

Schlussbericht vom 22.11.2021

zu IGF-Vorhaben Nr. 20.361 B

Thema

Erzielung werkstoffspezifischer Eigenschaften beim generativen Schutzgasschweißen fertigkontur-
naher Strukturen aus Duplexstahl

Berichtszeitraum

01.01.2019 – 31.07.2021

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Forschungseinrichtung

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)

Projektleiterin: Dr.-Ing. Manuela Zinke

Projektbearbeiter: Dr.-Ing. Benjamin Wittig, M. Sc. Juliane Stützer

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand im Bestimmen des werkstoffspezifischen Eigenschaftsprofils beim generativen MSG-Schweißen fertigtornaher Strukturen aus Standard- und Superduplexstahl. Zur Gewährleistung werkstoffspezifischer Kennwerte war eine Technologieanpassung und Weiterentwicklung der Legierungskonzepte handelsüblicher Schweißzusätze erforderlich. Für den MSG-CMT-Schweißen von Stegen und Blöcken wurde ein Parameterfenster aufgestellt, welches Streckenenergien zwischen ca. 0,9 bis 6,6 kJ/cm zur Folge hatte. Alternativ zu diesem vielfach in der Literatur verwendeten Verfahren ist auch der ColdArc-Prozess nutzbar.

Hohe Streckenenergie resultieren in langsameren Abkühlraten und längeren Aufenthaltszeiten in hohen Temperaturbereichen. In Folge dessen entstehen geringere Ferritgehalte und legierungsabhängig Sekundäraustenit. Dieser zeigt jedoch keine negativen Auswirkungen im Hinblick auf die Lochkorrosionsbeständigkeit unter den Standardprüfbedingungen. Als "optimaler" Parametersatz im Hinblick auf einen Kompromiss aus akzeptablem F/A-Verhältnis und hoher Abschmelzleistung wurde eine Schweißgeschwindigkeit von 70 cm/min bei einem Drahtvorschub von 7 m/min ($E \approx 3$ kJ/cm) identifiziert. Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten sind bei den Block- deutlich geringer als bei den Stegschweißungen. Daraus resultieren bei vergleichbaren Schweißparametern höhere Ferritgehalte. Eine steigende Streckenenergie führt aber auch hier zu einem sinkenden Ferritgehalt. Innerhalb der geschweißten Blöcke traten vereinzelt Bindefehler auf. Daher wird für die Herstellung dieser Geometrie ein Brennerpendeln oder die Nutzung einer CMT Puls Mix Kennlinie empfohlen. Im Hinblick auf das Legierungssystem werden die höchsten Ferritgehalte in den Schweißgütern mit dem Ni-reduzierten G Z 22 5 3 und dem höher Cr-legierten G Z 29 8 2 erreicht. Die Superduplexdrahtelektroden G Z 25 10 4 und der G Z 29 8 2 offerieren aufgrund der Abwesenheit von γ_2 und einem akzeptablen F/A-Verhältnis die beste Eignung zum additiven Schweißen. Für den Bereich der Standardduplexdrähte wurde ein angepasstes Legierungskonzept abgeleitet, um eine bessere Eignung für das WAAM® zu gewährleisten. Die Fertigung einer Drahtelektrode mit diesem Legierungskonzept durch ein Mitglied des PA's im Rahmen der Projektzeit war nicht möglich.

Mit zunehmender Zwischenlagentemperatur (T_{zw}) reduzieren sich die Nebenzeiten signifikant, jedoch nehmen die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und der Austenitgehalt signifikant zu. Eine Kühlung im Wasserbad oder mit zusätzlichem Kühlgasstrom hat im Hinblick auf die Fertigungszeit den gleichen Effekt. Obwohl sogar eine ca. 50%ige Reduzierung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit erreicht wurde, trat jedoch keine Beeinflussung des F/A-Verhältnisses und der Ausscheidung an Sekundäraustenit auf. Die verwendeten Änderungen in der Schutzgaszusammensetzung haben einen vernachlässigbar geringen Einfluss auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit. Jedoch verringern sich durch die Verwendung inerte Schutzgase die Porenanfälligkeit und die Ausscheidung von Sekundäraustenit deutlich. Zudem ist der Zubrand an Kohlenstoff und Sauerstoff bei Abwesenheit von CO_2 im Schutzgas am geringsten. Zusammenfassend wird daher die Verwendung von Ar-30He für das generative MSG-Schweißen von Bauteilen aus Standard- und Superduplexstahl empfohlen. Eine Wärmenachbehandlung am additiven Duplex- und Superduplexschweißgut bewirkt eine leichte Reduzierung der Ferritanteile. Folglich reduzieren sich Zugfestigkeit und Dehngrenze geringfügig und Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit nehmen zu. Grundlegend ist die WNB jedoch nicht notwendig, wenn der geschweißte Zustand die geforderten Ferritwerte für das Schweißgut erreicht. Die Herstellung der Bauteilschweißung mit der Superduplex-Drahtelektrode G 25 9 4 N L erfolgte erfolgreich bei einem PA-Mitglied und ergab bei der Prüfung ein sehr positives Eigenschaftsbild.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 20.361 B / DVS-Nr. 01.3060) 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:

