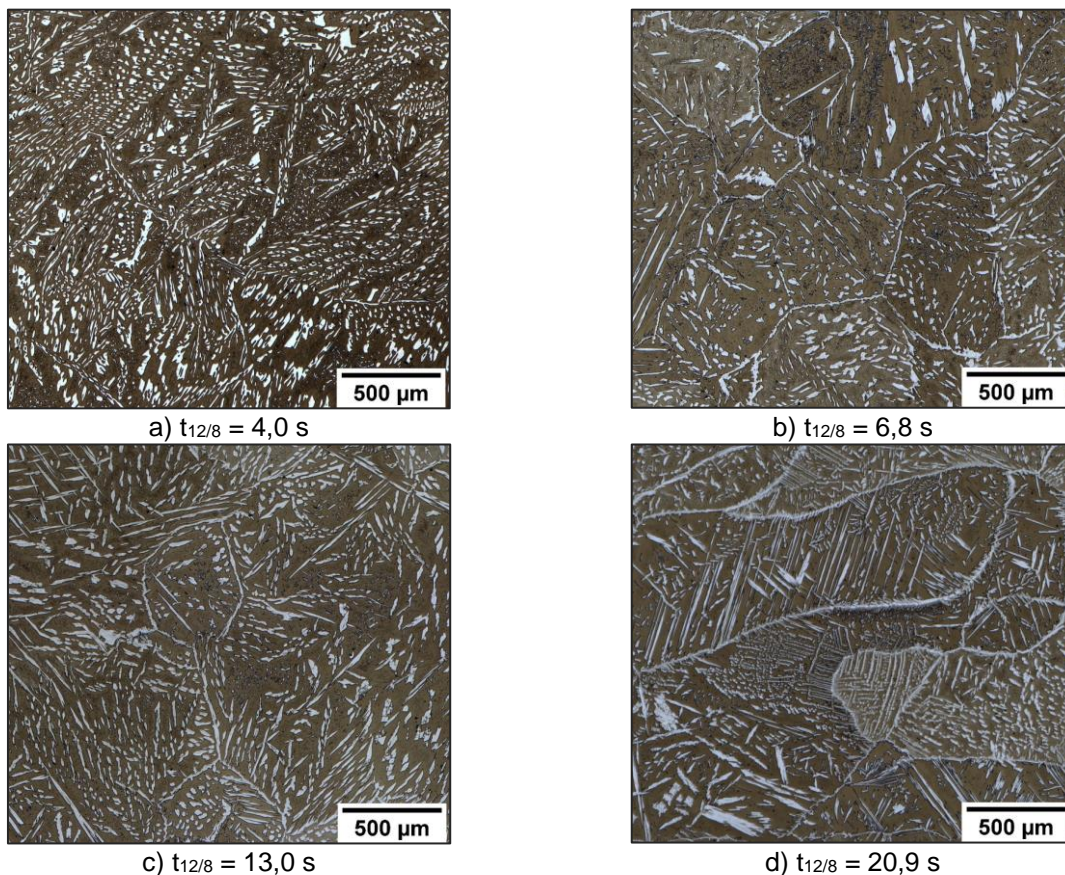


Abbildung 24: Simulierte WEZ-Gefüge der Legierung 1.4469 in Abhängigkeit der Abkühlzeit $t_{12/8}$ (Ätzung nach Beraha II)

Der Ferritanteil aller Proben ist im Vergleich zum Grundwerkstoff (64 %) deutlich höher. Bis zu einer Abkühlzeit von 6,8 s nimmt er zunächst zu und sinkt dann mit weiter zunehmender Abkühlzeit, vgl. Abbildung 25. Sowohl die mittlere Härte als auch die mittleren Kerbschlagarbeitswerte korrelieren mit den ermittelten Ferritanteilen. Die Kerbschlagarbeitswerte sind gegenüber denen des Grundwerkstoffes bei kurzen Abkühlzeiten geringer und nehmen mit zunehmender Abkühlzeit wieder zu. Dies lässt sich durch die zunehmende Austenitneubildung an den primären Ferritkorngrenzen und die damit verbundene Begrenzung des Ferritkornwachstums erklären.

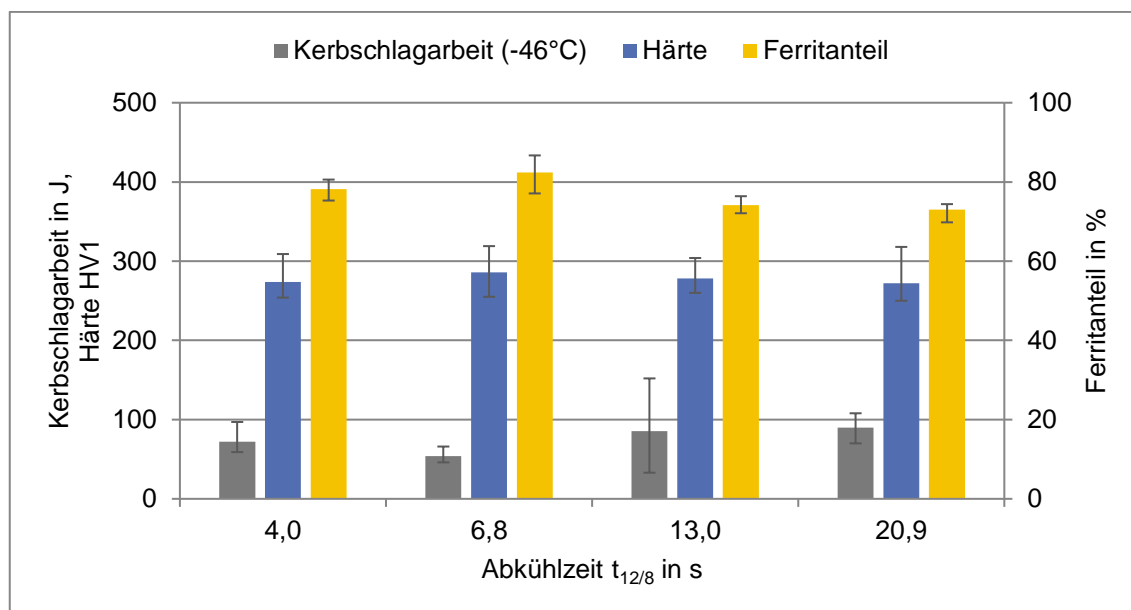


Abbildung 25: Kerbschlagarbeit, Härte und Ferritanteil der Legierung 1.4469 nach verschiedenen Abkühlzeiten

5.4 Einfluss von Wärmeführung und Schweißpulvergemisch auf Gasblaseneindrücke und Lochkorrosionsbeständigkeit

5.4.1 Versuchsdurchführung und Auswertung

In vorausgegangenen Untersuchungen der Forschungseinrichtung zeigte sich ein signifikanter Zusammenhang zwischen dem Vorhandensein von Gasblaseneindrücken auf der Schweißnahtoberfläche und beginnender Lochkorrosion. In diesem Arbeitsschritt wurde untersucht, inwieweit die Ausbildung von Gasblaseneindrücken durch eine geänderte Wärmeführung reduziert werden kann und welchen Einfluss das Schweißpulver (Siebanalyse) auf die Ausbildung dieser Eindrücke nimmt. Hierfür wurden Schweißproben mit dem Werkstoff 1.4410 (Charge: W72920) unter Variation von Schweißspannung, Schweißstromstärke, Schweißgeschwindigkeit und Schweißpulver erzeugt. Hierfür erfolgten einlagige Auftragschweißungen an Proben mit einer simulierten V-Naht-Vorbereitung, wie in Abbildung 12 dargestellt. Um den Einfluss der Korngrößenverteilung des Schweißpulvers zu eruieren, wurden die drei vom PA bereitgestellten Schweißpulver zunächst einer Siebanalyse unterzogen, siehe Kapitel 5.1.4. An Schweißproben die entsprechende Gasblaseneindrücke aufwiesen, wurden Korrosionstest gemäß ASTM G48-Methode A durchgeführt. Zusätzlich erfolgten an einer Probe elektrochemische Untersuchungen mit einer Aufsatzmazzelle in Drei-Elektroden-Anordnung durch das PA-Mitglied Institut für Korrosions- und Schadensanalyse. Hierbei wurden zunächst das Ruhepotential und anschließend zyklische Stromdichte-Potential-Kurven aufgenommen. Die Messungen erfolgten vergleichend für gasblasenfreies und gasblasenbehaftetes Schweißgut mit neutraler NaCl-Lösung und mit angesäuertes CaCl₂-Lösung. Da bei den Superduplexstählen nicht ausgeschlossen werden kann, dass die beginnende Lochkorrosion eine Folge von unter der Oberfläche vorhandenen inneren Poren ist, wurden die Korrosionsproben vor der Prüfung geröntgt. Darüber hinaus wurden mittig der Gasblaseneindrücke metallographische Schlitze erstellt und diese lichtmikroskopisch sowie elektronenmikroskopisch untersucht. Weiterhin

wurden Rauheitsmessungen zur Klärung des Zusammenhangs zwischen Gasblaseneindrücken und Lochkorrosion durchgeführt.

Die Auswertung des Porenanteils erfolgte anhand der Röntgenbilder. Hierzu wurden die Schweißproben senkrecht zur Oberfläche durchstrahlt und der flächenmäßige Porenanteil an der Schweißraupenoberfläche ausgewertet. Da bei den in diesem Arbeitspunkt durchgeführten Versuchen nur sehr wenige Gasblaseneindrücke auftraten, sich jedoch ein signifikanter Unterschied zwischen gleichmäßig gefiederter und rauher zerklüfteter Nahtoberfläche zeigte, erfolgte eine Auswertung des zerklüfteten Oberflächenanteils. Zum Verständnis der Begrifflichkeiten sei auf Abbildung 26 verwiesen. Die Ein- und Auslaufbereiche der Schweißungen wurden bei der Auswertung nicht berücksichtigt.

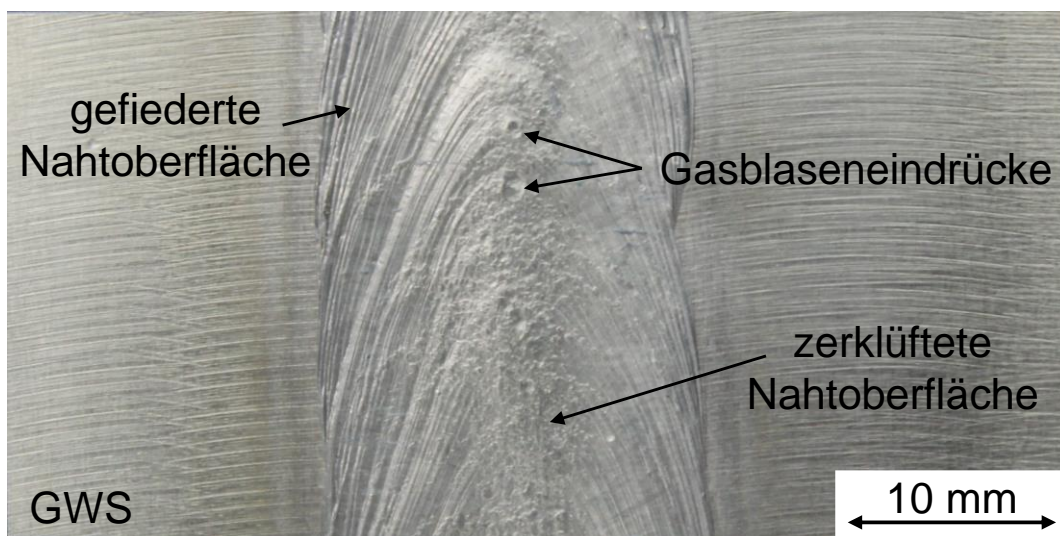


Abbildung 26: Schweißraupe auf Grundwerkstoff mit Kennzeichnung von Gasblaseneindrücken, gefiederter Nahtoberfläche und zerklüfteter Nahtoberfläche

5.4.2 Einfluss der Wärmeeinbringung

Die Untersuchungen zum Einfluss der Wärmeeinbringung erfolgten allesamt mit dem Schweißpulver OK Flux 10.93. Es wurde ein signifikanter Einfluss der Schweißparameter sowohl auf den Anteil zerklüfteter Schweißraupenoberfläche als auch auf den Porenanteil festgestellt.

Abbildung 27 zeigt den Einfluss der Schweißspannung. Diese wurde in drei Stufen (28/30/32 V) variiert. Der Anteil zerklüfteter Oberfläche an der Gesamtnahtfläche nimmt mit zunehmender Spannung zu. Der Porenanteil sinkt hingegen mit zunehmender Spannung.

Den Einfluss des Schweißstroms zeigt Abbildung 28. Diese wurde in vier Stufen (300/350/400/450 A) variiert. Der Anteil zerklüfteter Oberfläche an der Gesamtnahtfläche nimmt mit zunehmender Stromstärke zu. Der Porenanteil sinkt hingegen mit zunehmender Stromstärke.

Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit ist in Abbildung 29 dargestellt. Diese wurde in drei Stufen (40/50/60 cm/min) variiert. Der Anteil zerklüfteter Oberfläche an der Gesamtnahtfläche nimmt mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit zu. Der Porenanteil sinkt hingegen mit abnehmender Schweißgeschwindigkeit.

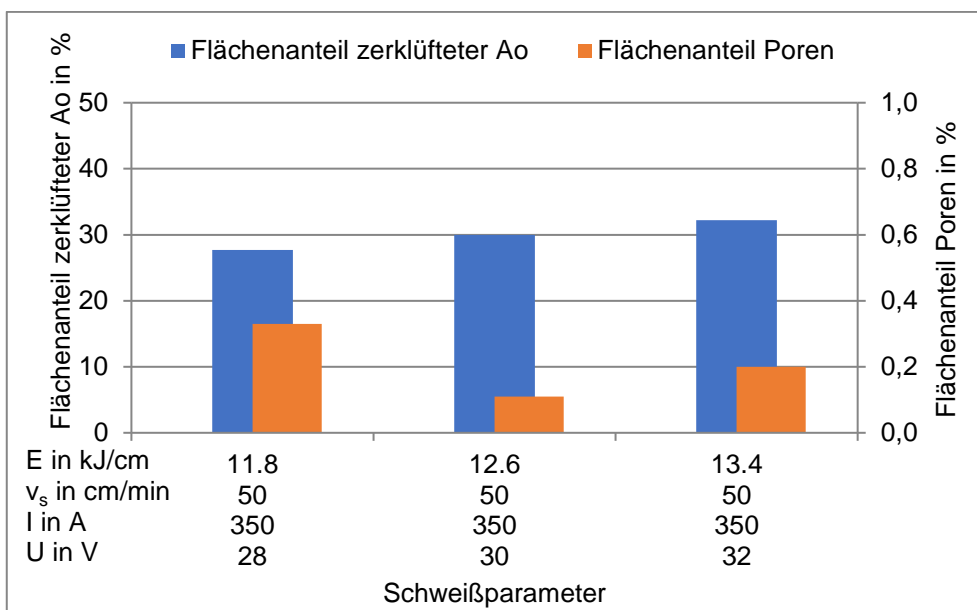


Abbildung 27: Einfluss der Schweißspannung auf den Anteil an zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts

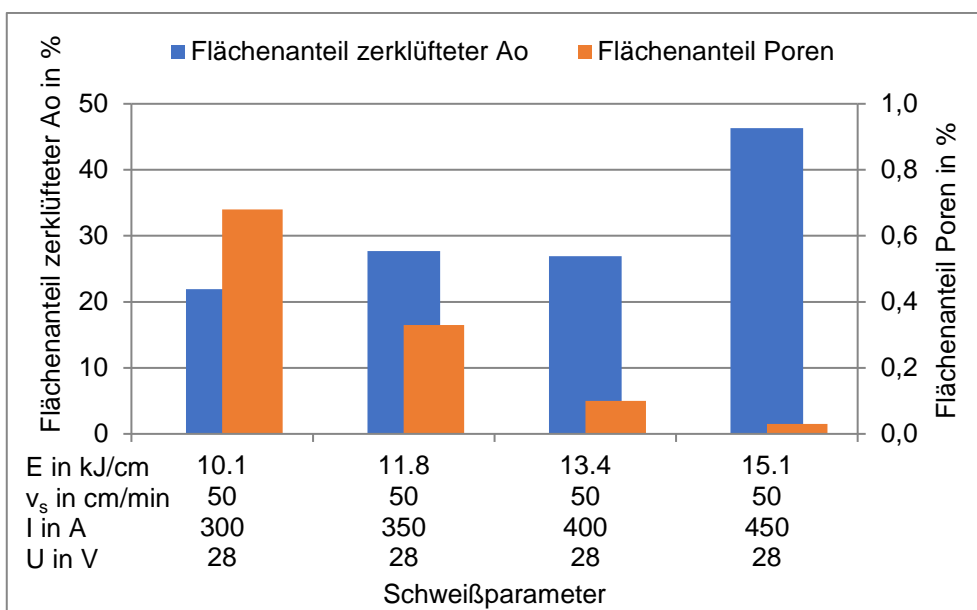


Abbildung 28: Einfluss des Schweißstroms auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts

Zusammenfassend zeigt sich, dass mit zunehmender Streckenenergie der Anteil an Poren abnimmt und der Anteil an rauher Nahtoberfläche zunimmt, was auf die langsamere Abkühlung und die folglich besseren Entgasungsbedingungen des Schmelzbades bei höherer Wärmeeinbringung zurückzuführen ist.

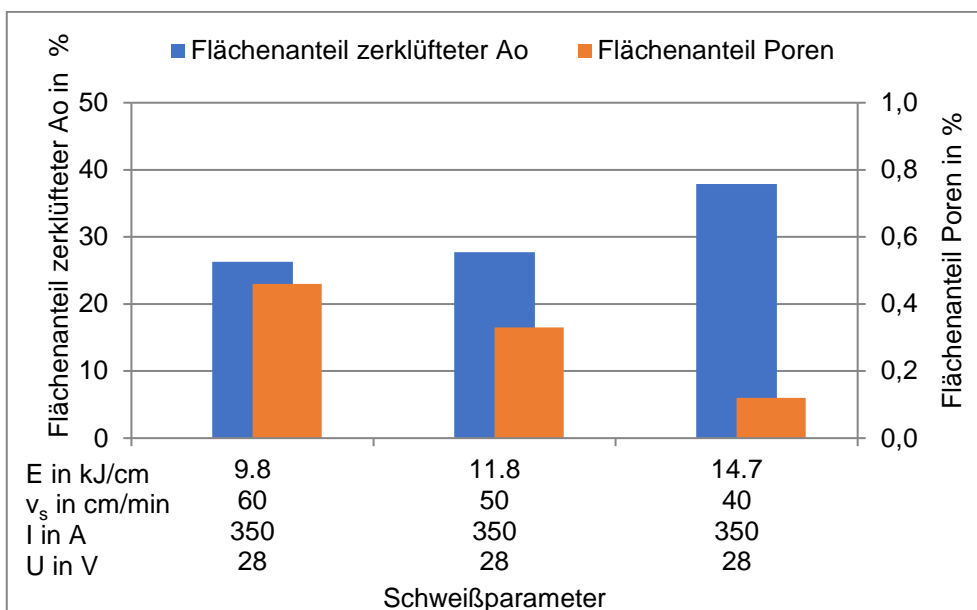


Abbildung 29: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts

5.4.3 Einfluss des Schweißpulvers

Die Siebanalyse zeigte unterschiedliche Korngrößenverteilungen für die drei Schweißpulver. Das Pulver Marathon 431 weist die feinste Körnung auf. Die größte Körnung besitzt das Pulver OK Flux 10.93. Den Einfluss des verwendeten Schweißpulvers auf den Porenanteil und die Beschaffenheit der Schweißnahtoberfläche zeigt Abbildung 30.

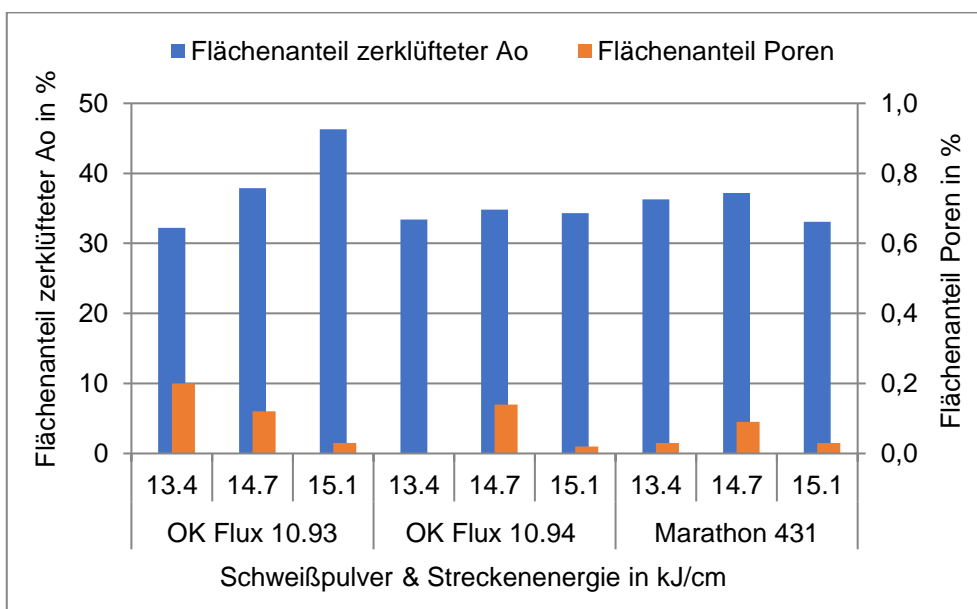


Abbildung 30: Einfluss des Schweißpulvers auf den Anteil zerklüfteter Nahtoberfläche und den Porenanteil des Schweißguts

Die ausgeprägte Abhängigkeit des Porenanteils und des Anteils zerklüfteter Nahtoberfläche von der Wärmeeinbringung zeigt sich nur bei Verwendung des groben Schweißpulvers. Bei Verwendung der Schweißpulver mit der feineren Körnung sind diese Effekte so nicht zu erkennen. Insgesamt weisen die Schweißungen mit den feineren Pulvern (OK Flux 10.94 und Marathon 431) jedoch sowohl geringere Porenanteile als auch geringere Anteile an zerklüfteter Nahtoberfläche auf.

5.4.4 Korrosionsprüfungen an Gasblaseneindrücken

5.4.4.1 Untersuchungen gemäß ASTM G48

Für die Korrosionsprüfung erfolgte eine Auswahl von Proben, welche auf der Nahtoberfläche repräsentative Gasblaseneindrücke aufwiesen. Alle getesteten Proben bestanden die Korrosionsprüfung gemäß ASTM G48 – Methode A bei Standardanforderungen (Elektrolyt: $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, Temperatur: 35 °C, Expositionsdauer: 24 h). Lochkorrosion trat erst bei einer Temperatur ≥ 55 °C auf, wobei die Korrosion nicht immer unmittelbar an den sogenannten Gasblaseneindrücken begann. Bei der in Abbildung 31 exemplarisch dargestellten Probe trat Lochkorrosion sowohl im Bereich der zerklüfteten Oberfläche, als auch im gefiederten Randbereich der Naht auf. Die Gasblaseneindrücke, die überwiegend im Bereich der zerklüfteten Nahtoberfläche auftreten, sind hier auch nach der Prüfung noch deutlich zu erkennen, vgl. Abbildung 31 c).

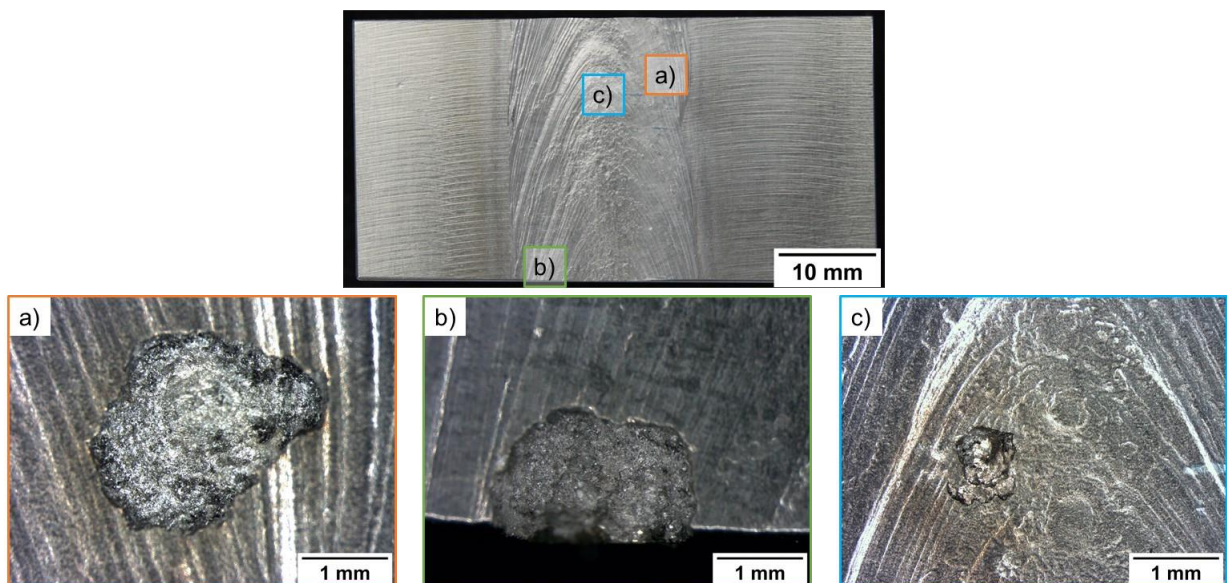


Abbildung 31: Korrosionsprobe vor der Prüfung mit Kennzeichnung der Positionen der späteren Lochkorrosionserscheinungen (oben) und Detailaufnahmen der Lochkorrosion nach der Prüfung (a-c), Prüfung gemäß ASTM G48 – Methode E, Elektrolyt: $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O} + \text{HCl}$, Temperatur: 55 °C, Expositionsdauer: 24 h

5.4.4.2 Elektrochemische Untersuchungen mittels Aufsatzmesszelle

Auch die vergleichenden elektrochemischen Messungen zeigten keinen signifikanten Unterschied in der Korrosionsbeständigkeit gasblasenbehafteter und gasblasenfreier Schweißnahtoberflächen. Die im vorausgegangenen Projekt festgestellten Beobachtungen bestätigten sich nicht.

Die in 1 mol/l NaCl gemessenen Ruhepotentialverläufe sind vergleichend in Abbildung 32 (oben) dargestellt. Für alle untersuchten Bereiche ergab sich ein stabiler Potentialverlauf. Von den nicht frisch angeschliffenen Bereichen liegt das gemessene Ruhepotential Bereich des Grundwerkstoffs am höchsten. Gegenüber dem gasblaseneindruckfreien Bereich des Schweißguts mit einer gewissen Welligkeit liegt das Ruhepotential im Bereich des Gasblaseneindrucks erhöht und weist einen stabileren Verlauf auf.

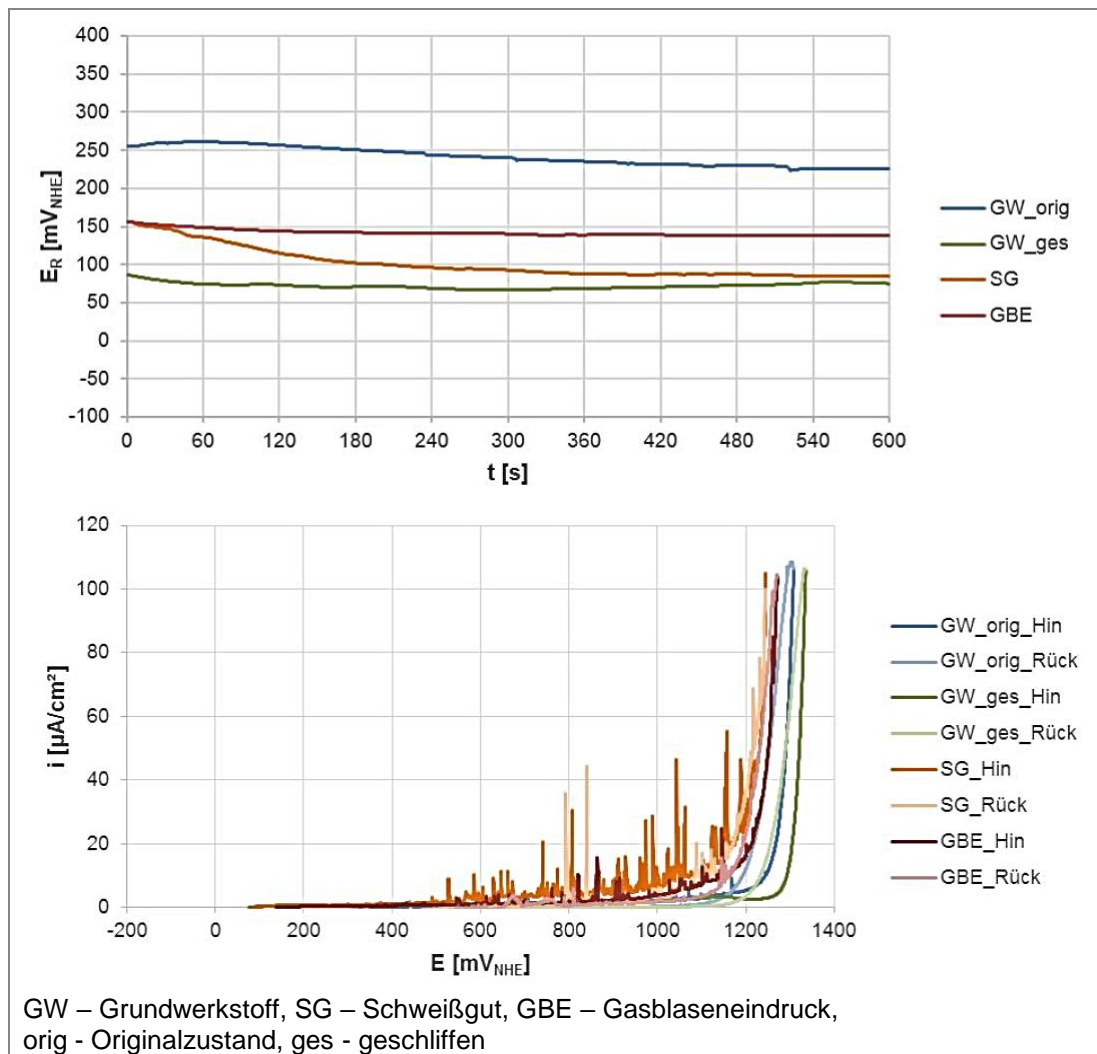


Abbildung 32: Elektrochemische Messung in 1 mol/l NaCl, oben: Verlauf der vor Polarisationsbeginn gemessenen Ruhepotentialverläufe, unten: Verlauf der zyklischen Stromdichte-Potential-Kurven, die nach der Ruhepotentialmessung aufgenommen wurden

Der Vergleich der aufgenommenen zyklischen Stromdichte-Potential-Kurven zeigt, dass an allen Messpositionen ein dauerhafter, deutlicher Stromdichteanstieg während der anodischen Polarisation (zu höheren Potentialwerten hin) erst im Bereich des transpassiven Durchbruchs, d.h. bei Potentialwerten oberhalb ca. 1200 mV_{NHE} erfolgt (Abbildung 32, unten). Die Potentiallage des transpassiven Durchbruchs ist für den frisch geschliffenen Bereich des Grundwerkstoffs am höchsten, gefolgt vom Grundwerkstoff im Zustand der Schweißnahtvorbereitung, dem gasblaseneindruckbehafteten Bereich des Schweißguts sowie des gasblasenfreien Bereichs, was auf eine abfallende Korrosionsbeständigkeit in dieser Reihenfolge schließen lässt.

Die in 4,5 mol/l CaCl_2 gemessenen Ruhepotentialverläufe sind vergleichend in Abbildung 33 (oben) dargestellt. Im vor dem Schweißen angeschliffenen Bereich des Grundwerkstoffs ohne weitere Nachbearbeitung vor der Messung fällt der Potentialabfall über die Messdauer hinweg vergleichsweise deutlich aus. In den anderen Bereichen verlaufen die Potentiale stabiler. Kleinere Potentialschwankungen werden vor allem im gasblaseneindruckfreien Bereich des Schweißguts beobachtet. An dieser Messposition wurde zum Ende der Messdauer auch der geringste Wert für das Ruhepotential gemessen. Im Bereich des Gasblaseneindrucks stellten sich Potentialwerte zwischen denen des Grundwerkstoffs und des restlichen Schweißguts ein.

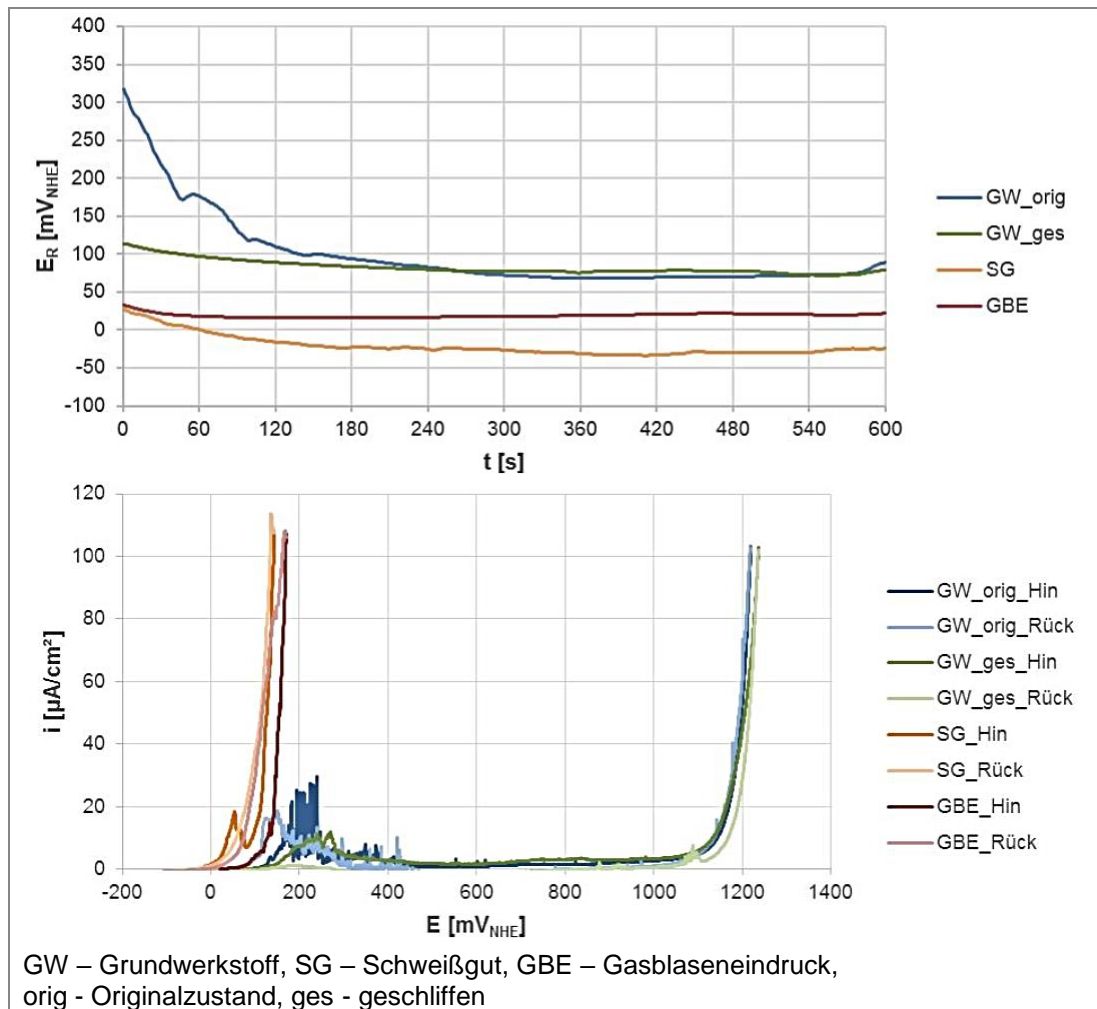


Abbildung 33: Elektrochemische Messung in 4,5 mol/l CaCl_2 , oben: Verlauf der vor Polarisationsbeginn gemessenen Ruhepotentialverläufe, unten: Verlauf der zyklischen Stromdichte-Potential-Kurven, die nach der Ruhepotentialmessung aufgenommen wurden

Der Verlauf der Stromdichte-Potential-Kurven zeigt für die Bereiche des Grundwerkstoffs (sowohl frisch angeschliffen sowie im Zustand der Schweißnahtvorbereitung) einen begrenzten Anstieg der Stromdichte im Potentialbereich zwischen ca. 100 bis 500 mV_{NHE} . Dabei wurde in beiden Zuständen das Stromdichtekriterium für die Bewertung der Lochkorrosion ($i > 10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) überschritten, jedoch nicht die für die Umkehr der Polarisationsrichtung erforderliche Grenzstromdichte ($100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) erreicht. Bei Potentialwerten oberhalb ca. 500 mV_{NHE} fallen die gemessenen Stromdichtewerte wieder ab und zeigen einen stabileren Verlauf mit nur geringen

Fluktuationen. Ein erneuter Stromdichteanstieg, bis zum Erreichen der Umkehrstromdichte, tritt dann erst bei Erreichen des transpassiven Bereichs bei Potentialwerten $> 1100 \text{ mV}_{\text{NHE}}$ auf. Nach Umkehr der Polarisationsrichtung fällt die Stromdichte zunächst wieder spontan ab, steigt jedoch im Bereich der während der anodischen Polarisation beobachteten höheren Stromdichten zwischen ca. 100 bis $500 \text{ mV}_{\text{NHE}}$ erneut an. Somit liegt für den Grundwerkstoff der Zustand anodisch begrenzter Lochkorrosion vor, wie er von höher-molybdänhaltigen CrNiMo-Stählen in höherkonzentrierten Chloridlösungen bekannt ist.

Im Vergleich zum Grundwerkstoff kommt es im Bereich des Schweißguts sowohl im gasblaseneindruckfreien sowie –behafteten Bereich zu einem starken Anstieg der Stromdichte im Potentialbereich zwischen ca. 100 bis $150 \text{ mV}_{\text{NHE}}$, der zum Erreichen der Umkehrstromdichte führt. Im Vergleich beider Bereiche liegen die ermittelten Werte für das Lochkorrosions- und Repassierungspotential für den gasblaseneindruckbehafteten Bereich geringfügig höher. Das lässt darauf schließen, dass die Existenz von Gasblaseneindrücken lokal zu keiner weiteren Verschlechterung der Lochkorrosionsbeständigkeit im Schweißgut führt.

5.4.5 Weiterführende Untersuchungen zu Oberflächenrauheiten und zur Mikrostruktur unterhalb der Gasblaseneindrücke

In Abbildung 34 sind die Rauheitsprofile sowie die entsprechenden Rauheitskennwerte (arithmetischer Mittenrauwert R_a , quadratische Rauheit R_q , gemittelte Rautiefe R_z) an exemplarischen Schweißnahtbereichen dargestellt.

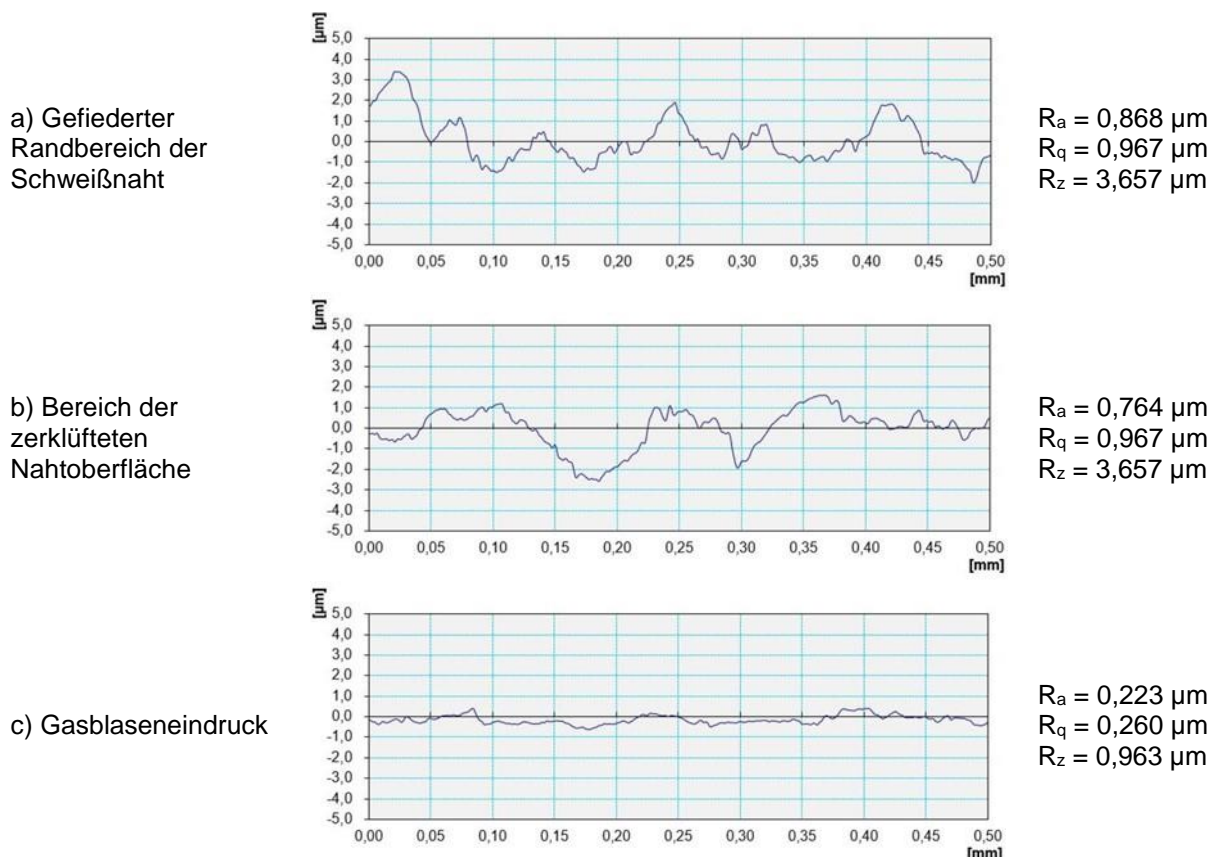


Abbildung 34: Rauheitsprofile und ermittelte Rauheitskennwerte an verschiedenen Schweißnahtbereichen

Die mittels Tastschnittverfahren gemäß ISO 4287 durchgeführten Rauheitsmessungen zeigten, dass die Gasblaseneindrücke wesentlich glattere Oberflächen aufweisen als die umgebenden Schweißnahtbereiche, so dass die Oberflächenrauheit der Gasblaseneindrücke ebenfalls kein Indiz für eine erhöhte Lochkorrosionsanfälligkeit darstellt.

Eine Anordnung von mittels Röntgenprüfung nachweisbaren Poren unmittelbar unter den Gasblaseneindrücken konnte durch die Überlagerung der Röntgenfilme mit den Schweißnahtoberflächen ausgeschlossen werden. Die licht- und elektronenmikroskopisch durchgeführten Untersuchungen zeigten jedoch ein Phänomen, welches das Auftreten von Korrosion in einzelnen Fällen erklärt. Es wurden spaltartige Öffnungen unterhalb vereinzelter Gasblaseneindrücke beobachtet. In Abbildung 35 sind solche exemplarischen REM-Aufnahmen zu sehen. Diese schlauchporenartigen Öffnungen durchziehen das Schweißgut bis hin zur Nahtoberfläche und können somit Spaltkorrosion begünstigen. Die geometrische Erscheinung dieser lässt einen Rückschluss auf die Ursache zu. Es handelt sich vermutlich um aus der Schmelze aufsteigende Gase, die bei schneller Erstarrung nicht vollständig entweichen.

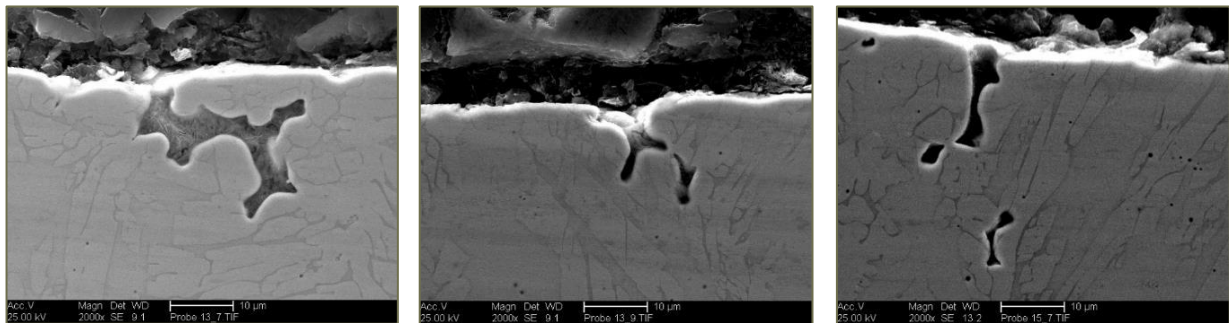


Abbildung 35: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie im oberflächennahen Bereich unterhalb von Gasblaseneindrücken

5.5 Verbindungsschweißungen an den Knetlegierungen

5.5.1 Ausführung der Längsnahtschweißungen am Blech

Im Arbeitspunkt fünf erfolgten die Verbindungsschweißungen an Blechen der Grundwerkstoffe 1.4462 und 1.4410 mit den Verfahrensvarianten UP-Eindraht sowie UP-Eindraht und UP-Doppeldraht mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr.

Die Wurzel- (WL) und Kapplagen (KL) der mit einer V-Naht (40 ° Flankenwinkel und 2 mm Steg) vorbereiteten Bleche wurden zunächst manuell mittels WIG geschweißt. Gemäß Literaturempfehlung wurde als Schutz- und Formiergas Argon mit einer Beimischung von 2 % Stickstoff verwendet um einem Stickstoffabbrand entgegenzuwirken. Anschließend wurde die erste UP-Lage als sogenannter Cold Pass geschweißt um die Wurzel thermisch nicht zu überlasten. Dementsprechend konnte in der ersten UP-Lage etwas weniger Kaltdraht zugegeben werden als in den weiteren Lagen.

Die Wahl der Schweißparameter zur Erzeugung der UP-Lagen erfolgte auf Basis jener Abkühlraten, die in den vorherigen Untersuchungen zu Gütewerten führten, die den Anforderungen entsprechen und gleichzeitig ein Maximum an Produktivitätssteigerung erlauben. Die maximale Produktivitätssteigerung erfolgt durch das Schweißen mit möglichst hoher Streckenenergie. Umso höher die Streckenenergie umso mehr Kaltdraht kann abgeschmolzen

werden. Ein wesentlicher Einfluss der KD-Zugabe auf die Abkühlzeit konnte dabei nicht festgestellt werden (Arbeitspaket 2). Weiterhin führen höhere Streckenenergien zu geringeren Porenanteilen im Schweißgut (Arbeitspaket 4). Da auch die Ferritanteile sowie die Kerbschlagarbeitswerte der WEZ bei entsprechend hohen $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten innerhalb der Zulässigkeitsgrenzen lagen (Arbeitspaket 3), erfolgten die Nahtfüllungen werkstoffabhängig mit den gemäß Literatur maximal empfohlenen Streckenenergien (DSS: 25 kJ/cm, SDSS: 15 kJ/cm).