Dr. Schmitz-Niederau, Martin	voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Hamm
Paschold, Rolf	ESAB Welding & Cutting GmbH, Langenfeld
Gaßmann, Christof	GEFERTEC GmbH, Berlin
Kendziorra, Tobias	MV WERFTEN Wismar GmbH, Wismar
Dr. Schmigalla, Sven	Institut für Korrosions- und Schadensanalyse, Magdeburg
Steller, Frank	Linde AG, Hamburg
Brodrecht, Sven	MAT GmbH, Magdeburg
Heydenreich, Andreas	MSS Magdeburger Schweißtechnik GmbH, Barleben
Schumacher, Stefan	Gövert GmbH, Essen
Thume, Matthias	Westfalen AG, Münster
Ivanov, Boyan	EWM AG, Mündersbach
Mittelbach, Klaus	Ostseestaal GmbH & Co. KG, Stralsund
Dr. Weiser, Johannes	Evobeam GmbH, Nieder-Olm
Mertens, Bartholomäus	Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH, Radevormwald

Inhaltsverzeichnis

1	WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE UND WIRTSCHAFTLICHE PROBLEMSTELLUNG	15
2	STAND DER FORSCHUNG UND ENTWICKLUNG.....	16
2.1	Duplexstahlsorten und Anwendungsbereiche	16
2.2	Sensibilisierungsverhalten beim Schweißen der Duplexstähle	17
2.3	Empfehlungen zur schweißtechnischen Verarbeitung von Duplexstählen	19
2.4	Geforderte Kennwerte für ferritisch-austenitisches Schweißgut	20
2.5	Additive Fertigung von Bauteilen durch formgebendes Schutzgasschweißen	21
2.6	WAAM® von Duplexstahl	22
2.7	Schlussfolgerungen aus Stand der Technik und eigenen Voruntersuchungen	23
3	FORSCHUNGSZIEL UND LÖSUNGSWEG	24
3.1	Forschungsziel	24
3.2	Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles	24
4	VERSUCHSKONZEPT UND VERWENDETE GERÄTETECHNIK.....	26
4.1	Zusatzwerkstoffe und Schweißschutzgase	26
4.2	Probengeometrien	26
4.3	MSG-Schweißen	27
4.4	Prüftechnik zur Charakterisierung der Zusatzwerkstoffe und Schweißproben	29
5	FORSCHUNGSERGEBNISSE.....	31
5.1	Werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchsmaterialien	31
5.2	Ermittlung geeigneter Schweißparameter bei gleichzeitiger Überwachung der thermischen Zyklen mit herkömmlichen Massivdrahtelektroden und Standardschutzgas	35
5.2.1	Versuchsdurchführung.....	35
5.2.2	Einfluss der Schweißparameter auf die Steggeometrie.....	37
5.2.3	Einfluss der Schweißparameter auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus.....	38
5.2.4	Einfluss der Schweißparameter auf die Gefügeausbildung.....	41
5.2.5	Einfluss der Schweißparameter auf innere Unregelmäßigkeiten.....	45
5.2.6	Einfluss der Schweißparameter auf die Korrosionsbeständigkeit	46
5.2.7	Einfluss der Schweißparameter auf das Zu-/Abbrandverhalten	48
5.2.8	Fazit zum AP 2: Auswahl der besten Schweißparameter als Ausgangsbasis für die weiteren Untersuchungen.....	50
5.3	Quantifizierung des Einflusses der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und somit auf die Gefügeausbildung bei Verwendung von Standardschutzgas	51
5.3.1	Versuchsdurchführung.....	51