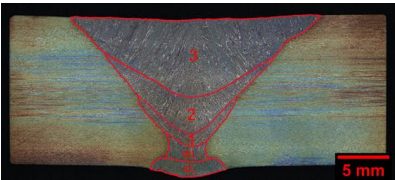
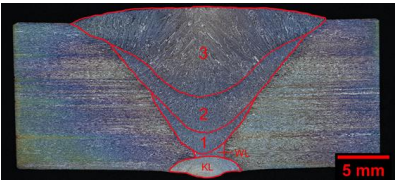
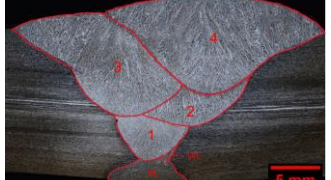
Die Schweißungen erfolgten mit einem Kontaktrahabstand von 25 mm. Für sämtliche Verbindungsschweißungen wurde das Schweißpulver OK Flux 10.93 genutzt. Die UP-Eindraht-Schweißungen erfolgten dabei mit einer Pulverringschüttung. Die UP-Doppeldraht-Schweißungen erfolgten hingegen mit einer Pulvervorschüttung.

5.5.2 Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462

5.5.2.1 Lagenaufbau und Schweißparameter

Die für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462 jeweils verwendeten Grundwerkstoffchargen sowie Zusatzwerkstoffchargen können Tabelle 12 entnommen werden. Ferner sind die Makroschliffbilder der Schweißungen mit entsprechender Kennzeichnung des Lagenaufbaus abgebildet.

Tabelle 12: Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462

UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
		
GWS-Charge: 590166, 584140	GWS-Charge: 590166, 590387	GWS-Charge: 590166, 584469
EI-Charge: 103340	EI-Charge: 103340	EI-Charge: PVT111822590
KD-Charge: -	KD-Charge: PVS431813510	KD-Charge: PVT111822590

In Tabelle 13 sind die eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter der jeweiligen UP-Verfahrensvarianten für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462 gegenübergestellt. Darüber hinaus erfolgt eine Bewertung der Schlackelöslichkeit in Form von Noten sowie eine Angabe der Nebenzeiten. Diese Nebenzeiten umfassen das Absaugen des Pulvers, die Nahtreinigung, die Positionierung des Brenners, das Ändern von Einstellwerten, das Nachfüllen von Schweißpulver sowie die Zeit zum Erreichen der Zwischenlagentemperatur. Aus den Daten wird ersichtlich, dass die hier angegebenen Nebenzeiten nicht maßgeblich durch die Zwischenlagentemperatur geprägt sind. Da im Versuchslabor viele Arbeiten manuell erfolgen, fallen diese in einer automatisierten Fertigung vermutlich wesentlich kürzer aus. Die Nebenzeiten wurden im Nachgang der Schweißungen anhand der Aufzeichnungen des Schweißparameterüberwachungssystems ausgewertet. Bei den Schweißungen mit der UP-Doppeldraht-Variante erfolgte keine Schweißdatenaufzeichnung, so dass hier auch keine Nebenzeiten angegeben werden können.

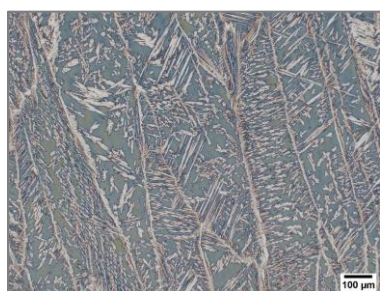
Tabelle 13: Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462

Raupe	t _N in min	T _{ZWL} in °C	Einstellwerte der SSQ				v _{KD} in m/min	KD-Anteil in %	SLK*	Messdaten Weld-Analyst			
			I in A	U in V	v _s in cm/min	E in kJ/cm				I in A	U in V	v _{EI} in m/min	E in kJ/cm
UP-Eindraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	131	16,2	-	12,5
KL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	137	14,2	-	7,6
1	-	21	330	29	50	11,5	-	-	2	333,9	30,0	2,3	12,0
2	19,8	30	490	34	40	25,0	-	-	2	480,2	35,1	3,4	25,2
3	18,6	42	490	34	40	25,0	-	-	1	479,6	35,0	3,5	25,2
UP-Eindraht mit Kaltdraht													
WL	-	24	-	-	-	-	-	-	-	136	16,6	-	14,1
KL	-	24	-	-	-	-	-	-	-	136	15,4	-	7,7
1	-	24	330	29	50	11,5	0,5	18,1	3	331,9	30,0	2,3	11,9
2	21,5	41	490	34	40	25,0	1,3	27,5	1	480,0	35,1	3,4	25,3
3	23,3	45	490	34	40	25,0	1,3	27,3	1	479,5	35,1	3,5	25,2
UP-Doppeldraht mit Kaltdraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	136	16,8	-	13,1
KL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	138	15,5	-	7,9
1	-	36	520	32	100	10,0	0,5	9,1	3	Es erfolgte keine Schweißdatenaufzeichnung.			
2	-	122	810	36	70	25,0	1,4	16,7	2				
3	-	239	810	36	70	25,0	1,4	16,7	1				
4	-	157	810	36	70	25,0	1,5	16,7	1				

*SLK – Schlackelöslichkeit, 1 – selbstabhebend, 2 - ein Hammerschlag, 3 – zwei bis drei Hammer-schläge, 4 – vermehrte Hammerschläge, 5 – vielfache gewaltsame Hammerschläge

5.5.2.2 Nahtqualität

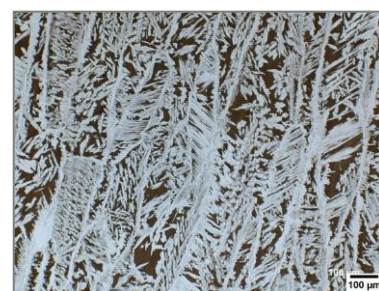
Exemplarische Mikroschliffaufnahmen aus dem Decklagenbereich der jeweiligen Schweißnähte zeigt Abbildung 36. Rein optisch ist eine vermehrte Austenitbildung bei den Schweißungen, welche mit den Prozessen UP-ED + KD und UP-DD + KD erzeugt wurden, wahrzunehmen.



a) UP-Eindraht



b) UP-Eindraht mit Kaltdraht



c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht

Abbildung 36: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4462, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II

Die Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4462 sind in Tabelle 14 zusammenfassend dargestellt. Das Porenaufkommen ist in allen Schweißnähten sehr gering und zeigt keinen Zusammenhang zur Kaltdrahtzufuhr. Auf einer Länge von 400 mm wurden mittels Röntgenprüfung nur sehr vereinzelt Mikroporen nachgewiesen. Die Röntgenbilder zeigen bis auf die wenigen Mikroporen keine Auffälligkeiten.

Tabelle 14: Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4462

	UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht	Anforderungen gemäß ISO 5817, ISO 17781 bzw. NORSOK M-630
Porenanteil in %	0,01	0,01	0,02	≤ 2
Porenanzahl	6	7	8	/
Ferritanteil in %	62	48	38	30-70
Härte in HV10	MW: 262, MAX: 267	MW: 261, MAX: 266	MW: 278, MAX: 287	/
Korrosionsrate in g/m ²	0,058	0,203	0,116	≤ 4
Kerbschlagarbeit in J (VWT 0/2; -46°C)	MW: 64, MIN: 59	MW: 84, MIN: 76	MW: 59, MIN: 48	MW ≥ 45, EW ≥ 35
Kerbschlagarbeit in J (VHT 2/2; -46°C)	MW: 222, MIN: 170	MW: 168, MIN: 158	MW: 193, MIN: 181	
Zugfestigkeit in MPa	733	708	756	≥ 620
Biegewinkel / Auftreten von Unregelmäßigkeiten	180° / keine	180° / keine	180° / keine	/
MW – Mittelwert, EW – Einzelwert, MAX – Maximum, MIN – Minimum				

Alle Schweißungen erfüllen die Anforderungen gemäß DIN EN ISO 5817 Bewertungsgruppe B. Der angegebene Ferritgehalt stellt den Mittelwert aus der Bildanalyse von fünf exemplarischen Mikroschliffaufnahmen dar. Der Ferritgehalt der UP-Eindraht-Schweißung ist mit 62 % am höchsten. Die mit zusätzlichem Kaltdraht erfolgte Schweißung weist einen geringeren Ferritanteil von 48 % auf. Wie in AP 2 nachgewiesen wurde, ist die Verringerung des Ferritanteils nicht auf eine schnellere Abkühlung infolge der Kaltdrahtzugabe zurückzuführen, sondern auf die unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen der Zusatzwerkstoffe. Der Stickstoffanteil des Kaltdrahtes (S 22 9 3, Charge: PVS431813510) ist mit 0,177 % mehr als 300 ppm höher als bei der verwendeten Elektrode (S 22 9 3, Charge 103340) und fördert entsprechend die Austenitbildung. Die für die UP-Doppeldraht-Schweißung verwendeten Schweißzusätze (S 22 9 3, Charge: PVT111822590) weisen allesamt einen vergleichsweise hohen Stickstoffgehalt von ca. 0,171 % auf, weshalb diese Schweißung einen vergleichsweise geringen Ferritanteil von nur 38 % aufweist. Insgesamt entsprechen alle Werte den Forderungen gemäß ISO 17781. Die Abtragsraten der Korrosionsprüfungen stellen den Mittelwert aus drei geprüften Proben dar. Die bei der Standardprüftemperatur von 22 °C durchgeführten Korrosionsversuche zeigen für keine Verfahrensvariante Lochkorrosion. Die mit einer Prüftemperatur von – 46 °C an jeweils drei Proben durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche weisen bei Kerblage in der Schweißnahtmitte (VWT) im Mittel Kerbschlagarbeitswerte von 64 J (UP-Eindraht), 84 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 59 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) auf. Bei Kerblage in der WEZ (VHT) betragen sie im Mittel 222 J (UP-Eindraht), 168 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 193 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht). Alle Kerbschlagproben erfüllen dabei sowohl die Anforderungen an den Mittelwert als auch an den kleinsten Einzelwert. Allerdings korrelieren sie nicht mit den bildanalytisch ermittelten Ferritanteilen. Die an je drei Quersugproben ermittelten Zugfestigkeiten betragen im Mittel 733 MPa (UP-Eindraht), 708 MPa (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 756 MPa (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) und entsprechen somit den Anforderungen gemäß NORSOK M-630. Alle Proben sind bei der Prüfung im Grundwerkstoff gerissen. Bei der Seitenbiegeprüfung

erfolgte eine vollständige Durchbiegung aller Proben. Unabhängig von der Verfahrensvariante wurden bei keiner Probe Unregelmäßigkeiten identifiziert.

5.5.2.3 Prozesskennzahlen

Zur Füllung der 14 mm dicken Bleche wurden mit den Eindraht-Prozessvarianten drei UP-Raupen benötigt, wobei die Schweißnaht ohne zusätzliche Kaltdrahtzufuhr eine geringfügige Decklagenunterwölbung aufweist während die Schweißnaht mit zusätzlich zugeführtem Kaltdraht bei gleichen Schweißparametern eine deutliche Nahtüberhöhung aufweist. Mit der Doppeldrahtvariante wurden zur vollständigen Füllung der Naht vier Raupen benötigt. Die Schweißnaht weist jedoch eine deutliche Decklagenüberwölbung auf. Dies ist auf das Schweißen mit maximaler Streckenenergie zurückzuführen und kann durch eine Parameteranpassung vermieden werden. Zur Vergleichbarkeit der Wirtschaftlichkeit der verschiedenen Prozessvarianten wurden im Rahmen des Forschungsprojektes alle Schweißungen mit der gleichen Streckenenergie ausgeführt. Die Abschmelzleistung für die UP-Eindraht-Schweißung ohne Kaltdraht beträgt bei maximaler Streckenenergie 7,4 kg/h. Die Kaltdrahtzufuhr führt bei dieser Prozessvariante bei sonst gleichen Schweißparametern zu einer Erhöhung der Abschmelzleistung auf 10,2 kg/h. Mit der UP-Doppeldrahtvariante mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr wurde bei maximaler Streckenenergie eine Abschmelzleistung von 18,5 kg/h erreicht. Diese hohe Abschmelzleistung führt jedoch nicht zu einer Einsparung an Schweißraupen, sondern zu einer wesentlichen Steigerung der Schweißgeschwindigkeit und somit zu einer Einsparung an Schweißzeit.

Eine vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht (UP-ED), Eindraht mit Kaltdraht (UP-ED mit KD) und Doppeldraht mit Kaltdraht (UP-DD mit KD) erfolgt in Tabelle 15.

Tabelle 15: Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4462 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht

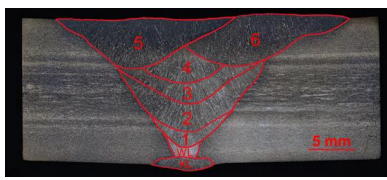
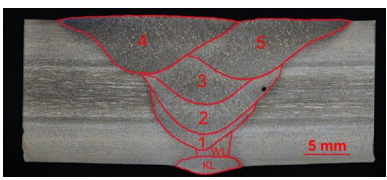
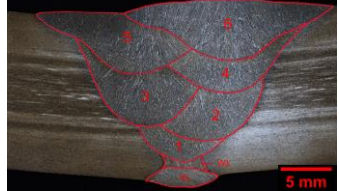
	UP-ED		UP-ED mit KD		UP-DD mit KD	
Streckenenergie in kJ/cm	25,0		25,0		25,0	
Raupenanzahl	3		3		4	
KD-Anteil in %	0,0		27,4		16,7	
Abschmelzleistung in kg/h ($\rho = 7,9 \text{ g/cm}^3$)	1. Raupe:	4,8	1. Raupe:	5,9	1. Raupe:	11,6
	weitere Raupen:	7,4	weitere Raupen:	10,2	weitere Raupen:	18,5
Schweißgeschwindigkeit in cm/min	1. Raupe:	50	1. Raupe:	50	1. Raupe:	100
	weitere Raupen:	40	weitere Raupen:	40	weitere Raupen:	70

5.5.3 Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410

5.5.3.1 Lagenaufbau und Schweißparameter

Die für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 jeweils verwendeten Grundwerkstoffchargen sowie Zusatzwerkstoffchargen können Tabelle 16 entnommen werden. Darüber hinaus sind die Makroschliffbilder der Schweißungen mit entsprechender Kennzeichnung des Lagenaufbaus dargestellt.

Tabelle 16: Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410

UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
		
GWS-Charge: 562232	GWS-Charge: 562232	GWS-Charge: 562232
EI-Charge: 101451	EI-Charge: 101451	EI-Charge: PVT025509450
KD-Charge: -	KD-Charge: 101451	KD-Charge: PVT025509450

In Tabelle 17 sind die eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter der jeweiligen UP-Verfahrensvarianten für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 gegenübergestellt. Auch die Bewertung der Schlackelöslichkeit sowie die Angabe der Nebenzeiten erfolgt analog zur Vorgehensweise in Kapitel 5.5.2.1.

Tabelle 17: Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410

Raupe	t _N in min	T _{ZWL} in °C	Einstellwerte der SSQ				v _{KD} in m/min	KD-Anteil in %	SLK*	Messdaten Weld-Analyst			
			I in A	U in V	v _s in cm/min	E in kJ/cm				I in A	U in V	v _{EI} in m/min	E in kJ/cm
UP-Eindraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	127	15,4	-	12,4
KL	-	24	-	-	-	-	-	-	-	121	14,4	-	7,0
1	-	21	300	29	50	10,4	-	-	2	305,8	29,9	2,1	11,0
2	22,1	34	400	31	50	14,9	-	-	1	397,0	32,1	3,0	15,3
3	20,0	42	400	31	50	14,9	-	-	1	397,1	32,0	3,0	15,3
4	27,0	34	400	31	50	14,9	-	-	1	396,8	32,1	3,1	15,3
5	21,8	38	400	31	50	14,9	-	-	1	396,4	32,1	3,0	15,2
6	20,2	43	400	31	50	14,9	-	-	1	396,9	32,1	3,0	15,3
UP-Eindraht mit Kaltdraht													
WL	-	24	-	-	-	-	-	-	-	122	15,8	-	12,7
KL	-	24	-	-	-	-	-	-	-	122	14,5	-	7,9
1	-	21	300	29	50	10,4	0,3	12,2	2	307,3	30,0	2,2	11,1
2	24,8	35	400	31	50	14,9	1	25,4	1	397,3	32,1	2,9	15,3
3	23,8	47	400	31	50	14,9	1	25,4	1	396,5	32,0	2,9	15,2
4	31,7	48	400	31	50	14,9	1	25,4	1	396,3	32,1	2,9	15,2
5	28,6	39	400	31	50	14,9	1	25,8	1	396,8	32,1	2,9	15,3
UP-Doppeldraht mit Kaltdraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	121	16	-	12,7
KL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	123	14,7	-	8,8
1	-	23	520	32	100	10,0	0,5	9,1	3	Es erfolgte keine Schweißdatenaufzeichnung.			
2	-	50	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
3	-	132	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
4	-	82	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
5	-	70	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
6	-	150	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
*SLK – Schlackelöslichkeit, 1 – selbstabhebend, 2 – ein Hammerschlag, 3 – zwei bis drei Hammer-schläge, 4 – vermehrte Hammerschläge, 5 – vielfache gewaltsame Hammerschläge													

5.5.3.2 Nahtqualität

Abbildung 37 zeigt exemplarische Mikroschliffaufnahmen aus dem Decklagenbereich der jeweiligen Schweißnähte. Optisch ist eine vermehrte Austenitbildung bei der Schweißung, welche mit der Verfahrensvariante UP-DD + KD erzeugt wurde, wahrzunehmen.



a) UP-Eindraht b) UP-Eindraht mit Kaltdraht c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
 Abbildung 37: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4410, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II

Die Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4410 sind in Tabelle 18 zusammenfassend dargestellt. Das Porenaufkommen ist in allen Schweißnähten deutlich höher als bei den Schweißungen mit der Standardduplexknetlegierung. Auf einer Länge von 500 mm wurden mittels Röntgenprüfung vermehrt einzelne Mikroporen nachgewiesen. Die Porenanzahl ist in der UP-Doppeldrahtschweißung mit Kaltdraht zwar etwas geringer, dafür haben die Einzelporen einen größeren Durchmesser, so dass sich die Porenanteile im Vergleich nur unwesentlich unterscheiden. Insgesamt sind die Porenanteile jedoch gering und alle Schweißungen erfüllen die Anforderungen gemäß DIN EN ISO 5817 Bewertungsgruppe B.

Das Röntgenbild einer UP-Eindrahtschweißung mit Kaltdraht zeigte zeilenförmige Schlackeeinschlüsse, die auf einen abnehmenden Kontaktrahabstand während der Schweißung zurückzuführen waren. Infolge des abnehmenden Kontaktrahabstandes veränderte sich der Abstand zwischen Elektrode und Kaltdraht derart, dass der Kaltdraht nicht mehr richtig abgeschmolzen wurde, vgl. Abbildung 38. Dies führt dazu, dass sich der Kaltdraht seitlich an der Elektrode vorbeischiebt. Dabei kann es zu Schlackeeinschlüssen in der Schweißnaht kommen. Diese Schweißprobe wurde für weitere Untersuchungen nicht berücksichtigt und die Schweißung wiederholt.

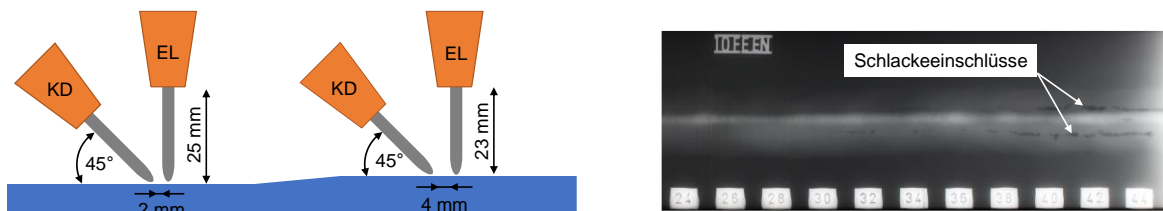


Abbildung 38: Änderung des Abstandes zwischen Elektrode und Kaltdraht infolge einer Änderung des Kontaktrahabstandes (links) und Röntgenfilm mit Schlackeeinschlüssen (rechts)

Die Ferritgehalte der UP-Eindraht-Schweißungen sowohl mit als auch ohne Kaltdraht betragen 53 %, was auf die Verwendung der gleichen Drahtcharge (S 25 9 4, Charge: 101451) für

Elektrode und Kaltdraht zurückzuführen ist. Die mit dem UP-Doppeldraht-Prozess gefertigte Schweißung weist einen Ferritanteil von 36 % auf. Die für diese Schweißung verwendeten Schweißzusätze (S 25 9 4, Charge: PVT025509450) weisen etwas geringere Chromgehalte sowie etwas höhere Stickstoffgehalte, aber auch geringere Kohlenstoffgehalte auf. Insgesamt entsprechen alle Werte den Forderungen gemäß ISO 17781. Die bei der Standardprüftemperatur von 35 °C an jeweils drei Proben durchgeführten Korrosionsversuche zeigen für keine Verfahrensvariante Lochkorrosion. Die mit einer Prüftemperatur von – 46 °C durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche weisen bei Kerblage in der Schweißnahtmitte (VWT) im Mittel Kerbschlagarbeitswerte von 52 J (UP-Eindraht), 61 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 60 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) auf. Bei Kerblage in der WEZ (VHT) betragen sie im Mittel 86 J (UP-Eindraht), 96 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 96 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht). Alle Kerbschlagproben erfüllen dabei sowohl die Anforderungen an den Mittelwert als auch an den kleinsten Einzelwert. Allerdings korrelieren sie nicht mit den bildanalytisch ermittelten Ferritanteilen. Die an je drei Quersugproben ermittelten Zugfestigkeiten betragen im Mittel 838 MPa (UP-Eindraht), 831 MPa (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 854 MPa (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) und entsprechen somit den Anforderungen gemäß NORSOK M-630. Alle Proben sind bei der Prüfung im Grundwerkstoff gerissen. Bei der Seitenbiegeprüfung erfolgte eine vollständige Durchbiegung aller Proben. Unabhängig von der Verfahrensvariante wurden bei keiner Probe Unregelmäßigkeiten identifiziert.

Tabelle 18: Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4410

	UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht	Anforderungen gemäß ISO 5817, ISO 17781 bzw. NORSOK M-630
Porenanteil in %	0,06	0,09	0,08	≤ 2
Porenanzahl	35	37	24	/
Ferritanteil in %	53	53	36	30-70
Härte in HV10	MW: 304, MAX: 311	MW: 299, MAX: 308	MW: 309, MAX: 318	/
Korrosionsrate in g/m ²	0,133	0,091	0,070	≤ 4
Kerbschlagarbeit in J (VWT 0/2; -46°C)	MW: 52, MIN: 48	MW: 61, MIN: 52	MW: 60, MIN: 59	MW ≥ 45, EW ≥ 35
Kerbschlagarbeit in J (VHT 2/2; -46°C)	MW: 86, MIN: 83	MW: 96, MIN: 88	MW: 96, MIN: 98	
Zugfestigkeit in MPa	838	831	854	≥ 750
Biegewinkel / Auftreten von Unregelmäßigkeiten	180° / keine	180° / keine	180° / keine	/
MW – Mittelwert, EW – Einzelwert, MAX – Maximum, MIN – Minimum				

5.5.3.3 Prozesskennzahlen

Zur Füllung der 15 mm dicken Bleche wurden mit der Prozessvariante UP-Eindraht sechs UP-Raupen und mit zusätzlicher Kaltdrahtzugabe fünf Raupen benötigt. Mit der Doppeldrahtvariante wurden zur vollständigen Füllung der Naht wiederum sechs Raupen benötigt. Die Abschmelzleistung für die UP-Eindraht-Schweißung ohne Kaltdraht beträgt bei maximaler Streckenenergie 6,4 kg/h. Die Kaltdrahtzufuhr führt bei dieser Prozessvariante bei sonst gleichen Schweißparametern zu einer Erhöhung der Abschmelzleistung auf 8,4 kg/h. Mit der UP-

Doppeldrahtvariante mit zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr wurde bei maximaler Streckenenergie eine Abschmelzleistung von 12,6 kg/h erreicht. Bei der Eindraht-Schweißung führte die Erhöhung der Abschmelzleistung insgesamt zur Einsparung einer Schweißraupe. Die erhöhte Abschmelzleistung der Doppeldrahtschweißung führte vergleichsweise zu einer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit um 70 %.

Ein zusammenfassender Überblick zu den wesentlichen Kenngrößen der Schweißungen an der Legierung 1.4410 mit den verschiedenen Prozessvarianten ist in Tabelle 19 gegeben.

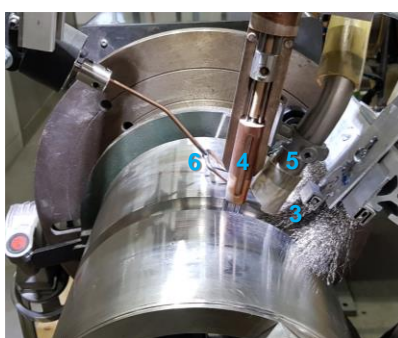
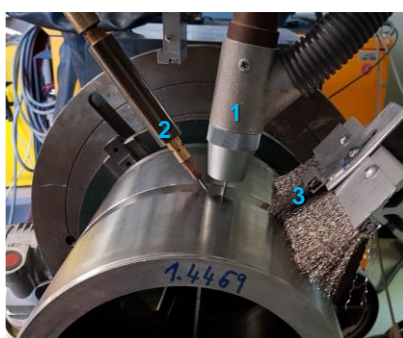
Tabelle 19: Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht

	UP-ED		UP-ED mit KD		UP-DD mit KD	
Streckenenergie in kJ/cm	14,9		14,9		14,9	
Raupenanzahl	6		5		6	
KD-Anteil in %	0,0		25,4		13,0	
Abschmelzleistung in kg/h ($\rho = 7,9 \text{ g/cm}^3$)	1. Raupe:	4,6	1. Raupe:	5,3	1. Raupe:	11,6
	weitere Raupen:	6,4	weitere Raupen:	8,4	weitere Raupen:	12,6
Schweißgeschwindigkeit in cm/min	1. Raupe:	50	1. Raupe:	50	1. Raupe:	100
	weitere Raupen:	50	weitere Raupen:	50	weitere Raupen:	85

5.6 Verbindungsschweißungen an den Gusslegierungen

5.6.1 Ausführung der Rundnahtschweißungen am Rohr

In Arbeitspunkt sechs erfolgten Verbindungsschweißungen als Rundnahtschweißungen an Rohren mit einem Außendurchmesser $\varnothing_a = 250 \text{ mm}$ und einem Innendurchmesser $\varnothing_i = 216 \text{ mm}$ mit den Prozessen UP-Eindraht, UP-Eindraht mit Kaltdraht und UP-Doppeldraht mit Kaltdraht. Hierfür waren die Rohre der Werkstoffe 1.4470 und 1.4469 mit einer U-Naht ($R = 10 \text{ mm}$, $\beta = 10^\circ$) und einer mechanischen Badsicherung vorbereitet.



Legende:

- 1 Brenner mit Elektrode und Pulverringschüttung
- 2 Kaltdrahtzuführung
- 3 Pulverstützbürste
- 4 Brenner mit Elektroden und integrierter Kaltdrahtzuführung
- 5 Pulvervorschüttung
- 6 Sensor zur autom. Höhenregelung

Abbildung 39: Versuchsaufbau zum Rundnahtschweißen mit dem UP-Eindraht-Prozess mit Kaltdraht (links) und dem UP-Doppeldraht-Prozess mit Kaltdraht (UP-ICE™, rechts)

Die Schweißungen erfolgten mit einer Voreilung der Elektrode von ca. 25 mm und einer Neigung von 9° sowie einem Kontaktrahabstand von 25 mm. Für sämtliche Verbindungsschweißungen wurde das Schweißpulver OK Flux 10.93 genutzt. Die UP-Eindraht-Schweißungen erfolgten dabei mit einer Pulverringschüttung. Die UP-Doppeldraht-Schweißungen erfolgten hingegen mit

einer Pulvervorschüttung. Um das Herunterrieseln des Pulvers und somit eine mangelhafte Nahtabdeckung zu verhindern, erfolgte der Einsatz einer Pulverstützbürste, siehe Abbildung 39.

5.6.2 Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470

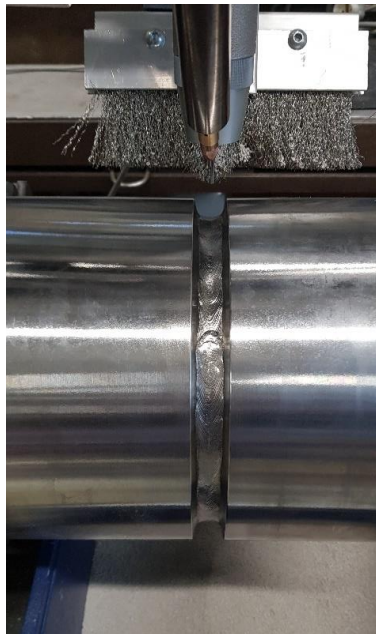
5.6.2.1 Lagenaufbau und Schweißparameter

Die Schweißung der ersten Raupe erfolgte jeweils mit etwas geringerer Streckenenergie (ca. 10 kJ/cm) um ein mögliches Durchfallen der Wurzel zu vermeiden. Alle darauffolgenden Raupen wurden mit näherungsweise maximal empfohlener Streckenenergie (ca. 25 kJ/cm) geschweißt.

Mit dem UP-Doppeldraht+Kaltdraht-Verfahren konnten jedoch keine brauchbaren Schweißungen mit einer Streckenenergie von 25 kJ/cm erzeugt werden. Das verfahrensbedingt sehr große Schmelzbad führte bei dieser hohen Streckenenergie stets zum Herunterlaufen von flüssiger Schlacke und Schmelze, bedingt durch den kleinen Durchmesser der Versuchsbauteile, vgl. Abbildung 40. Das Potential dieses Verfahrens kann somit erst bei Rohren mit wesentlich größerem Durchmesser genutzt werden.



a) UP-Eindraht-Prozess



b) UP-Eindraht+KD-Prozess




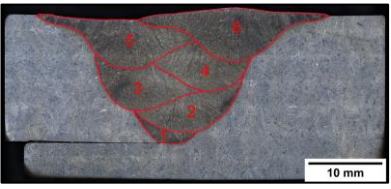
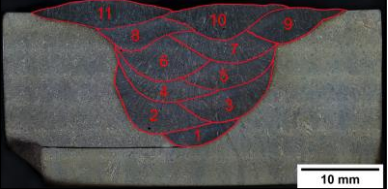
c) UP-Doppeldraht+KD-Prozess

Abbildung 40: Nahtaussehen der Schweißungen mit einer Streckenenergie von 25 kJ/cm in Abhängigkeit der Prozessvariante

Ein Herunterlaufen von Schlacke und Schmelze bei den Rundnahtschweißungen mit dem UP-Doppeldraht+Kaltdraht-Prozess konnte nur durch eine Verringerung der Streckenenergie vermieden werden. Bei den für die Versuchsschweißungen verwendeten Rohrdurchmessern stellte eine Streckenenergie von 15 kJ/cm die Obergrenze zur Erzeugung eines akzeptablen Nahtaussehens dar.

Die jeweils verwendeten Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode und Kaltdraht können Tabelle 20 entnommen werden. Ferner sind die Makroschliffbilder der Schweißungen mit entsprechender Kennzeichnung des Lagenaufbaus gezeigt.

Tabelle 20: Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470

UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
		
EI-Charge: 103340	EI-Charge: 103340	EI-Charge: PVT111822590
KD-Charge: -	KD-Charge: PVS431813510	KD-Charge: PVT111822590

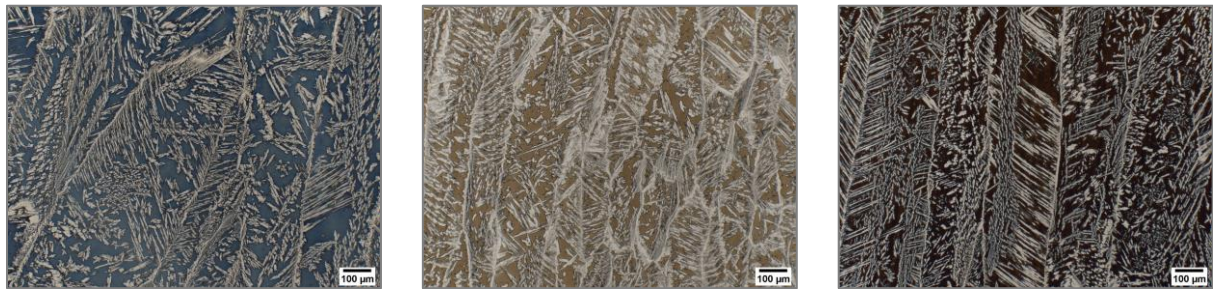
In Tabelle 21 sind die eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter der jeweiligen UP-Verfahrensvarianten für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 gegenübergestellt. Die Bewertung der Schlackelöslichkeit sowie die Ermittlung der Nebenzeiten erfolgten analog der Vorgehensweise in Kapitel 5.5.2.1.

Tabelle 21: Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470

Raupe	t _n in min	T _{ZWL} in °C	Einstellwerte der SSQ				v _{KD} in m/min	KD-Anteil in %	SLK*	Messdaten Weld-Analyst			
			I in A	U in V	v _s in cm/min	E in kJ/cm				I in A	U in V	v _{EI} in m/min	E in kJ/cm
UP-Eindraht													
1	-	24	300	30	55,1	9,8	-	-	1	304,1	31,0	2,2	10,3
2	15,8	71	500	34	42,5	24,0	-	-	3	489,6	35,3	3,6	24,4
3	15,5	201	500	34	43,5	23,4	-	-	5	491,0	35,2	3,5	23,8
4	k.A.	26	490	34	44,0	22,7	-	-	1	481,5	35,3	3,6	23,2
5	19,7	123	490	34	44,0	22,7	-	-	1	482,3	35,3	3,5	23,2
6	20,4	165	490	34	41,0	24,4	-	-	1	480,5	35,1	3,5	24,7
7	16,7	248	490	34	41,0	24,4	-	-	1	480,0	35,1	3,5	24,7
UP-Eindraht mit Kaltdraht													
1	-	24	300	30	55,1	9,8	0,2	8,3	2	305,5	31,0	2,2	10,3
2	23,2	58	490	34	42,0	23,8	1,0	21,9	3	482,6	35,2	3,6	24,3
3	17,3	144	490	34	40,0	25,0	1,0	22,1	3	482,6	35,3	3,5	25,5
4	18,0	179	490	34	40,0	25,0	1,0	22,4	1	482,0	35,2	3,5	25,5
5	k.A.	91	490	34	40,5	24,7	1,0	22,3	1	483,1	35,3	3,5	25,2
6	29,5	148	490	34	41,0	24,4	1,0	22,3	1	481,9	35,2	3,5	24,8
UP-Doppeldraht mit Kaltdraht													
1	-	70	520	32	100	10,0	0,5	9,1	2	Es erfolgte keine Schweißdatenaufzeichnung.			
2	-	178	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
3	-	70	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
4	-	145	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
5	-	170	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
6	-	145	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
7	-	180	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
8	-	178	500	34	100	10,2	0,4	9,1	1				
9	-	150	500	34	100	10,2	0,4	9,1	1				
10	-	140	500	34	100	10,2	0,4	9,1	1				
11	-	70	500	34	100	10,2	0,4	9,1	1				
*SLK – Schlackelöslichkeit, 1 – selbstabhebend, 2 - ein Hammerschlag, 3 – zwei bis drei Hammer-schläge, 4 – vermehrte Hammerschläge, 5 – vielfache gewaltsame Hammerschläge													

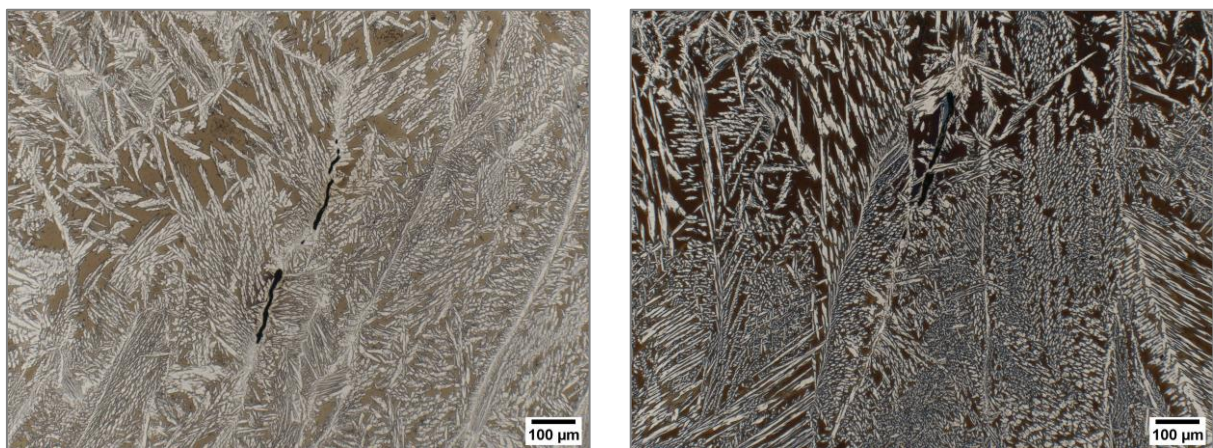
5.6.2.2 Nahtqualität

Abbildung 41 zeigt exemplarische Mikroschliffaufnahmen aus dem Decklagenbereich der jeweiligen Schweißnähte.



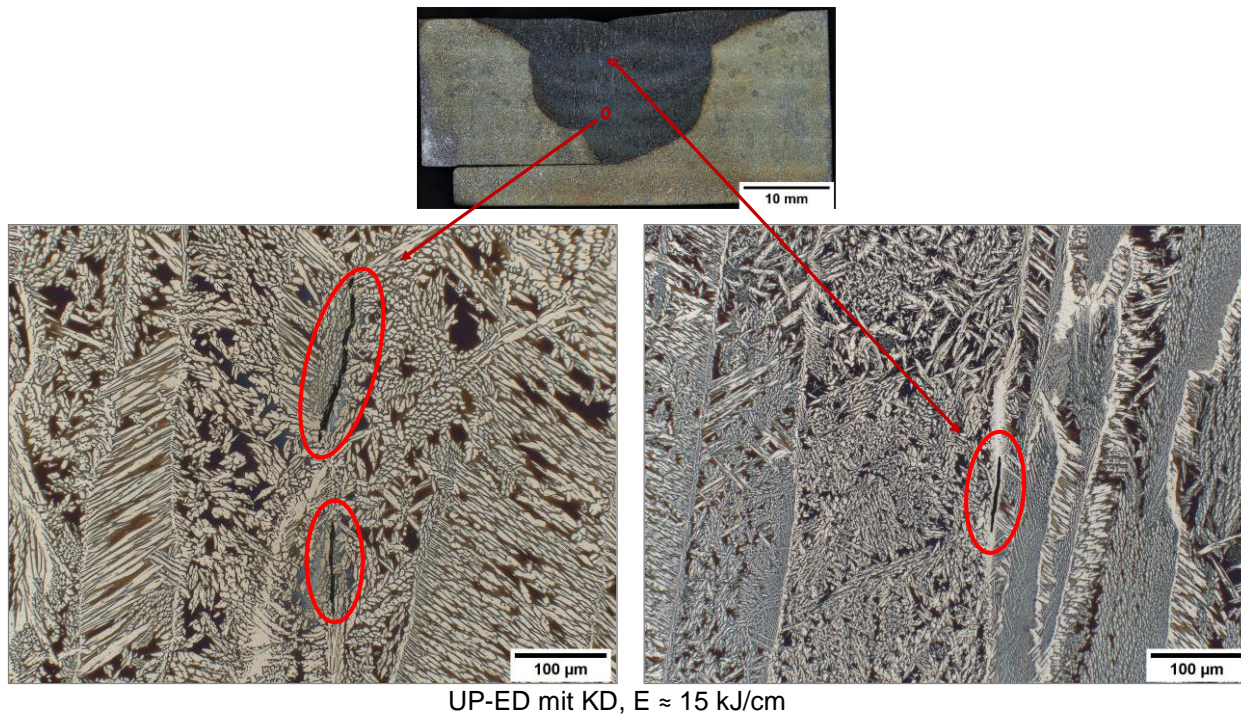
a) UP-Eindraht b) UP-Eindraht mit Kaltdraht c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
Abbildung 41: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4470, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II

Bei entsprechender Vergrößerung ist bei Betrachtung der Mikroschliffe eine Rissbildung zu beobachten. Diese Mikrorisse verlaufen dabei stets längs der austenitischen Phase, siehe Abbildung 42.



UP-ED mit KD, $E \approx 25 \text{ kJ/cm}$ UP-DD mit KD, $E \approx 15 \text{ kJ/cm}$
Abbildung 42: Mikroschliffaufnahmen zeigen Heißrisse im Schweißgut von Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470, Ätzung: Beraha II

Trotz einer Reduzierung der Streckenenergie bei den UP-Eindrahtschweißungen von 25 auf 15 kJ/cm ist diese Mikrorissbildung längs der austenitischen Phase zu beobachten. Die Risse liegen dabei immer direkt unterhalb der Schmelzlinie der Folgeschweißraupe, so dass es sich hierbei höchstwahrscheinlich um Wiederaufschmelzrisse handelt, vgl. Abbildung 43.



UP-ED mit KD, $E \approx 15 \text{ kJ/cm}$

Abbildung 43: Kennzeichnung des Auftretens der Heißrisse in der Makroschliffaufnahme der Verbindungsschweißung UP-ED + KD mit reduzierter Streckenenergie sowie Mikroschliffaufnahmen der Heißrisse

Die Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4470 sind in Tabelle 22 zusammengefasst.

Tabelle 22: Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4470

	UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht	Anforderungen gemäß ISO 5817, ISO 17781 bzw. NORSOK M-630
Porenanteil in %	0,001	0,002	0,004	≤ 2
Porenanzahl	7	15	5	/
Ferritanteil in %	58	58	53	30-70
Härte in HV10	MW: 274, MAX: 292	MW: 277, MAX: 290	MW: 274, MAX: 290	/
Korrosionsrate in g/m^2	0,095	0,218	0,156	≤ 4
Kerbschlagarbeit in J (VWT 0/2; -46°C)	MW: 57, MIN: 56	MW: 85, MIN: 83	MW: 60, MIN: 54	MW ≥ 45 , EW ≥ 35
Kerbschlagarbeit in J (VHT 2/2; -46°C)	MW: 48, MIN: 42	MW: 68, MIN: 44	MW: 79, MIN: 72	
Zugfestigkeit in MPa	707	691	708	≥ 620
Biegewinkel / Auftreten von Unregelmäßigkeiten	180° / Mittennahtrisse	180° / Mittennahtrisse	180° / Mittennahtrisse	/

MW – Mittelwert, EW – Einzelwert, MAX – Maximum, MIN – Minimum

Das Porenaufkommen ist in allen Schweißnähten sehr gering, so dass alle Schweißungen die Anforderungen gemäß DIN EN ISO 5817 Bewertungsgruppe B erfüllen. Die Ferritgehalte der UP-Eindraht-Schweißungen ohne und mit Kaltdraht sind mit 58 % etwas höher als jener der UP-Doppeldraht-Schweißung, wobei alle Werte den Forderungen gemäß ISO 17781 entsprechen. Die bei der Standardprüftemperatur von 22 °C an jeweils drei Proben durchgeführten Korrosionsversuche zeigen für keine Verfahrensvariante Lochkorrosion. Die mit einer Prüftemperatur von – 46 °C durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche weisen bei Kerblage in der Schweißnahtmitte (VWT) im Mittel Kerbschlagarbeitswerte von 57 J (UP-Eindraht), 85 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 60 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) auf. Bei Kerblage in der WEZ (VHT) betragen sie im Mittel 48 J (UP-Eindraht), 68 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 79 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht). Alle Kerbschlagproben erfüllen die Anforderungen an den Mittelwert sowie an den kleinsten Einzelwert. Die ermittelten Zugfestigkeiten betragen im Mittel 707 MPa (UP-Eindraht), 691 MPa (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 708 MPa (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) und entsprechen somit ebenfalls den Anforderungen gemäß Norsok M-630.

Bei der Seitenbiegeprüfung erfolgte eine vollständige Durchbiegung aller Proben. Unabhängig von der Verfahrensvariante wurden bei allen Proben Mikrorisse, die sich zuvor schon in den Schliffbildern zeigten, offengelegt. Die Ausprägungen dieser Rissöffnungen sind in Abbildung 44 zu sehen.



a) UP-Eindraht b) UP-Eindraht mit Kaltdraht c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
Abbildung 44: Exemplarische Aufnahmen der vollständig durchgebogenen Biegeproben der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 zeigen geöffnete Mikrorisse

5.6.2.3 Prozesskennzahlen

Eine vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht (UP-ED), Eindraht mit Kaltdraht (UP-ED mit KD) und Doppeldraht mit Kaltdraht (UP-DD mit KD) erfolgt in Tabelle 23.

Zur Füllung der Naht wurden mit dem UP-Eindraht-Prozess sieben Raupen und mit dem UP-Eindraht+Kaltdraht-Prozess sechs Raupen benötigt. Bei maximaler Streckenenergie konnte beim UP-Eindraht+Kaltdraht-Prozess ein Kaltdrahtanteil von etwa 22 % zugegeben werden. Dies führte zu einer Steigerung der Abschmelzleistung von durchschnittlich 7,6 auf 9,6 kg/h.

Bei den für die Versuchsschweißungen verwendeten Rohrdurchmessern stellte eine Streckenenergie von 15 kJ/cm die Obergrenze zur Erzeugung eines akzeptablen Nahtaussehens mit dem UP-Doppeldraht+Kaltdraht-Prozess dar, so dass die Ergebnisse nicht direkt miteinander vergleichbar sind. Diese Streckenenergie führte zu einer Abschmelzleistung von 12,3 kg/h. Der abschmelzbare Kaltdrahtanteil betrug dabei 13 %. Die vergleichsweise dennoch höhere Abschmelzleistung zeigt sich jedoch nicht in einer Verringerung der Raupenanzahl, sondern in einer Verdopplung der Schweißgeschwindigkeit.

Tabelle 23: Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4470 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kaltdraht und Doppeldraht mit Kaltdraht



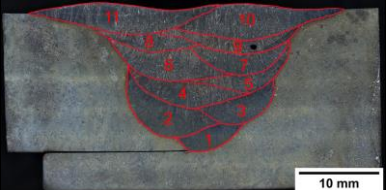
	UP-ED		UP-ED mit KD		UP-DD mit KD	
Streckenenergie in kJ/cm	24,0		24,0		14,9	
Raupenanzahl	7		6		11	
KD-Anteil in %	0,0		22,2		13,0	
Abschmelzleistung in kg/h ($\rho = 7,9 \text{ g/cm}^3$)	1. Raupe:	4,6	1. Raupe:	5,2	1. Raupe:	11,3
	weitere Raupen:	7,6	weitere Raupen:	9,7	Raupe 2-7:	12,3
Schweißgeschwindigkeit in cm/min	1. Raupe:	55	1. Raupe:	55	1. Raupe:	100
	weitere Raupen:	43	weitere Raupen:	41	Raupe 2-7:	85
					Raupe 8-11:	100

5.6.3 Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469

5.6.3.1 Lagenaufbau und Schweißparameter

Die für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469 jeweils verwendeten Zusatzwerkstoffchargen können Tabelle 24 entnommen werden. Darüber hinaus sind die Makroschliffbilder der Schweißungen mit entsprechender Kennzeichnung des Lagenaufbaus dargestellt.

Tabelle 24: Makroschliffbilder mit Kennzeichnung des Lagenaufbaus und Angabe der verwendeten Zusatzwerkstoffchargen für Elektrode (EI) und Kaltdraht (KD) der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469

UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
		
EI-Charge: 101451 KD-Charge: -	EI-Charge: 101451 KD-Charge: 101451	EI-Charge: PVT025509450 KD-Charge: PVT025509450

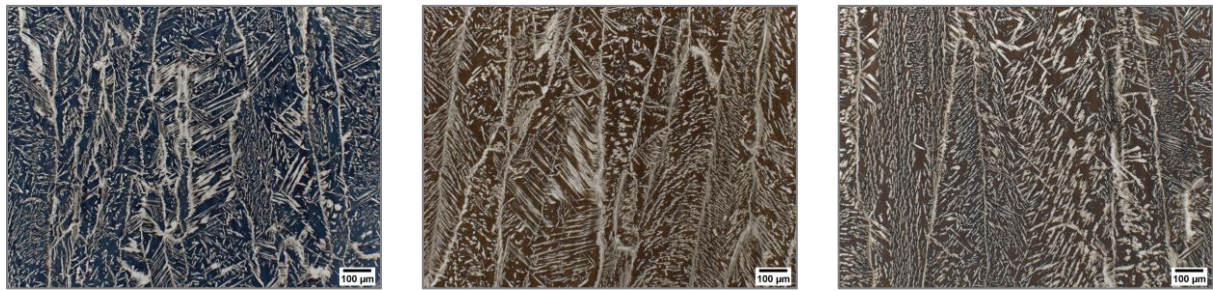
In Tabelle 25 sind die eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter der jeweiligen UP-Verfahrensvarianten für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469 gegenübergestellt. Die Bewertung der Schlackelöslichkeit sowie die Ermittlung der Nebenzeiten erfolgten analog der Vorgehensweise in Kapitel 5.5.2.1.

Tabelle 25: Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469

Raupe	t _N in min	T _{ZWL} in °C	Einstellwerte der SSQ				v _{KD} in m/min	KD-Anteil in %	SLK*	Messdaten Weld-Analyst			
			I in A	U in V	v _s in cm/min	E in kJ/cm				I in A	U in V	v _{EI} in m/min	E in kJ/cm
UP-Eindraht													
1	-	22	300	30	55,1	9,8	-	-	2	306,0	31,0	2,2	10,3
2	26,9	54	400	32	53,0	14,5	-	-	2	398,9	33,0	3,0	14,9
3	17,3	119	400	32	53,0	14,5	-	-	2	399,2	33,1	3,1	15,0
4	k.A.	58	400	32	50,0	15,4	-	-	1	399,3	33,1	3,1	15,9
5	16,8	112	400	32	51,0	15,1	-	-	2	398,8	33,1	3,1	15,5
6	18,7	148	400	32	51,7	14,9	-	-	2	398,6	33,0	3,0	15,3
7	26,9	137	400	32	52,0	14,8	-	-	1	399,1	33,0	3,0	15,2
8	30,6	133	400	32	52,0	14,8	-	-	1	398,2	33,0	3,0	15,1
9	24,5	132	400	32	50,5	15,2	-	-	1	398,0	33,0	3,0	15,6
10	25,0	148	400	32	51,0	15,1	-	-	2	398,6	33,0	3,1	15,5
UP-Eindraht mit Kaltdraht													
1	-	24	300	30	55,1	9,8	0,2	8,0	2	304,6	31,0	2,3	10,3
2	30,0	57	400	32	52,0	14,8	0,5	13,7	2	398,9	33,2	3,1	15,3
3	29,0	116	400	32	52,0	14,8	0,5	13,8	1	398,4	33,2	3,1	15,2
4	k.A.	22	400	32	50,0	15,4	0,5	13,7	1	398,9	33,2	3,2	15,9
5	26,3	73	400	32	51,0	15,1	0,5	18,5	1	398,6	33,2	2,2	15,6
6	k.A.	32	400	32	51,0	15,1	0,5	13,6	1	397,8	33,2	3,2	15,5
7	35,1	74	400	32	52,0	14,8	0,5	14,5	1	396,7	33,2	3,0	15,2
8	k.A.	94	400	32	50,0	15,4	0,5	13,9	1	397,9	33,1	3,1	15,8
9	17,7	135	400	32	51,0	15,1	0,5	13,9	1	397,8	33,1	3,1	15,5
UP-Doppeldraht mit Kaltdraht													
1	-	23	520	32	100	10,0	0,5	9,1	2	Es erfolgte keine Schweißdatenaufzeichnung.			
2	-	k.A.	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
3	-	130	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
4	-	112	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
5	-	20	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1-2				
6	-	130	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
7	-	128	620	34	85	14,9	0,8	13,0	1				
8	-	52	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
9	-	117	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
10	-	130	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
11	-	150	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
12	-	140	620	34	85	14,9	0,8	13,0	2				
*SLK – Schlackelöslichkeit, 1 – selbstabhebend, 2 - ein Hammerschlag, 3 – zwei bis drei Hammer-schläge, 4 – vermehrte Hammerschläge, 5 – vielfache gewaltsame Hammerschläge													

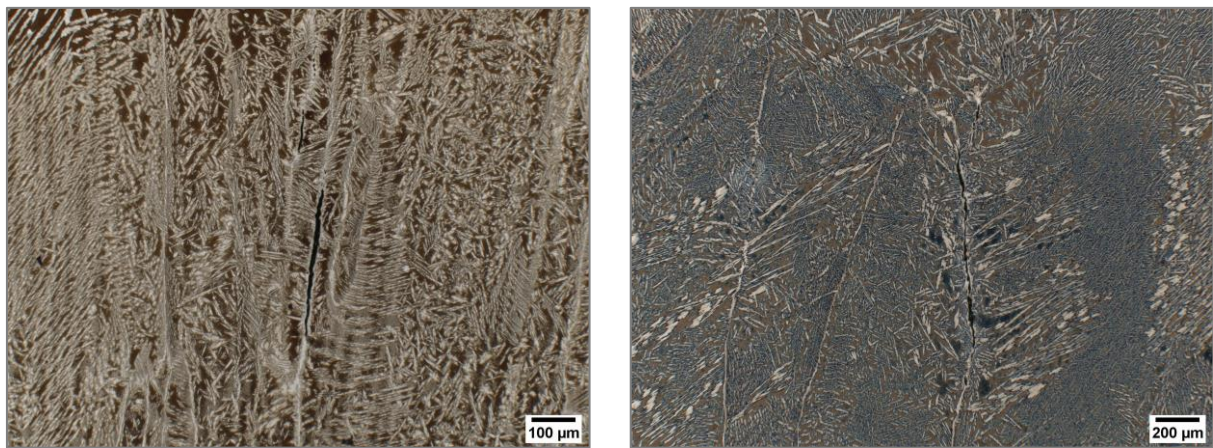
5.6.3.2 Nahtqualität

Abbildung 45 zeigt exemplarische Mikroschliffaufnahmen aus dem Decklagenbereich der jeweiligen Schweißnähte.



a) UP-Eindraht b) UP-Eindraht mit Kaltdraht c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht
Abbildung 45: Mikroschliffbilder der Schweißverbindungen an der Legierung 1.4469, aufgenommen in der Decklage, Ätzung: Beraha II

Auch bei den Schweißungen an der Legierung 1.4469 sind in den Mikroschliffaufnahmen bei entsprechender Vergrößerung Heißrisse längs der austenitischen Phase zu sehen, siehe Abbildung 46



a) UP-ED mit KD b) UP-DD mit KD
Abbildung 46: Mikroschliffaufnahmen zeigen Heißrisse im Schweißgut von Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469

Die Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4469 sind in Tabelle 26 zusammengefasst. Das Porenaufkommen ist in allen Schweißnähten deutlich höher als bei den Schweißungen mit der Standardduplexgusslegierung. Der auf die durchstrahlte Nahtfläche bezogene Porenanteil ist jedoch sehr gering und alle Schweißungen erfüllen die Anforderungen gemäß DIN EN ISO 5817 Bewertungsgruppe B. Die Ferritgehalte der Schweißungen entsprechen mit 63 % (UP-Eindraht) und 57 % (UP-Eindraht mit Kaltdraht und UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) den Forderungen gemäß ISO 17781. Die bei der Standardprüftemperatur von 35 °C an jeweils drei Proben durchgeführten Korrosionsversuche zeigen, bis auf eine Probe, keine Lochkorrosion. Jene Probe, mit Korrosionserscheinung, wies den Korrosionsbeginn an einem aufgedeckten Riss auf. Die mit einer Prüftemperatur von - 46 °C durchgeführten Kerbschlagbiegeversuche weisen bei Kerblage in der Schweißnahtmitte (VWT) im Mittel Kerbschlagarbeitswerte von 43 J (UP-Eindraht), 49 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 41 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) auf. Bei Kerblage in der WEZ (VHT) betragen sie im Mittel 69 J (UP-Eindraht), 85 J (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 58 J (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht). Die Kerbschlagproben mit Kerblage in der Schweißnahtmitte unterschreiten im Falle der UP-ED- sowie der UP-DD+KD-Schweißung die Anforderungen an den Mittelwert geringfügig. Die

ermittelten Zugfestigkeiten betragen im Mittel 747 MPa (UP-Eindraht), 776 MPa (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. 774 MPa (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht). Die Zugfestigkeit der UP-Eindraht-Schweißung liegt somit knapp unter den gemäß Norsok M-630 geforderten 750 MPa.

Tabelle 26: Ergebnisse der Werkstoffprüfungen an den Verbindungsschweißungen der Legierung 1.4469

	UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht	UP-Doppeldraht mit Kaltdraht	Anforderungen gemäß ISO 5817, ISO 17781 bzw. Norsok M-630
Porenanteil in %	0,02	0,03	0,03	≤ 2
Porenanzahl	26	43	45	/
Ferritanteil in %	63	57	57	30-70
Härte in HV10	MW: 307, MAX: 319	MW: 302, MAX: 321	MW: 304, MAX: 311	/
Korrosionsrate in g/m ²	0,327	0,095	0,313 (sichtbare Korrosion)	≤ 4
Kerbschlagarbeit in J (VWT 0/2; -46°C)	MW: 43, MIN: 42	MW: 49, MIN: 46	MW: 41, MIN: 35	MW ≥ 45, EW ≥ 35
Kerbschlagarbeit in J (VHT 2/2; -46°C)	MW: 69, MIN: 66	MW: 85, MIN: 79	MW: 58, MIN: 56	
Zugfestigkeit in MPa	747	776	774	≥ 750
Biegewinkel / Auftreten von Unregelmäßigkeiten	180° / Mittennahttrisse	30-50°/ beginnende Rissbildung	30-50°/ beginnende Rissbildung	/
MW – Mittelwert, EW – Einzelwert, MAX – Maximum, MIN – Minimum				

Bei der Seitenbiegeprüfung kam es bei einer vollständigen Durchbiegung zum Bruch der Proben. Die weiteren Proben wurden daher nur soweit gebogen, bis erste Anrisse optisch wahrzunehmen waren. Anschließend wurden Biegewinkel von 30-50°C ermittelt. Unabhängig von der Verfahrensvariante wurden bei allen Proben Mikrorisse geöffnet, wie in Abbildung 47 zu sehen ist.



a) UP-Eindraht



b) UP-Eindraht mit Kaltdraht



c) UP-Doppeldraht mit Kaltdraht

Abbildung 47: Exemplarische Aufnahmen der Biegeproben der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469, a) bei vollständiger Durchbiegung gebrochene Probe, b) & c) Proben mit beginnender Rissbildung bei einem Biegewinkel zwischen 30 – 50 °

5.6.3.3 Prozesskennzahlen

Eine Zusammenfassung der wesentlichen Kenngrößen der Schweißungen an der Legierung 1.4469 mit den verschiedenen Prozessvarianten erfolgt in Tabelle 27. Die Schweißungen erfolgten jeweils mit einer Streckenenergie von etwa 15 kJ/cm. Mit der Verfahrensvariante UP-Eindraht wurden zur Nahtfüllung zehn Raupen bei einer durchschnittlichen Abschmelzleistung von 6,5 kg/h benötigt. Bei der Prozessvariante UP-Eindraht konnte ein Kaltdrahtanteil von 13,7 % zugefügt werden, was zu einer Steigerung der Abschmelzleistung um 1,2 kg/h und zu einer Einsparung einer Raupe führte. Die Verwendung des UP-Doppeldraht+Kaltdraht-Prozesses führte zu einer Abschmelzleistung von 12,3 kg/h. Der abschmelzbare Kaltdrahtanteil betrug dabei

13 %. Insgesamt wurden zwei Raupen mehr benötigt als beim Eindraht-Prozess. Die gesteigerte Abschmelzleistung zeigt sich auch hier in einer erheblichen Steigerung der Schweißgeschwindigkeit und einer damit verbundenen Reduzierung der Fertigungszeit.

Tabelle 27: Vergleichende Gegenüberstellung von Kennzahlen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4469 für die UP-Verfahrensvarianten Eindraht, Eindraht mit Kalt draht und Doppeldraht mit Kalt draht

	UP-ED		UP-ED mit KD		UP-DD mit KD	
Streckenenergie in kJ/cm	15,0		15,0		14,9	
Raupenanzahl	10		9		11	
KD-Anteil in %	0,0		13,7		13,0	
Abschmelzleistung in kg/h ($\rho = 7,9 \text{ g/cm}^3$)	1. Raupe:	4,8	1. Raupe:	5,4	1. Raupe:	10,9
	weitere Raupen:	6,5	weitere Raupen:	7,7	weitere Raupen:	12,3
Schweißgeschwindigkeit in cm/min	1. Raupe:	55	1. Raupe:	55	1. Raupe:	100
	weitere Raupen:	52	weitere Raupen:	52	weitere Raupen:	85

5.6.4 Ursachenanalyse zu den Risserscheinungen im Schweißgut der Gusslegierungen

Beim Schweißen der Gusslegierungen kam es unabhängig von der UP-Prozessvariante zu einer ausgeprägten Heißrissbildung. Diese trat beim Schweißen der Knetlegierungen hingegen nicht auf. Nicht zu vernachlässigende Faktoren sind dabei die verschärfte Einspannsituation sowie die schlechtere Wärmeableitung beim Schweißen der Rohre (Gusslegierungen) im Vergleich zum Schweißen der Bleche (Knetlegierungen). Allgemeine Empfehlungen zur Vermeidung der Heißrissbildung weisen auf die Einhaltung eines Verhältnisses von Breite/Tiefe > 1 hin. Weiterhin wird eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit, eine Reduzierung des Schweißgutvolumens sowie die Reduzierung des Wärmeeinbringens empfohlen. Eine Reduzierung des Wärmeeintrags führte bei den durchgeführten Versuchen jedoch nicht zur Vermeidung des Auftretens der Risse, wie in Kapitel 5.6.2.2 Abbildung 43 zu sehen ist.

Die Verbindungsschweißungen an den Gusslegierungen zeigten im Unterschied zu den Verbindungsschweißungen an den Knetlegierungen nicht nur Heißrisse in den Mikroschliffbildern und entsprechende Rissöffnungen in den Biegeproben, sondern auch allgemein schlechtere Werkstoffkennwerte, bspw. verringerte Kerbschlagarbeitswerte sowie verminderte Zugfestigkeiten. Um den metallurgischen Ursachen näher auf den Grund zu gehen, erfolgten chemische Analysen an allen Schweißgütern mittels Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion (O/N/C/S). Tabelle 28 zeigt eine Gegenüberstellung der wichtigsten Legierungsbestandteile der Schweißgüter. Hierbei fällt auf, dass die Schweißgüter der Gusslegierungen überwiegend höhere Schwefel- und Siliziumgehalte im Vergleich mit den Schweißgütern der Knetlegierungen aufweisen. Sowohl Schwefel als auch Silizium bilden niedrigschmelzende Eutektika in Verbindung mit Eisen bzw. mit Nickel und tragen somit zu einer erhöhten Heißrissanfälligkeit bei. Unterschiede im Anteil weiterer, die Heißrissbildung fördernder Elemente wie bspw. Phosphor, sind gering.

Tabelle 28: Chemische Zusammensetzung der Schweißgüter der Verbindungsschweißungen an den jeweiligen Legierungen gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion* sowie die Differenz der prozentualen Gewichtsanteile

Verfahren/ Legierung	Anteil der Hauptelemente in Gew.-%										
	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Si	P	N*	C*	O*	S*
UP-ED											
1.4462	22,56	7,87	3,14	0,10	1,24	0,55	0,02	0,145	0,017	0,043	0,003
1.4470	22,55	7,86	3,22	0,06	0,95	0,57	0,02	0,131	0,019	0,056	0,007
Guss-Knet	-0,01	-0,01	0,08	-0,04	-0,28	0,02	0,00	-0,014	0,002	0,013	0,004
UP-ED mit KD											
1.4462	22,61	8,25	3,16	0,07	1,33	0,59	0,01	0,149	0,018	0,044	0,003
1.4470	22,52	7,83	3,19	0,06	0,99	0,58	0,02	0,141	0,021	0,045	0,006
Guss-Knet	-0,09	-0,42	0,03	-0,01	-0,34	-0,01	0,00	-0,008	0,002	0,001	0,003
UP-DD mit KD											
1.4462	23,29	7,97	3,30	0,12	1,01	0,59	0,02	0,176	0,017	0,046	0,002
1.4470	22,39	8,14	3,15	0,08	1,10	0,72	0,01	0,143	0,017	0,049	0,004
Guss-Knet	-0,90	0,17	-0,15	-0,04	0,09	0,14	0,00	-0,033	0,000	0,002	0,001
UP-ED											
1.4410	24,93	9,06	3,89	0,49	0,80	0,53	0,02	0,212	0,021	0,067	0,004
1.4469	25,19	8,80	3,95	0,46	0,65	0,59	0,02	0,195	0,023	0,069	0,003
Guss-Knet	0,26	-0,26	0,06	-0,02	-0,15	0,06	0,00	-0,017	0,002	0,002	-0,001
UP-ED mit KD											
1.4410	25,15	8,99	4,00	0,50	0,82	0,50	0,02	0,226	0,023	0,072	0,003
1.4469	25,31	8,99	3,97	0,50	0,72	0,54	0,02	0,205	0,024	0,063	0,003
Guss-Knet	0,16	0,00	-0,02	0,00	-0,10	0,04	0,00	-0,021	0,002	-0,009	0,000
UP-DD mit KD											
1.4410	24,83	8,74	3,98	0,15	0,44	0,51	0,02	0,243	0,017	0,051	0,002
1.4469	24,55	9,10	3,93	0,10	0,29	0,59	0,02	0,198	0,017	0,057	0,003
Guss-Knet	-0,28	0,36	-0,05	-0,05	-0,15	0,08	0,00	-0,045	0,000	0,006	0,001

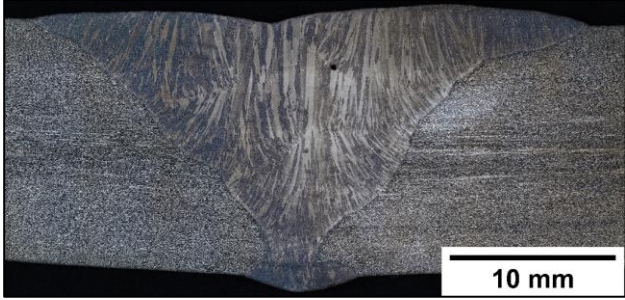

5.7 Einfluss einer Wärmenachbehandlung auf die Schweißnahtqualität

5.7.1 Versuchswerkstoffe sowie Schweißparameter und Lagenaufbau

In AP 7 wurde das Potential einer zusätzlichen Wärmenachbehandlung hinsichtlich einer Verbesserung von Gefüge und mechanisch-technologischen Eigenschaften analysiert. Zur Quantifizierung einer möglichen Steigerung der Nahtqualität wurden Gütewerte von Schweißungen im Schweißzustand und im nachträglich wärmebehandelten Zustand ermittelt und vergleichend gegenübergestellt. Dafür erfolgten Schweißungen mit dem UP-Eindraht-Prozess sowohl mit als auch ohne Kaltdraht. Die Schweißungen erfolgten an der Superduplex-Knetlegierung 1.4410. Als Referenz werden die in Kapitel 5.5.3 beschriebenen Schweißungen mit den entsprechenden Gütewerten zu Grunde gelegt. Die Vergleichsschweißungen, welche eine anschließende Wärmenachbehandlung erfahren, werden im Unterschied zu den Referenzschweißungen mit einem Schweißpulver mit Cr-Stütze (OK Flux 10.94) geschweißt. Darüber hinaus änderte sich die verwendete Grundwerkstoffcharge. Analog der Durchführung der Schweißungen, wie sie in Kapitel 5.5.3 beschrieben ist, wurden die Bleche mit einer V-Nahtvorbereitung mit 40° Flankenwinkel und 2 mm Steg vorbereitet. Die Wurzel- & Kapplagenschweißungen erfolgten ebenfalls mittels manuellen WIG-Schweißens unter Verwendung eines rein inerten Schutzgases (100 % Ar). Die UP-Schweißungen erfolgten mit einer Streckenenergie von 14,9 kJ/cm. Dabei wurden die Schweißparameter der Referenzschweißungen angewendet. Wie auch bei den Referenzschweißungen wurden für die UP-Eindraht-Schweißungen ohne Kaltdraht zur Nahtfüllung sechs Raupen und mit

Kaltdrahtzufuhr fünf Raupen benötigt. In Tabelle 29 sind die Makroschliffbilder sowie die verwendeten Grund- und Zusatzwerkstoffchargen ausgewiesen.

Tabelle 29: Makroschliffbilder und Angabe der verwendeten Grundwerkstoff- sowie Zusatzwerkstoffchargen der Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 mit anschließender Wärmenachbehandlung

UP-Eindraht	UP-Eindraht mit Kaltdraht
	
10 mm	10 mm
GWS-Charge: 592912	GWS-Charge: 592912
EI-Charge: 101451	EI-Charge: 101451
KD-Charge: -	KD-Charge: 101451

In Tabelle 30 sind die eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter der jeweiligen UP-Verfahrensvarianten für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 gegenübergestellt. Auch die Bewertung der Schlackelöslichkeit sowie die Angabe der Nebenzeiten erfolgt analog zur Vorgehensweise in Kapitel 5.5.3.1.

Tabelle 30: Gegenüberstellung der eingestellten und messtechnisch erfassten Schweißparameter sowie Angabe der Nebenzeiten und Beurteilung der Schlackelöslichkeit für die Verbindungsschweißungen an der Legierung 1.4410 mit anschließender Wärmenachbehandlung

Raupen	t _N in min	T _{ZWL} in °C	Einstellwerte der SSQ				v _{KD} in m/min	KD-Anteil in %	SLK*	Messdaten Weld-Analyst			
			I in A	U in V	v _s in cm/min	E in kJ/cm				I in A	U in V	v _{EI} in m/min	E in kJ/cm
UP-Eindraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	127	15,8	-	12,4
KL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	131	15,6	-	8,4
1	-	27	300	29	50	10,4	-	-	3	304,8	30,0	2,2	11,0
2	10,3	80	400	31	50	14,9	-	-	1	395,8	32,0	3,2	15,2
3	10,7	103	400	31	50	14,9	-	-	1	395,2	32,1	3,3	15,2
4	10,3	120	400	31	50	14,9	-	-	1	394,0	32,0	3,3	15,1
5	10,7	113	400	31	50	14,9	-	-	1	394,4	32,0	3,3	15,1
6	8,8	126	400	31	50	14,9	-	-	1	394,3	32,1	3,2	15,2
UP-Eindraht mit Kaltdraht													
WL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	131	15,9	-	13,5
KL	-	23	-	-	-	-	-	-	-	131	15,6	-	9,4
1	-	27	300	29	50	10,4	0,3	11,4	4	308,1	30,0	2,3	11,1
2	19,3	50	400	31	50	14,9	1,0	24,4	1	397,8	32,1	3,1	15,3
3	14,6	68	400	31	50	14,9	1,0	24,8	1	397,1	32,1	3,0	15,3
4	11,9	84	400	31	50	14,9	1,0	24,8	1	397,5	32,1	3,0	15,3
5	18,1	63	400	31	50	14,9	1,0	24,8	1	397,7	32,1	3,0	15,3

*SLK – Schlackelöslichkeit, 1 – selbstabhebend, 2 – ein Hammerschlag, 3 – zwei bis drei Hammerschläge, 4 – vermehrte Hammerschläge, 5 – vielfache gewaltsame Hammerschläge

5.7.2 Durchführung der Wärmenachbehandlung

Die Wärmenachbehandlung (WB) bestand aus einem Lösungsglühen und dem anschließenden Abschrecken in Wasser. Die Lösungsglühung erfolgte bei einer Temperatur von ca. 1080-1090 °C für 45 Minuten (3 min pro mm Wanddicke). Hierfür wurde der Ofen zunächst auf eine Temperatur von 1080 °C vorgeheizt. Sowohl während des Vorheizens als auch während des Lösungsglühens wurde der Ofen mit Schutzgas (Ar 4.6) gespült. Die Temperaturüberwachung während der Lösungsglühung erfolgte mittels an den Blechen befestigten Thermoelementen vom Typ K (NiCr-NiAl-Paarung). Einen exemplarischen Temperatur-Zeit-Verlauf zeigt Abbildung 48. Das Abschrecken der Bleche im Wasser erfolgte in einer Stahlwanne bei einer Wassertemperatur von 20 °C. Eine Transferzeit der Bleche vom Ofen in das Wasserbecken von weniger als 60 Sekunden wurde dabei eingehalten.

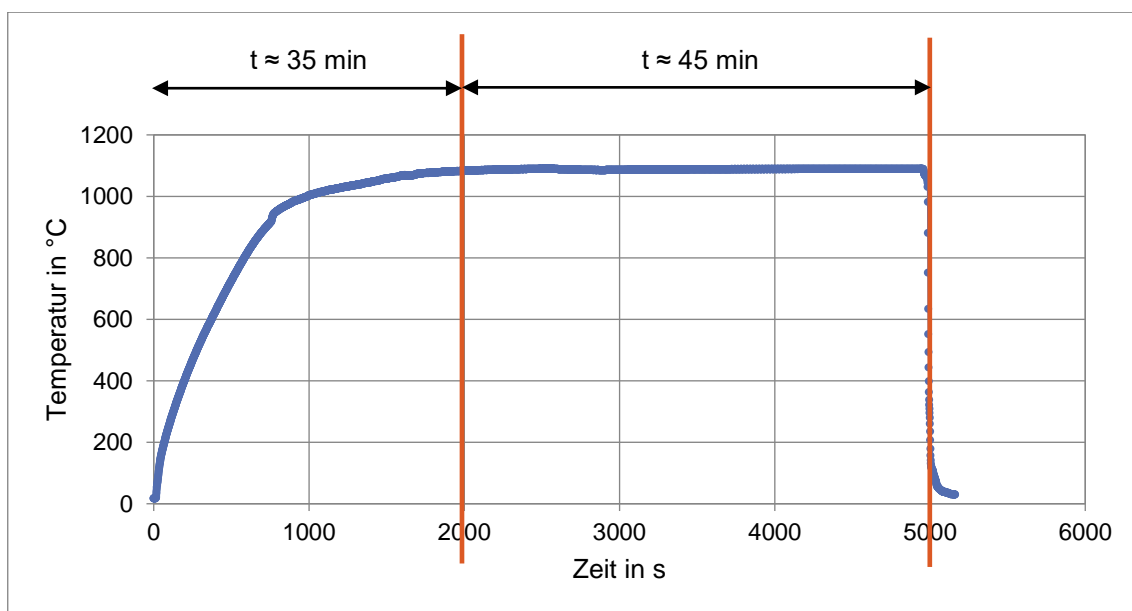


Abbildung 48: Temperatur-Zeit-Verlauf der Lösungsglühung mit anschließendem Abschrecken in Wasser

5.7.3 Einfluss der Wärmenachbehandlung auf die Werkstoffkennwerte

5.7.3.1 Gefügeausbildung und Ferritgehalt

Das Schweißgutgefüge weist im Schweißzustand das typische Widmannstättensche Gefüge auf, wie in Abbildung 49 a) und c) zu sehen ist. Die ferritische Phase bildet die Matrix. Diese wird von der austenitischen Phase in spitzer nadliger Form über die Korngrenzen hinweg durchzogen. Deutlich zu erkennen ist auch die Wärmeeinflusszone. Diese etwa 150 µm breite Zone weist relativ großflächige Bereiche ferritischer Phase auf. Der Austenit wurde hier vorrangig an den Ferritkorngrenzen gebildet. Zusätzlich haben sich verhältnismäßig kleine Austenitnadeln innerhalb der Ferritkörner gebildet.

Nach erfolgter Wärmenachbehandlung ist die Widmannstättensche Struktur immer noch zu erkennen, jedoch ist die Verteilung der austenitischen Phase wesentlich homogener, wie in Abbildung 49 b) und d) zu sehen ist. Der Austenitanteil im Schweißgut hat sichtbar zugenommen und die Austenitnadeln sind weniger spitz. Die Inhomogenität der Wärmeeinflusszone wurde

infolge der Wärmenachbehandlung vollständig beseitigt. Auch hier zeigt sich nun eine gleichmäßige Verteilung der austenitischen Phase in der ferritischen Matrix.

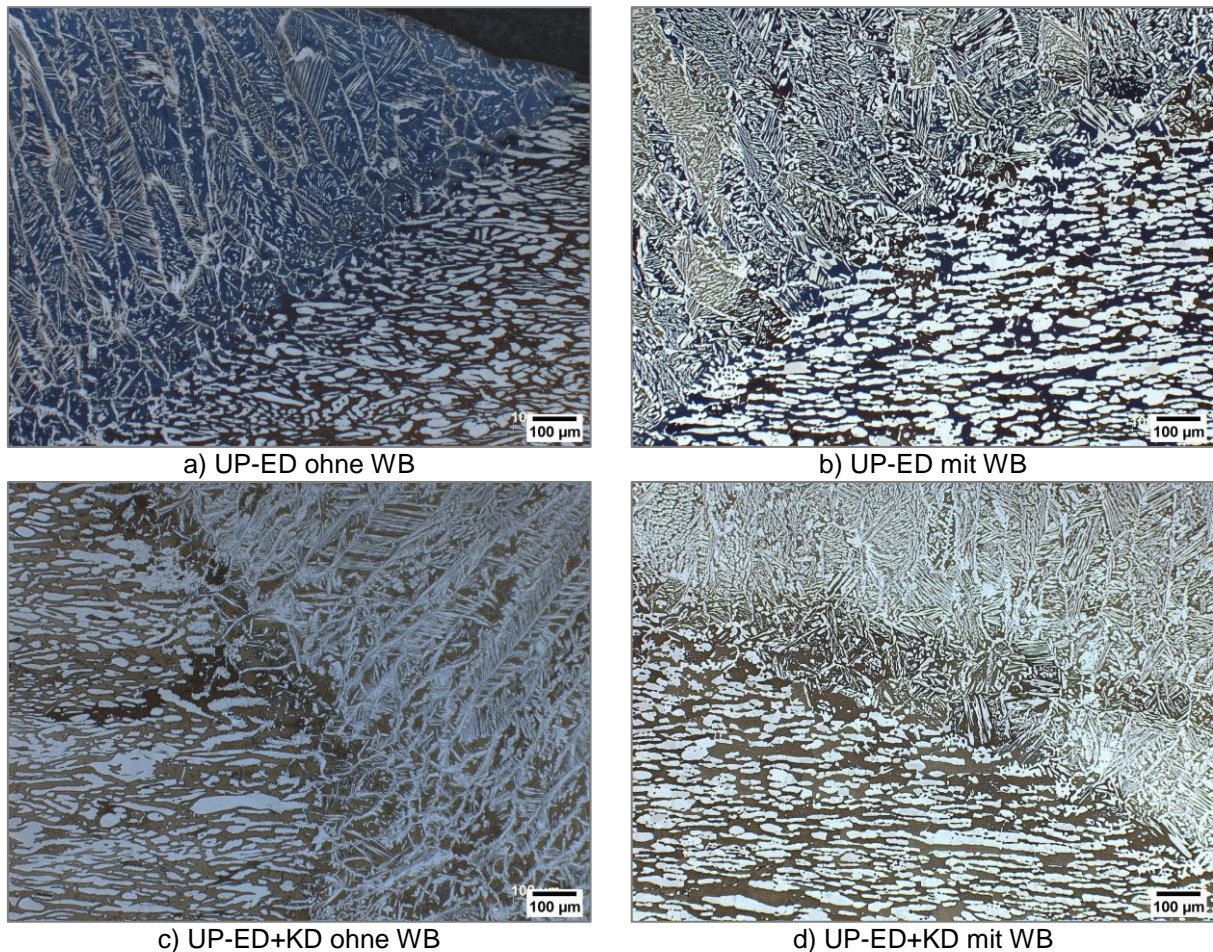


Abbildung 49: Gefügebildungen von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand aus dem Übergangsbereich Grundwerkstoff-Wärmeeinflusszone-Schweißgut

In allen Bereichen der Schweißnaht führte die Wärmenachbehandlung zu einer Senkung des Ferritanteils, vgl. Abbildung 50. Während diese für den Grundwerkstoff vernachlässigbar gering ist, ist sie für das Schweißgut und die Wärmeeinflusszone sehr ausgeprägt. Der Ferritgehalt der WEZ liegt vor der WB an der maximalen Zulässigkeitsgrenze. Infolge der WB sinkt dieser auf ca. 50-55 %. Der Ferritgehalt des Schweißgutes, der vor der WB ca. 53 % betrug, beträgt nach der WB nur noch 39 % (UP-ED) bzw. 32 % (UP-ED+KD). Im Falle der UP-Eindraht-Schweißung mit Kaltdraht wird die Mindestanforderung von 35 % (DIN EN ISO 17781 bzw. NORSOK M-630) somit nicht mehr erfüllt.

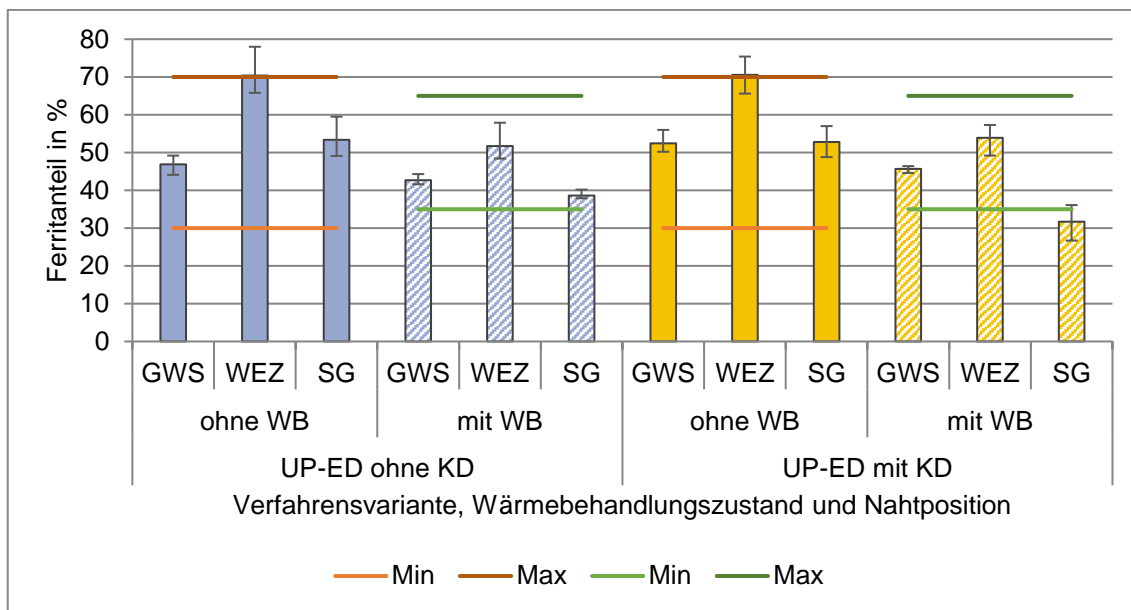


Abbildung 50: Gegenüberstellung der Ferritgehalte des Grundwerkstoffes, der Wärmeinflusszone und des Schweißguts von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

5.7.3.2 Kerbschlagarbeit

Die Erhöhung des Austenitanteils infolge der Wärmenachbehandlung zeigt sich ebenfalls deutlich in einer Erhöhung der Kerbschlagarbeitswerte, vgl. Abbildung 51.

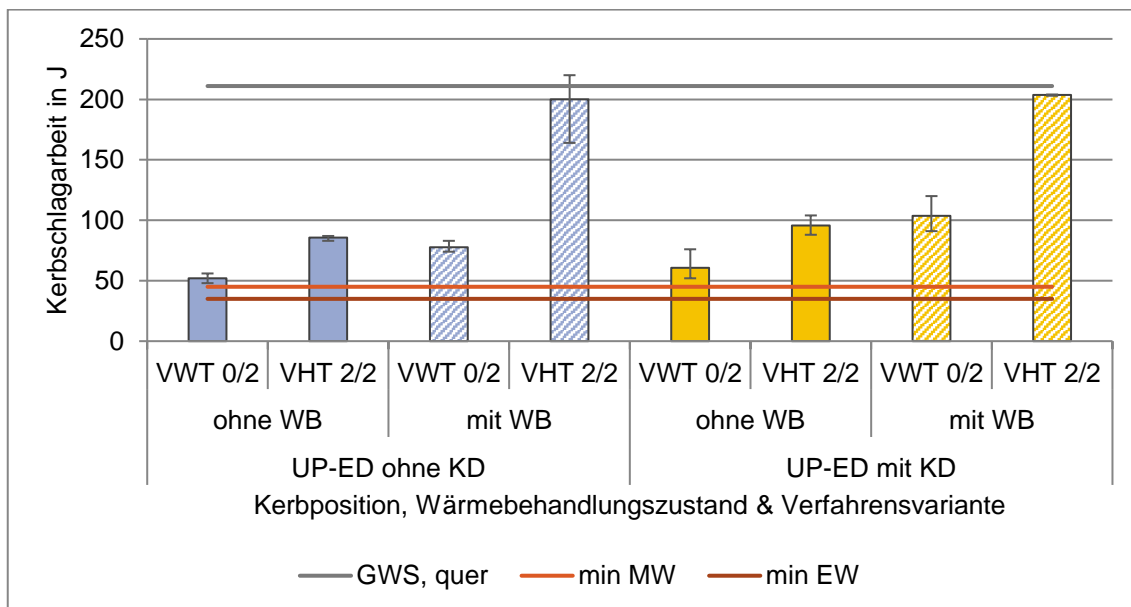


Abbildung 51: Gegenüberstellung der Kerbschlagarbeitswerte (Prüftemperatur: -46°C) von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Während jene Proben ohne Wärmenachbehandlung mit Kerblage im Schweißgut die Mindestanforderungen gerade so erfüllen, übertreffen die Proben mit Wärmenachbehandlung die

Mindestanforderungen bei Weitem. Noch ausgeprägter zeigt sich die Zunahme der Kerbschlagarbeitswerte der Proben mit einer Kerblage von 2 mm neben der Schmelzlinie. Diese weisen nach der WB annähernd die Werte des Grundwerkstoffes auf.

5.7.3.3 Härte

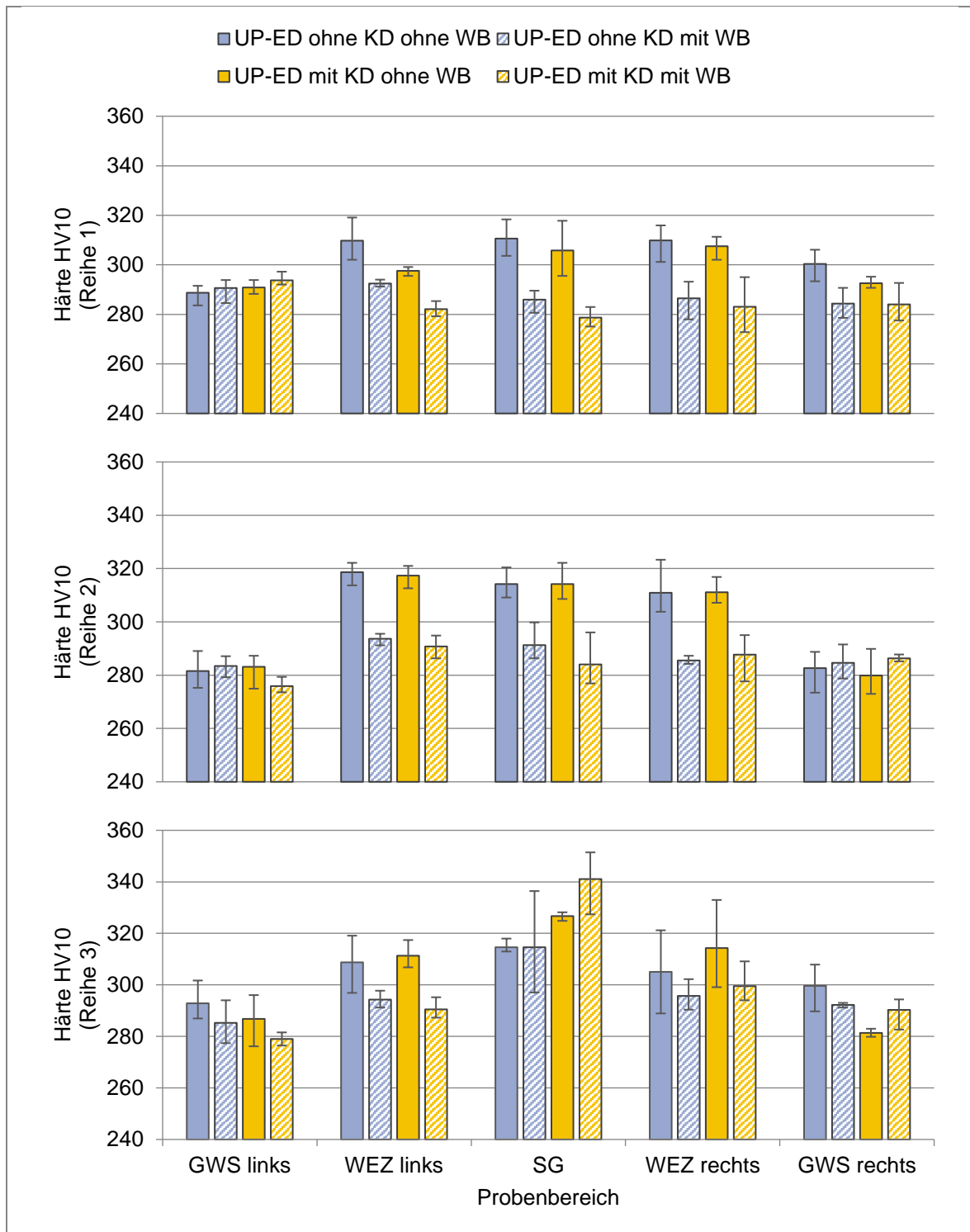


Abbildung 52: Gegenüberstellung der Härte von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone kommt es infolge der Wärmenachbehandlung zu einer deutlichen Reduzierung der Härtewerte. Die Minderung der Härte korreliert mit der Abnahme des Ferritanteils und lässt sich mit der geringeren Härte der austenitischen Phase im Vergleich zur ferritischen Phase erklären. Die Ergebnisse der mittels Härtereihen durchgeführten Prüfung zeigt Abbildung 52. Die Prüfung der Härtereihe 1 erfolgte im Decklagenbereich und die der Härtereihe 3 im Kapplagenbereich. Die Härtereihe 2 wurde im Bereich der ersten UP-Raupe aufgenommen.

5.7.3.4 Zugfestigkeit

Die durchgeführten Zugversuche wiesen keine relevante Änderung der Zugfestigkeiten der geschweißten Proben infolge der Wärmenachbehandlung auf, wie in Abbildung 53 zu sehen ist. Jedoch zeigte sich eine leichte Zunahme der Bruchdehnung. Sämtliche Proben sind bei der Prüfung stets im Grundwerkstoff gerissen.

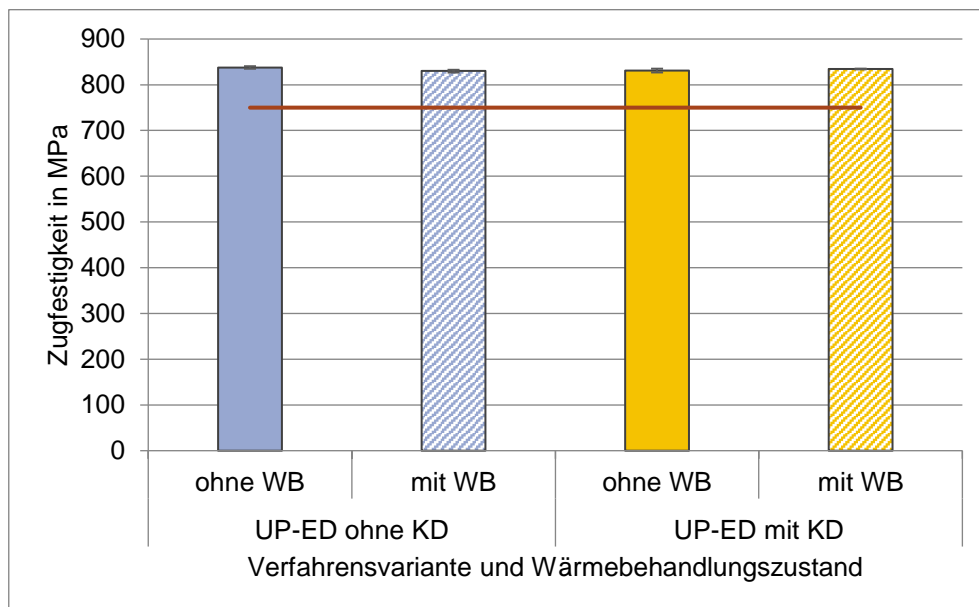


Abbildung 53: Gegenüberstellung der Zugfestigkeiten von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

5.7.3.5 Korrosionsbeständigkeit

Die mittels Tauchversuchen gemäß ASTM G48 – Methode A bei einer Prüftemperatur von 35 °C durchgeführte Korrosionsprüfung wies keine signifikanten Unterschiede zwischen wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Proben nach. Je Verfahrensvariante und Wärmebehandlungszustand wurden drei Proben geprüft, von denen keine sichtbare Lochkorrosionserscheinungen aufwies. Die ermittelten Abtragsraten liegen weit unter der Zulässigkeitsgrenze von 4,0 g/m², vgl. Abbildung 54.

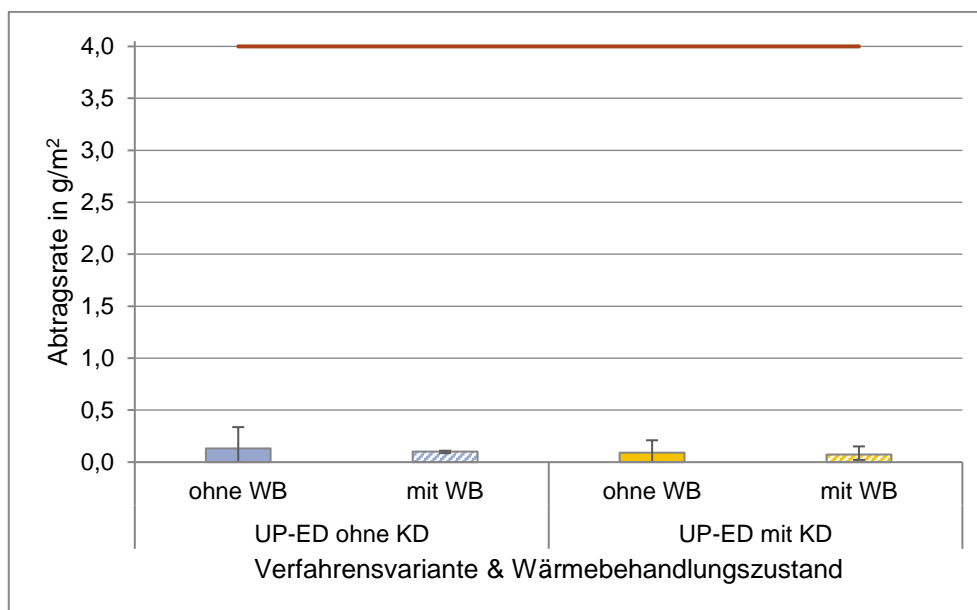


Abbildung 54: Gegenüberstellung der Korrosionsbeständigkeit von Proben im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

5.7.3.6 Biegeprüfung

Sämtliche Biegeproben wurden komplett durchgebogen. Nach der Biegeprüfung zeigten vereinzelte Proben Risserscheinungen. Diese traten an einer von vier Proben der UP-ED-Schweißung und an zwei von vier Proben der UP-ED+KD-Schweißung auf, vgl. Abbildung 55.



Abbildung 55: Aufnahmen von Proben mit Rissen nach der Biegeprüfung, UP-ED-Schweißung mit WB (links) und UP-ED+KD-Schweißung mit WB (mitte und rechts)

Die chemischen Analysen des Schweißgutes wiesen auch für diese Proben erhöhte Schwefelgehalte nach. So betragen die Schwefelkonzentrationen des Schweißguts jener Schweißungen die ohne WB geprüft wurden 0,0038 % (UP-ED) bzw. 0,0031 % (UP-ED+KD) und jener Schweißungen mit zusätzlicher WB 0,0049 % (UP-ED) bzw. 0,0053 % (UP-ED+KD).

5.8 Wirtschaftlichkeitsbetrachtung

Ein Kostenvergleich der verschiedenen Prozessvarianten erfolgt mit Hilfe einer Vollkostenrechnung für die Verbindungsschweißungen an den Knetlegierungen 1.4462 und 1.4410. Für die Verbindungsschweißungen an den Gusslegierungen ist eine Vergleichsrechnung nicht sinnvoll, da zum einen das Potential des UP-ICE™-Prozesses aufgrund des zu geringen Rohrdurchmessers nicht ausgeschöpft werden konnte und zum anderen sämtliche

Verbindungsschweißungen an den Rohren Heißrisse aufweisen, die unter anderem auch eine Anpassung der Schweißparameter erfordern und somit die Abschmelzleistung beeinflussen.

Die Prozessdaten, die den Berechnungen zu Grunde liegen, wurden jeweils auf eine Schweißnahtlänge von 1,0 m normiert und basieren auf den im Projekt durchgeführten Versuchsschweißungen. Diese sind in der Tabelle 31 für den Werkstoff 1.4462 bzw. in der Tabelle 32 für den Werkstoff 1.4410 zusammengefasst. Die Herstellzeit bildet die Summe aus der reinen Schweißzeit und der Nebenzeit. Die Nebenzeit begründete sich bei den Versuchsschweißungen jedoch nicht auf die zur Erreichung der Zwischenlagentemperatur notwendige Zeit, sondern auf die Zeit für Nebentätigkeiten (Absaugen des Pulvers, Ermittlung des Pulververbrauchs, Nahtreinigung, Neupositionierung des Brenners, Ändern von Einstellwerten, Nachfüllen von Schweißpulver), wodurch diese sehr hoch ausfielen. Die Berechnung der Herstellkosten erfolgte daher mit einem geschätzten Pauschalwert zur Erreichung der Zwischenlagentemperatur. Die Schweißungen am Standardduplexstahl 1.4462 erfolgten mit einer Streckenenergie von 25 kJ/cm und einer Zwischenlagentemperatur von 250 °C und die Schweißungen am Superduplexstahl mit einer Streckenenergie von 15 kJ/cm und einer Zwischenlagentemperatur von 150 °C. Zur Erreichung der Zwischenlagentemperatur wurde jeweils eine durchschnittliche Nebenzeit von 10 min angesetzt.

Die zur Berechnung des Energieverbrauchs notwendigen Leistungsdaten der Maschinen sind in Tabelle 33 angegeben. Eine Aufstellung der anteiligen Kosten für Material, Fertigungslohn, Energie und Maschinen sowie der gesamten Herstellkosten erfolgt in Tabelle 34 für die Schweißungen am Werkstoff 1.4462 und in Tabelle 35 für die Schweißungen am Werkstoff 1.4410.

Für die Verbindungsschweißung am Werkstoff 1.4462 konnte keine Kosteneinsparung durch Nutzung der Kaltdrahttechnik erzielt werden. Aufgrund der vergleichsweise hohen Nebenzeiten würde vorrangig die Einsparung von Schweißraupen zur Kosteneinsparung führen. Bei der hier verwendeten Blechdicke reichte die erhöhte Abschmelzleistung jedoch nicht zur Reduzierung der Raupenanzahl. Im Falle der UP-ED+KD-Schweißung kommt es infolge des Mehrbedarfs für Maschine, Material und Energie gar zu einer Kostensteigerung. Auch das Schweißen mit der UP-DD+KD-Variante führt zu einer deutlichen Kostensteigerung. Aufgrund einer ungünstigen Raupenformung musste eine zusätzliche vierte Raupe geschweißt werden, obwohl aus Sicht der Abschmelzleistung auch drei UP-Raupen zur Nahtfüllung gereicht hätten. Diese weitere Schweißraupe führt zu einer insgesamt längeren Herstellzeit und negiert sogar den Effekt der wesentlich höheren Schweißgeschwindigkeit. Die Folgekosten für Material, Fertigung und Energie addieren sich zu den höheren Investitionskosten und äußern sich in deutlich erhöhten Herstellkosten.

Für die Verbindungsschweißung am Werkstoff 1.4410 wurde mit dem UP-ED+KD-Prozess eine Einsparung gegenüber der Schweißung ohne Kaltdraht erzielt. Die Einsparung einer Schweißraupe führte in diesem Fall zu einer Reduzierung der Herstellzeit und somit vor allem zur Senkung der Fertigungslohnkosten. Trotz des höheren Maschinenstundensatzes infolge der zusätzlichen Investitionskosten konnten die Herstellkosten insgesamt reduziert werden. Die Schweißung mit dem UP-DD+KD-Prozess führt zu etwas höheren Herstellkosten. Dies ist auf den deutlich höheren Maschinenstundensatz infolge der hohen Investitionskosten zurückzuführen.

Die in diesem Projekt durchgeführten Versuchsschweißungen hatten zunächst eine größtmögliche Steigerung der Abschmelzleistung zum Ziel. Dies führte bei den gegebenen Blechdicken teilweise zu Nahtüberhöhungen und ist mit einer vermeidbaren Steigerung der Materialkosten verbunden. Deshalb muss in Abhängigkeit des zu füllenden Nahtvolumens eine Optimierung der Schweißparameter und des Kaltdrahtanteils vorgenommen werden.

Bei einer Abwägung der einzusetzenden Prozessvariante sollte auch bedacht werden, dass mit dem UP-DD+KD-Prozess deutlich höhere Schweißgeschwindigkeiten umgesetzt werden, wodurch der Durchsatz beträchtlich gesteigert werden kann.

Tabelle 31: Prozessdaten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4462 normiert auf eine Nahtlänge von einem Meter

		UP-ED ohne Kaltdraht			UP-ED mit Kaltdraht			UP-DD mit KD		
		1. Raupe	2.-3. Raupe	gesamt	1. Raupe	2.-3. Raupe	gesamt	1. Raupe	2.-4. Raupe	gesamt
Schweißstrom	A	334	480		332	480		520	810	
Schweißspannung	V	30	35		30	35		32	36	
Schweißzeit	h/m	0,033	0,042	0,117	0,033	0,042	0,117	0,017	0,024	0,088
Nebenzeit	h/m	0,000	0,167	0,333	0,000	0,167	0,333	0,000	0,167	0,500
Herstellzeit	h/m	0,033	0,208	0,450	0,033	0,208	0,450	0,017	0,191	0,588
Abschmelzleistung	kg/m	0,162	0,307	0,775	0,198	0,424	1,046	0,185	0,441	1,508
Pulververbrauch	kg/m	0,100	0,225	0,550	0,100	0,225	0,550	0,100	0,225	0,775
Lichtbogenbrenndauer	%			25,9			25,9			15,0

Tabelle 32: Prozessdaten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4410 normiert auf eine Nahtlänge von einem Meter

		UP-ED ohne Kaltdraht			UP-ED mit Kaltdraht			UP-DD mit KD		
		1. Raupe	2.-6. Raupe	gesamt	1. Raupe	2.-5. Raupe	gesamt	1. Raupe	2.-6. Raupe	gesamt
Schweißstrom	A	306	397		307	397		520	620	
Schweißspannung	V	30	32		30	32		32	34	
Schweißzeit	h/m	0,033	0,033	0,200	0,033	0,033	0,167	0,017	0,020	0,115
Nebenzeit	h/m	0,000	0,167	0,833	0,000	0,167	0,667	0,000	0,167	0,833
Herstellzeit	h/m	0,033	0,200	1,033	0,033	0,200	0,833	0,017	0,186	0,948
Abschmelzleistung	kg/m	0,152	0,214	1,224	0,175	0,282	1,304	0,193	0,247	1,426
Pulververbrauch	kg/m	0,100	0,150	0,850	0,100	0,150	0,700	0,100	0,150	0,850
Lichtbogenbrenndauer	%			19,4			20,0			12,1

Tabelle 33: Leistungsdaten der verwendeten Maschinen zur Berechnung der Energiekosten

Maschine	GTH 802	Aristo 400	Aristo 1000
Nutzung	UP-ED	KD-Förderung	UP-DD+KD
Wirkungsgrad η	0,82	0,83	0,88
Leistungsfaktor $\cos \varphi$	0,75	0,96	0,93
Leerlaufleistung	250	350	240

Tabelle 34: Übersicht zu den anteiligen Kosten sowie den Herstellkosten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4462 normiert auf einen Meter Schweißnahtlänge

Kostenpositionen		UP-ED	UP-ED+KD	UP-DD+KD
Drahtelektrode S 22 9 3, Ø 2,4 mm	€/kg	12,00	12,00	12,00
Schweißpulver OK Flux 10.93	€/kg	3,00	3,00	3,00
Materialkosten	€/m	10,94	14,20	20,42
Lohnkosten (Schweißer)	€/h	15,00	15,00	15,00
Lohnnebenkosten	%	150	150	150
Fertigungslohnkosten	€/h	22,50	22,50	22,50
Fertigungslohnkosten	€/m	10,13	10,13	13,23
Energieverbrauch	kWh/m	2,90	3,06	3,01
Strompreis	€/kWh	0,20	0,20	0,20
Energiekosten	€/m	0,58	0,61	0,60
Maschinenkosten	€	21000,00	23500,00	65000,00
Nutzungsdauer	Jahre	10	10	10
Nutzungsdauer (230 Tage/Jahr, 3 Schichten)	h/Jahr	5520	5520	5520
Auslastung	%	80	80	80
Nutzungsdauer (netto)	h/Jahr	4416	4416	4416
kalk. Abschreibung	€/Jahr	2100,00	2350,00	6500,00
kalk. Zinsen (kalk. Zinssatz: 5 %)	€/Jahr	525,00	587,50	1625,00
Instandhaltung (2 %)	€/Jahr	420,00	470,00	1300,00
ges. Maschinenkosten	€/Jahr	3045,00	3407,50	9425,00
Maschinenstundensatz	€/h	0,69	0,77	2,13
Maschinenkosten	€/m	0,31	0,35	1,26
Herstellkosten/1 m Schweißnaht	€	21,96	25,29	35,51

Tabelle 35: Übersicht zu den anteiligen Kosten sowie den Herstellkosten der Verbindungsschweißungen am Werkstoff 1.4410 normiert auf einen Meter Schweißnahtlänge

Kostenpositionen		UP-ED	UP-ED+KD	UP-DD+KD
Drahtelektrode S 25 9 4, Ø 2,4 mm	€/kg	31,00	31,00	31,00
Schweißpulver OK Flux 10.93	€/kg	3,00	3,00	3,00
Materialkosten	€/m	40,50	42,52	46,74
Lohnkosten (Schweißer)	€/h	15,00	15,00	15,00
Lohnnebenkosten	%	150	150	150
Fertigungslohnkosten	€/h	22,50	22,50	22,50
Fertigungslohnkosten	€/m	23,25	18,75	21,34
Energieverbrauch	kWh/m	2,08	2,33	2,06
Strompreis	€/kWh	0,20	0,20	0,20
Energiekosten	€/m	0,42	0,47	0,41
Maschinenkosten	€	21000,00	23500,00	65000,00
Nutzungsdauer	Jahre	10	10	10
Nutzungsdauer (230 Tage/Jahr, 3 Schichten)	h/Jahr	5520	5520	5520
Auslastung	%	80	80	80
Nutzungsdauer (netto)	h/Jahr	4416	4416	4416
kalk. Abschreibung	€/Jahr	2100,00	2350,00	6500,00
kalk. Zinsen (kalk. Zinssatz: 5 %)	€/Jahr	525,00	587,50	1625,00
Instandhaltung (2 %)	€/Jahr	420,00	470,00	1300,00
ges. Maschinenkosten	€/Jahr	3045,00	3407,50	9425,00
Maschinenstundensatz	€/h	0,69	0,77	2,13
Maschinenkosten	€/m	0,71	0,64	2,02
Herstellkosten/1 m Schweißnaht	€	64,88	62,38	70,52

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

Die übergeordnete Zielsetzung des Forschungsvorhabens war die Ermittlung einer Prozessführung für ein wirtschaftlicheres UP-Schweißen mit zusätzlicher Drahtzufuhr bei Gewährleistung der im Normenwerk geforderten werkstoffspezifischen Kennwerte. Hierfür erfolgte die systematische Untersuchung der Einflüsse von Zusatzdraht und Prozessparameter auf die metallurgischen, mechanisch-technologischen und korrosiven Kennwerte der Schweißnaht, um somit die Anwendbarkeit dieser Technologie in der Praxis sicherzustellen. Eine Gegenüberstellung der Zielsetzungen gemäß ursprünglichem Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung erfolgt in Tabelle 36.

Tabelle 36: Gegenüberstellung der Meilensteine und Ziele gemäß Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung

Meilenstein	Ziel	Zielerreichung	
M1	Quantifizierung des Einflusses eines zusätzlichen Kaltdrahtes auf die Abkühlrate und das Gefüge	Realisierung der Temperaturmessung beim UP-Schweißen	✓
		Einfluss Streckenenergie auf $t_{12/8}$	✓
		Einfluss Zwischenlagentemperatur auf $t_{12/8}$	✓
		Zuführbarer KD-Anteil i. Abh. v. Streckenenergie	✓
		Einfluss einer KD-Zugabe auf $t_{12/8}$	✓
		Einfluss des KD auf Ferritanteil	✓
M2	Erforschung der Beeinflussung des WEZ-Gefüges mittels verschiedener Zeit-Temperatur-Zyklen und Ableitung günstiger Abkühlzeiten für reale Schweißungen	Probengeometrie und Versuchsparameter zur Simulation der „Low Temperature“-WEZ	✓
		Probengeometrie und Versuchsparameter zur Simulation der „High Temperature“-WEZ	✗
		WEZ-Gefüge-Simulation an der Legierung 1.4462	✓
		WEZ-Gefüge-Simulation an der Legierung 1.4410	✓
		WEZ-Gefüge-Simulation an der Legierung 1.4470	✓
		WEZ-Gefüge-Simulation an der Legierung 1.4469	✓
M3	Einfluss von Streckenenergie und Schweißpulvergemisch auf Gasblaseneindrücke und Lochkorrosionsbeständigkeit	Siebanalyse der Schweißpulver	✓
		Einflussanalyse verschiedener Schweißpulver	✓
		Einflussanalyse der Schweißspannung	✓
		Einflussanalyse des Schweißstroms	✓
M4	Quantifizierung des Verbesserungspotentials der Nahtqualität durch eine Wärmenachbehandlung	Lösungsglühung mit anschließendem Abschrecken in Wasser	✓
		Ermittlung und Gegenüberstellung der Nahtqualitäten mit denen der Referenzschweißungen	✓
M5	Quantifizierung der Wirtschaftlichkeitssteigerung	Referenzschweißungen an den Legierungen 1.4462, 1.4410, 1.4470 & 1.4469 mittels UP-ED	✓
		UP-ED+KD-Schweißungen an den Legierungen 1.4462, 1.4410, 1.4470 & 1.4469	✓
		UP-DD+KD-Schweißungen an den Legierungen 1.4462, 1.4410, 1.4470 & 1.4469	✓
		Ermittlung der Nahtqualitäten	✓
		Ermittlung der Prozesskennzahlen	✓
		Kostenvergleichsrechnung für Schweißungen an Blechen	✓
		Kostenvergleichsrechnung für Schweißungen an Rohren	✗

Zusammenfassung der Forschungsergebnisse und Schlussfolgerungen:

Meilenstein 1:

Beim UP-Schweißen dickwandiger Standardduplex- und Superduplex-Stähle lässt sich durch Zugabe eines zusätzlichen Kaltdrahtes im Rahmen des werkstofflich maximal zulässigen Wärmeeinbringens die Abschmelzleistung steigern. Die gesteigerte Abschmelzleistung infolge des Zusatzdrahtes mündet in einer Einsparung an Schweißraupen (UP-Eindraht-Prozess) bzw. in einer Steigerung der Schweißgeschwindigkeit (UP-Doppeldraht-Prozess), wobei die Steigerung der Schweißgeschwindigkeit vorrangig aus dem Abschmelzen der zwei Elektroden resultiert. Eine Steigerung der Schweißgeschwindigkeit beim Eindraht-Prozess ist hingegen nicht möglich, da der maximal zuführbare Kaltdrahtanteil von der Streckenenergie abhängig ist. Eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit würde zu einer Minderung der Streckenenergie führen und dies wiederum zu einer Verringerung des abschmelzbaren Kaltdrahtanteils. Die Schweißguteigenschaften, beispielsweise der Ferritgehalt, können positiv über die chemische Analyse des Zusatzdrahtes beeinflusst werden. Auf die Abkühlzeit selbst, besitzt der Kaltdraht einen vernachlässigbar geringen Einfluss. Eine Einflussnahme auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und somit auf Gefüge und Eigenschaften der Schweißnaht ermöglicht die Anpassung der Prozessführung (Wärmeeinbringen, Zwischenlagentemperatur).

Meilenstein 2:

Aufgrund des unregelmäßigen thermischen Übersteuerns, welches in Zusammenhang mit einer ungünstigen Probengeometrie und einer sehr hohen Aufheizrate steht, wurden die Spitzentemperaturen zur Simulation der High-Temperature-WEZ nicht erreicht. Die physikalischen Simulationen mit Spitzentemperaturen von 1300 °C (Knetlegierungen) bzw. 1350 °C (Gusslegierungen) bilden den Bereich der Low-Temperature-WEZ-Simulationen. Eine Ferritisierung des Gefüges trat somit nicht ein. Aus bestehenden Um höhere Spitzentemperaturen ohne thermisches Übersteuern zu erreichen, ist eine geringere Aufheizrate zu bevorzugen, auch wenn diese nicht der Aufheizrate des Schweißprozesses entspricht.

Sämtliche simulierten Gefüge wiesen im Vergleich zu den Grundwerkstoffen erhöhte Ferritanteile und deutlich niedrigere Kerbschlagarbeitswerte auf. Eine Korrelation zwischen Ferritanteil und Kerbschlagarbeit war nicht immer vorhanden. Es zeigte sich jedoch bei allen Legierungen, dass sehr hohe Abkühlraten zu sehr niedrigen Kerbschlagarbeitswerten führen. Deshalb sollten beim UP-Schweißen Streckenenergien von weniger als 10 kJ/cm vermieden werden.

Meilenstein3:

Bei Verwendung eines grobkörnigeren Schweißpulvers können der Anteil rauer Nahtoberfläche und der Porenanteil über die Schweißparameter beeinflusst werden. Dabei nimmt mit zunehmender Streckenenergie der Anteil rauer Nahtoberfläche zu und der Porenanteil ab. Eine erhöhte Korrosionsanfälligkeit von Gasblaseneindrücken gegenüber der sonstigen Nahtoberfläche wurde nicht nachgewiesen. Vereinzelt wurden jedoch Öffnungen von unter dem Gasblaseneindruck befindlichen Mikroporen hin zur Oberfläche beobachtet. Es ist zu vermuten, dass es sich hierbei um aus der Schmelze aufsteigende Gasblasen handelt, der Vorgang jedoch aufgrund zu schneller Erstarrung nicht vollständig abgeschlossen wurde. Auf Grundlage der Ergebnisse dieses Arbeitspunktes wird ebenfalls vom UP-Schweißen mit geringen Streckenenergien abgeraten.

Meilenstein 4:

Eine Wärmenachbehandlung des Schweißgutes wird zum Teil durch normative Vorgaben gefordert, ist jedoch zum Erreichen der erforderlichen Werkstoffkennwerte nicht unbedingt notwendig. Die im Projekt durchgeführten Versuchsschweißungen führten zum Erreichen der geforderten Kennwerte bereits im Schweißzustand. Dennoch können die Eigenschaften des Schweißgutes mittels Wärmenachbehandlung direkt beeinflusst werden. So lassen sich bspw. Härtewerte reduzieren, Ferritgehalte senken und Kerbschlagarbeitswerte erhöhen.

Meilenstein 5:

In Abhängigkeit der Blechdicke können beim UP-Schweißen der Knetlegierungen infolge einer Kaltdrahtzugabe Nahtunterwölbungen ausgeglichen oder Schweißraupen eingespart werden. Inwiefern es zu einer Einsparung an Schweißraupen kommt ist hierbei vom Nahtquerschnitt in Zusammenhang mit der jeweiligen Abschmelzleistung abhängig. Das UP-Doppeldrahtschweißen mit Kaltdraht ermöglicht annähernd eine Verdoppelung der Schweißgeschwindigkeit und trägt somit zu einer wesentlichen Erhöhung des Durchsatzes bei. Mit jeder der drei UP-Prozessvarianten wurden zufriedenstellende Nahtqualitäten erzeugt und die Anforderungen gemäß ISO 17781 und NORSOK M-601 bzw. M-630 erfüllt.

Beim UP-Schweißen der Gusslegierungen in Form von Rohren wurden mit allen drei UP-Verfahrensvarianten Schweißnähte erzeugt, die eine Sicht- und Durchstrahlungsprüfung bestanden haben. Die mechanisch-technologischen Gütewerte waren jedoch im Vergleich zu den Schweißnähten der Knetlegierungen deutlich schlechter. Teilweise wurden Mindestanforderungen an Kerbschlagzähigkeit nicht erfüllt und unabhängig von der Verfahrensvariante traten bei der Biegeprüfung in sämtlichen Proben Risse auf. Lichtmikroskopische Untersuchungen wiesen Mikroheißrisse in wiedererwärmten Schweißraupen knapp unterhalb der Schmelzlinie der Folgeraupe auf, so dass es sich höchstwahrscheinlich um Wiederaufschmelzrisse handelt. Chemische Analysen wiesen erhöhte Schwefel- sowie Siliziumgehalte in den Schweißgütern der Gusslegierungen nach, die in Verbindung mit Eisen bzw. mit Nickel niedrigschmelzende Eutektika bilden und somit zu einer erhöhten Heißrissanfälligkeit beitragen. Da die Gusslegierungen höhere Schwefelgehalte aufweisen, sollte die Aufmischung möglichst gering sein und die Schweißungen daher nicht mit den maximalen Streckenenergien erfolgen.

Die Vollkostenrechnung, welche anhand der Verbindungsschweißungen an den Blechen (Knetlegierungen) durchgeführt wurde, zeigt dass der kostentreibende Faktor der Fertigung die relativ langen Nebenzeiten sind. Einsparungen lassen sich deshalb vorrangig durch die Einsparung von Schweißraupen erzielen. Eine weitere Steigerung der Wirtschaftlichkeit wäre infolge der Senkung der Nebenzeiten zu erzielen. Möglichkeiten zur Reduzierung der Nebenzeiten, bspw. durch zusätzliche Kühlmaßnahmen sollten hierfür in Betracht gezogen werden.

Für die Verbindungsschweißungen an den Rohren (Gusslegierungen) sind eine tiefergehende Einflussanalyse der Heißrissbildung sowie weiterführende metallurgische sowie technologische Anpassungsmaßnahmen notwendig. Diese waren im Rahmen der Projektlaufzeit nicht zu bewerkstelligen.

7 Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlich-technische Personal an der Forschungseinrichtung erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplanes mit 30 PM in Vollzeit. Während der Projektlaufzeit wurden antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des FP) beschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des FP) herangezogen. 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 die späte Haushaltsverabschiedung im Jahr 2018 und der damit verbundenen Verzögerung bei der Anfinanzierung des Projektes kam es zu einer Verzögerung der Bearbeitung um knapp sechs Monate. Einem entsprechenden Antrag auf ausgabenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um sechs 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 kleinere und mittlere Unternehmen

Eine Nutzung der Forschungsergebnisse ist in den Fachgebieten Werkstoffe, Materialien und Produktion zu erwarten. Von den Ergebnissen profitieren alle Hersteller und Verarbeiter von Duplex-Werkstoffen sowohl aus den Bereichen des Maschinen-, Apparate- und Anlagenbaus, als auch im Bereich der Herstellung geschweißter Rohre für den Rohrleitungsbau. Im Rahmen des Projektes konnte aufgezeigt werden, dass durch den Einsatz der Kaltdrahttechnologie Schweißverbindungen mit guten mechanisch-technologischen Eigenschaften sowie guter Korrosionsbeständigkeit erzeugt werden können und gleichzeitig die Produktivität gesteigert werden kann. Es ist davon auszugehen, dass die Technologie auch für das Schweißen von Gusslegierungen angewendet werden kann, wenn ergänzende Untersuchungen zur Vermeidung der Heißrissbildung vorangestellt werden. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Abschluss des Forschungsprojektes zur Verfügung.

Die wirtschaftliche Bedeutung der Projektergebnisse für KMU begründet sich auf Zeit- und Kostenersparnissen bei Anwendung der Kaltdraht-Technologie. Die Erhöhung der Abschmelzleistung führt zu einer Verringerung der Lagenanzahl (UP-Eindraht mit Kaltdraht) bzw. zu schnelleren Schweißgeschwindigkeiten (UP-Doppeldraht mit Kaltdraht) Daraus resultieren wiederum die Reduktion der Fertigungszeiten und somit der Maschinenbelegungszeiten. Die Möglichkeit, Aufträge schneller umsetzen zu können, stellt einen wesentlichen Wettbewerbsvorteil für KMU dar.

9 Transfermaßnahmen

Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit:

Maßnahme	Rahmen/Ort	Datum/Zeitraum geplant	Datum/Zeitraum durchgeführt
A: News	A1: Einstellung der Kurzfassung in das Forschungsportal Sachsen-Anhalt	01/2018	07/2018
B: Projektbegleitender Ausschuss (PA)	B1: Vorstellung des Projektes, Diskussion der geplanten Arbeiten	01/2018	21.06.2018
	B2: Vorstellung und Diskussion der Ergebnisse	06/2018, 01/2019, 08/2019	23.01.2019, 03.04.2019, 23.10.2019, 19.05.2020
	B3: Abschlusspräsentation und Diskussion der Ergebnisse	06/2020	28.01.2021
C: Sitzungen des Fachausschusses (FA 1)	C1: Vorstellung der Zwischenergebnisse	04/2018, 10/2018, 04/2019, 10/2019, 04/2020	26.09.2018, 02.04.2019, 24.10.2019, 21.04.2020, 15.10.2020, 17.02.2021
D: Weiterbildung/ Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über Fachtagungen u. ä. Veranstaltungen	D1: 39. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik	3. Quartal 2019	✗
	D2: 29. Schweißtechnische Fachtagung in Magdeburg	05/2019	✗
	D3: Magdeburger Maschinenbautage	09/2019	25.09.2019 (Vortrag)
	D4: Duplex World Conference	2018	✗ 02.06.2021 (Vortrag)
	D5: European Stainless Steel Conference & Duplex Stainless Steel Conference	2019	✗
	D6: Weiterbildungsveranstaltungen des DVS-BV Magdeburg	2. Quartal 2019	20.03.2019 (Vortrag)
	D7: 30. Schweißtechnische Fachtagung in Magdeburg	2. Quartal 2020	✗
E: Ergebnistransfer in die Industrie durch den Verband	E1: DVS-Newsticker/Newsletter per E-Mail	1. Quartal 2018	✓
	E2: Projektdarstellung im Geschäftsbericht der FV des DVS	1. Quartal 2018, 1. Quartal 2019 1. Quartal 2020	✓
F: Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren	F1: IIW-Commission II-A "Metallurgy of Weld Metals"	2. Quartal 2018, 2. Quartal 2019	20.07.2020 (Vortrag)
	F2: AfT-DVS-Arbeitsgruppe AG 2.5; DVS-Merkblatt 0946	2. Quartal 2018, 2. Quartal 2019	2018 verzögerter Projektstart, 2020 Ausfall (Covid19)
G: Wissenschaftliche Publikationen in Fachzeitschriften	G1: Fachzeitschriften (z. B. Welding Journal, Welding in the World, Schweißen und Schneiden)	laufend	Voraussichtliche Veröffentlichung: Juli 2021 (Weld World)
	G2: Beiträge in Tagungsbänden	zu Konferenzen d. Maßnahme D	24.09.2019 (Magdeburger Maschinenbautage)
H: Akademische Lehre und berufliche Weiterbildung	H1: Projekt-/Bachelor-/Masterarbeit; Seminare/Vorlesungen; Demonstrationspraktika an der Forschungseinrichtung	laufend	2 Bachelorarbeiten 2 Masterprojektarbeiten
	H2: Einbeziehung der Ergebnisse in die Doktorandenausbildung	laufend	ständig

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme	Ziel	Rahmen/Ort	Datum/Zeitraum
I: Weiterbildung/ Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über Fachveranstaltungen	Weiterbildung von Mitarbeitern von KMU ohne eigene Forschungskapazität mit Referenten der Forschungseinrichtung	I1 Sommerkurs Werkstoff und Fügen am IWF in MD I2 Weiterbildungsveranstal- tungen des DVS-Bezirks- verbandes Magdeburg für regionale KMU	3. Quartal 2022 3. Quartal 2021
J: Weiterbildung/ Transfer der Projekt- ergebnisse in die Industrie über Fachtagungen	Transfer von Forschungsergebnissen in die Wirtschaft	J1 DVS Congress 2021	3. Quartal 2021
K: News	Rasche und umfassende Verbreitung durch elektronische Medien	K1 Einstellung der Projektver- öffentlichungen in das Forschungsportal Sachsen- Anhalt K2 Darstellung der Ergebnisse im Geschäftsbericht der Forschungseinrichtung	Laufend 2. Quartal 2022
L: Transfer der Ergebnisse in die Industrie durch den Verband	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	L1 Darstellung ausgewählter Ergebnisse im Geschäftsbericht der Forschungsvereinigung	1. Quartal 2022
M: Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren	Aktive Mitarbeit der FE in zahlreichen Gremien, Diskussion der Ergebnisse mit vielen Experten	M1 IIW-Commission II-A "Metallurgy of Weld Metals" M2 AfT-DVS-Arbeitsgruppe AG 2.5, DVS-Merkblatt 0946	3. Quartal 2021 3. Quartal 2021
N: Akademische Lehre und berufliche Weiterbildung	Vermittlung der Ergebnisse aus erster Hand an die Studierenden durch die enge Verzahnung von Forschung und Lehre	N1 Vorlesungen und Seminare an der Forschungsstelle N2 Einbeziehung der Ergebnisse in die Doktorandenausbildung	Laufend Laufend
O: Wissenschaft- liche Publikationen in Fachzeitschriften	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	O1 Fachzeitschriften (Schweißen u. Schneiden) O2 Beiträge in Tagungsbänden (DVS Congress)	3. Quartal 2021 3. Quartal 2021
P: Beratung der Industrie basierend auf den erzielten Ergebnissen	Maßgeschneiderter Transfer der Forschungsergebnisse in die Praxis	P1 Bei Anfragen aus der Industrie weiterer Transfer der Ergebnisse in die betriebliche Praxis	Laufend
Q: Weitergabe von ausführlichen Forschungs- berichten	Weitergabe ausführlicher Forschungsberichte in Form von Hardcopys (gebundene Ausgaben) und in Dateiform im DVS-Netzwerk an die Mitglieder insbesondere aus der Industrie durch:	Q1 Versendung auf gezielte Anforderung aus den Unternehmen Q2 Verteilung an alle Mitglieder des PA und die interessier- ten Unternehmen außerhalb des PA durch die FE Q3 Vertrieb über die FV	Laufend 3. Quartal 2021 Laufend
R: Wissenschaft- liche Publikation der Ergebnisse	Dokumentation und Verbreitung der Forschungsergebnisse	R1 Vorträge und Dissertationschrift	2021-2022

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. Weitere Aktivitäten lassen sich sowohl für Anwendungen in der Produktion als auch für Hersteller von Schweißzusätzen und Schweißpulvern ableiten. Auch die Online-Veröffentlichungen lassen erwarten, dass sich weitere KMU bei der Forschungseinrichtung melden, um Forschungsergebnisse abzurufen und in die Praxis zu überführen.

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.

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

Stützer, J.; Zinke, M.; Jüttner, S. (2019): Untersuchungen zur $t_{12/8}$ -Abkühlzeit für verschiedene Prozessmodifikationen beim UP-Schweißen von Duplexstahl, 14. Magdeburger Maschinenbau-Tage 2019 - Magdeburger Ingenieurtag - 24. und 25. September 2019: Tagungsband - Magdeburg: Otto von Guericke Universität Magdeburg, Fakultät Maschinenbau, Institut für Mobile Systeme - Lehrstuhl Mechatronik, S. 338-347

Stützer, J.; Dieckmann, M.; Zinke, M.; Jüttner, S. (2021): Influence of specimen geometries and test conditions in the physical simulation of HAZ microstructures using a Gleeble® machine by the example of super duplex stainless steel EN 1.4410, (Veröffentlichung erfolgt in Welding in the World, aktuell in Begutachtung)

10 Literaturverzeichnis

- [1] J. O. Nilsson und A. Wilson, „Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507,“ *Materials Science and Technology, Vol 9*, pp. 545-554, 1993.
- [2] A. M. Elhoud, N. C. Renton und W. F. Deans, „The effect of manufacturing variables on the corrosion resistance of a super duplex stainless steel,“ *Int J Adv Manuf Technol, No. 52*, pp. 451-461, 2011.
- [3] F. M. Elsabbagh, R. M. Hamouda und M. A. Taha, „On Microstructure and Microhardness of Isothermally Aged UNS S32760 and the Effect on Toughness and Corrosion Behavior,“ *Journal of Materials Engineering and Performance, Vol 23, Issue 1*, pp. 275-284, 2014.
- [4] J.-O. Nilsson, „overview. Super duplex stainless steels,“ *Materials Science and Technology, Vol. 8*, pp. 685-700, 1992.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] J. Niagaj, „Ways to improve the efficiency of welding stainless steel,“ *Welding International, Vol. 28, No. 1*, pp. 45-53, 2014.
- [9] TMR Stainless, „Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels,“ International Molybdenum Association (IMOA), London (GB), 3rd ed 2014.
- [10] L. Karlsson, H. Arcini, P. Dyberg, S. Rigdal und M. Thuvander, „Synergic cold wire (SCWTM). submerged arc welding of highly alloyed stainless steels, conference paper,“ *Stainless Steel World, Stainless Steel World Conference & Expo*, pp. 283-294, 2003.
- [11] I. Aretov, Einfluss der Kaltdrahtzufuhr beim Unterpulverschweißen von hochwarmfesten Nickelbasislegierungen. Dissertation. TH Aachen, Aachen: Shaker, 2009.
- [12] Butting, „Wärmebehandlung von Duplex-Rohren. Glühen oder nicht?,“ *Perspektiven 2010*, pp. 32-35, 2010.

- [13] J. Nowacki und A. Lukojc, „Structure and properties of the heat-affected zone of duplex steels welded joints,“ *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 1074-1081, 2005.
- [14] T. Krüssel, „Schweißtechnische Herausforderungen in der Rohrfertigung,“ *Schweißtechnische Fachtagung. Vorträge der gleichnamigen Fachtagung in Magdeburg*, 12 Mai 2016.
- [15] M. Zinke, *Erhöhung der Beständigkeit gegenüber Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von Superduplexstahl*, Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, OvGU Magdeburg: Schlussbericht zum Forschungsvorhaben IGF-Nr. 18.390 BR, DVS-Nr. 01.089, 2017.
- [16] 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.
- [17] 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].
- [18] 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].
- [19] 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].
- [20] 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.
- [21] SANDVIK, *SANDVIK SAF 2707 HD. Tube and Pipe, Seamless. Datasheet*, 2017.
- [22] DIN EN 10283:2010, *Korrosionsbeständiger Stahlguss*, Berlin: Beuth, 2010.
- [23] J. C. Lippold und D. J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, New Jersey: Wiley, 2005.
- [24] J. Charles, „Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties,“ *Les Editions de physique*, pp. 151-168, 1991.
- [25] C. Boppert, *Metallurgische und werkstoffkundliche Untersuchungen zum Schweißen von ferritisch-austenitischem Stahlguss*, Technische Universität Clausthal, Dissertation, 1994.
- [26] J.-O. Nilsson, T. Huhtala, P. Jonsson, L. Karlsson und A. Wilson, „Structural Stability of Super Duplex Stainless Weld Metals and Its Dependence on Tungsten and Copper,“ *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.27, No.8, pp. 2196-2208, 1996.

- [27] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, Boca Raton, FL: Taylor & Francis, 2007.
- [28] I. Calliari, E. Ramous und P. Bassani, „Phase transformation in duplex stainless steels after isothermal treatments, continuous cooling and cold working,“ *Materials Science Forum*, Vol. 638-642, pp. 2986-2991, 2010.
- [29] J. C. Lippold, I. Varol und W. A. Baeslack, „The influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at -20°C,“ *Welding Journal*, Vol.73, No.4, pp. 75-79, 1994.
- [30] 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.
- [31] J.-C. Gagnepain, „Duplex stainless steels: success story and growth perspectives,“ *Stainless Steel World*, pp. 31-36, 2008.
- [32] A. Ramirez, S. Brandi und J. C. Lippold, „The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels,“ *Metallurgical Transactions A* Vol. 34A, No. 8, pp. 1575-1597, 2003.
- [33] J.-O. Nilsson, L. Karlsson und J.-O. Andersson, „Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal,“ *Materials Science and Technology*, Vol.11, No.3, pp. 276-283, 1995.
- [34] J. Stützer, M. Zinke und S. Jüttner, „Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds,“ *Welding in the World*, Vol. 61, Issue 2, pp. 351-359, 2017.
- [35] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Band 2 Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, Düsseldorf: VDI, 1995.
- [36] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, Berlin: Springer, 2004.
- [37] ESAB, „Hinweise zum Schweißen ferritisch-austenitischer Stähle (Duplex / Super-Duplex),“ 2006. [Online]. Available: <http://www.esab-okhandbuch.de/files/chapter/Schweisshinweise-J.pdf>. [Zugriff am 02. April 2017].
- [38] H. Hoffmeister und R. Mundt, „Untersuchungen zum Einfluß der Schweißparameter und der Legierungszusammensetzung auf den Deltaferritgehalt des Schweißguts hochlegierter Chrom-Nickel-Stähle,“ *Schweißen und Schneiden, Jg.30, H.6*, pp. 214-218, 1978.
- [39] C. Gillissen und H. Heuser, „Erfahrungen bei der schweißtechnischen Verarbeitung des Duplex-Stahles der Werkstoffnummer 1.4462,“ *Schweißen und Schneiden, DVS-Berichte Band 136*, pp. 109-113, 1991.
- [40] M. Zinke, *Untersuchungen zum Einsatz der MSG-Impulslichtbogentechnik für das Schweißen von hochlegierten Werkstoffen. Dissertation*, Magdeburg: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 1997.

- [41] L. Karlsson, „Welding Duplex Stainless Steels - A Review Of Current Recommendations,“ *Welding in the World, Vol. 56, Issue 5*, pp. 65-76, 2012.
- [42] Merkblatt DVS 0946, *Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen*, Düsseldorf: DVS, 2004.
- [43] Standards Norway, *NORSOK STANDARD, Welding and inspection of piping, M-601, ed. 5*, 2008.
- [44] AD 2000-Merkblatt HP 2/1:2012-07, *Verfahrensprüfung für Fügeverfahren - Verfahrensprüfung für Schweißungen*, Berlin: Beuth, 2012.
- [45] API Specification 5LC, *Specification for CRA Line Pipe*, Washington: American Petroleum Institute, 2015.
- [46] ASTM A928 / A928M -14, *Standard Specification for Ferritic/Austenitic (Duplex) Stainless Steel Pipe Electric Fusion Welded with Addition of Filler Metal*, West Conshohocken, Pennsylvania: ASTM International, 2014.
- [47] ASTM A790 / A790M - 16, *Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe*, West Conshohocken, Pennsylvania: ASTM International, 2016.
- [48] Standards Norway, *NORSOK STANDARD, Material data sheets and element data sheets for piping, M630, ed.5*, 2010.
- [49] U. Reisgen, *Verbesserung der Heißriss-Sicherheit beim UP-Schweißen von Nickelbasislegierungen unter dem Aspekt gesteigerter Wirtschaftlichkeit*, Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen: Forschungsvorhaben AiF-Nr.: 13.864N, DVS-Nr.: 1.049, 2007.
- [50] U. Reisgen, *Untersuchung des Einflusses zusätzlicher Kaltdrahtzufuhr beim Unterpulverschweißen auf die Heißrissanfälligkeit von austenitischen Werkstoffen*, Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen: DFG-Sachbeihilfe RE 2755/13-1, 2014.
- [51] U. Reisgen, *Hochleistungsschweißtechnologien für die Herstellung und Verarbeitung von Rohren aus 700 °C-festen Nickelbasiswerkstoffen*, Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen: Ziel2.NRW (EFRE). Projektnummer: AZ EF 2042, 2015.
- [52] M. F. Mruzec, „Cold Wire Feed Submerged Arc Welding. Final Report,“ NSRP Subcontract Agreement Number 2006-354, Advanced Technology Institut, North Charleston, 2006.
- [53] K.-J. Matthes und W. Schneider, *Schweißtechnik: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*, 6. Aufl., München: Carl Hanser Verlag, 2016.

- [54] K. Günther, T. Schröder und J. P. Bergmann, „AC-Heißdraht unterstütztes MSG-Auftragschweißen - Potenziale und Herausforderungen,“ *DVS Congress, Große Schweißtechnische Tagung, DVS-Berichte, Bd. 306*, pp. 31-35, 2014.
- [55] T. Tsuyama, K. Nakai und T. Tsuji, „Development of submerged arc welding method using hot wire,“ *Welding in the World, Vol. 58, No. 5*, pp. 713-718, 2014.
- [56] S. Rigdal, L. Karlsson und L. Östgren, „Synergic Cold Wire submerged arc welding. Results of research on the application of this new, cost-efficient welding process to stainless steel,“ *Svetsaren. The ESAB welding and cutting journal. Vol. 57, No. 2*, pp. 26-31, 2002.
- [57] L. Karlsson, H. Arcini und S. Rigdal, „Increased Productivity in Submerged Arc Welding with the Synergic Cold Wire Technique,“ *IIW International Congress on Welding and Allied Processes. Tagungsband*, 2004.
- [58] U. Reisgen, U. Diltthey und I. Aretov, „SAW Cold Wire Technology - Ecnomic Alternative for Joining Hot Crack Sensitive Nickel-Base Alloys,“ in *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, Berlin, Heidelberg, Springer, 2008, pp. 215-237.
- [59] R. Probst, Grundlagen der Schweißtechnik. Schweißmetallurgie, Berlin: Verlag Technik, 1971.
- [60] A. Gericke, G. Gött, K.-M. Henkel und D. Uhrlandt, „Verbesserung des Prozessverständnisses beim Unterpulverschweißen durch optische Analyse des Kavernenraums,“ *DVS Congress 2016. DVS-Berichte, Bd. 327*, pp. 344-351, 2016.
- [61] R.-I. Hsieh, H.-Y. Liou und Y.-T. Pan, „Effects of Cooling Time and Alloying Elements on the Microstructure of the Gleeble-Simulated Heat-Affected Zone of 22% Cr Duplex Stainless Steels,“ *Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 10(5)*, pp. 526-536, 2001.
- [62] S. Brumm, „Schweißeignung des Duplex-Stahls 1.4462 mit dem UP-Schweißverfahren - Problemstellungen und Lösungswege,“ *31. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik. Vorträge der gleichnamigen Veranstaltung in Zinnwald-Georgenfeld, DVS-Berichte Band 270*, pp. 99-104, 2011.