5.3.2	Einfluss der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus	52
5.3.3	Einfluss der Probengeometrie auf die Gefügeausbildung	53
5.3.4	Einfluss der Probengeometrie auf innere Unregelmäßigkeiten	55
5.3.5	Einfluss der Probengeometrie auf die Korrosionsbeständigkeit	57
5.3.6	Fazit zum AP 3	57
5.4	Quantifizierung des Legierungseinflusses auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis sowie ggf. Ableitung eines Legierungskonzeptes	58
5.4.1	Versuchsdurchführung	58
5.4.2	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Gefügeausbildung	58
5.4.3	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf das Zu-/Abbrandverhalten	60
5.4.4	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Korrosionsbeständigkeit.....	63
5.4.5	Ableitung eines angepassten Legierungskonzeptes	63
5.4.6	Fazit zum AP 4	64
5.5	Erforschung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur auf den Austenit-Anteil	65
5.5.1	Versuchsdurchführung	65
5.5.2	Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus	66
5.5.3	Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Gefügeausbildung	67
5.5.4	Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Fertigungszeit	68
5.5.5	Fazit zum AP 5	69
5.6	Erforschung des Einflusses einer zusätzlichen Kühlung auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis	70
5.6.1	Versuchsdurchführung	70
5.6.2	Konzept zur Kühlung mittels Wasserbades	70
5.6.3	Einfluss der Wasserbadhöhe auf die $t_{12/8}$ -Zeit, den Schweißprozess und die Nahtoberfläche	71
5.6.4	Einfluss der Wasserbadkühlung auf die Gefügeausbildung	74
5.6.5	Einfluss der Wasserbadkühlung auf innere Unregelmäßigkeiten und die Gasaufnahme	75
5.6.6	Konzept zur Kühlung mittels zusätzlichem Schutzgasstrom	76
5.6.7	Einfluss der Schutzgaskühlung auf die $t_{12/8}$ -Zeit, den Schweißprozess und die Nahtoberfläche	76
5.6.8	Fazit zum AP 6	77
5.7	Erforschung des Einflusses der Schutzgaszusammensetzung auf das Gefüge	80
5.7.1	Versuchsdurchführung	80
5.7.2	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die $t_{12/8}$ -Zeit	81
5.7.3	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtoberfläche	82
5.7.4	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Steggeometrie	83
5.7.5	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf das Zu-/Abbrandverhalten	84
5.7.6	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Poreanfälligkeit	87
5.7.7	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Gefügeausbildung	89
5.7.8	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Korrosionsbeständigkeit.....	91
5.7.9	Fazit zum AP 7	91

5.8	Ermittlung der Anwendbarkeit weiterer energiereduzierter Verfahrensvarianten	93
5.8.1	Versuchsdurchführung	93
5.8.2	Unterschiede in der Schweißprozesscharakteristik	93
5.8.3	Einfluss der Schweißprozesscharakteristik auf innere Unregelmäßigkeiten	95
5.8.4	Einfluss der Schweißprozesscharakteristik auf das Gefüge	95
5.8.5	Fazit zum AP 8	96
5.9	Verbesserungspotential einer Wärmenachbehandlung bzgl. der Gefügebildung	97
5.9.1	Versuchsdurchführung	97
5.9.2	Einfluss der WNB auf die Probengeometrie	98
5.9.3	Einfluss der WNB auf die chemische Zusammensetzung und das Gefüge	99
5.9.4	Einfluss der WNB auf die mechanisch-technologischen Gütewerte	103
5.9.5	Fazit zu AP 9	108
5.10	Verifikationsschweißung eines Rohrflansches inkl. Bauteilprüfung	109
5.10.1	Versuchsdurchführung	109
5.10.2	Ergebnisse der Bauteilprüfung	111
5.10.3	Fazit zu AP 10	115
6	GEGENÜBERSTELLUNG DER ERGEBNISSE MIT DEN ZIELSETZUNGEN DES URSPRÜNGLICHEN FORSCHUNGSANTRAGES UND SCHLUSSFOLGERUNGEN AUS DEN FORSCHUNGSERGEBNISSEN	116
7	ERLÄUTERUNG ZUR VERWENDUNG DER ZUWENDUNGEN	121
8	WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHER UND WIRTSCHAFTLICHER NUTZEN DER FORSCHUNGSERGEBNISSE FÜR KLEINE UND MITTLERE UNTERNEHMEN	122
9	TRANSFERMAßNAHMEN	123
10	LITERATUR	126

Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Isothermes Ausscheidungsdiagramm für Duplexstähle nach J. Charles [21]	17
Bild 2:	Ferritanteile in Abhängigkeit von der Lage im Steg, a) Schlibbild aus der Mitte des mit 6,1 kJ/cm geschweißten Stegs, Ferritanteil: ca. 28 %, b) Schlibbild aus dem unteren Bereich des Stegs zeigt starke Ausscheidung von Sekundäraustenit	22
Bild 3:	Verlauf der Temperaturzyklen in Abhängigkeit von der Lagenhöhe (links) und Platzierung der Thermoelemente (rechts)	23
Bild 4:	Ableitung der Probengeometrien aus Realbauteil. Beispielbauteil: generativ geschweißter und fräsend nachbearbeiteter Impeller [74]	27
Bild 5:	Schematische Darstellung der abgeleiteten Probengeometrien	27
Bild 6:	Temperaturmessung am Beispiel der Geometrie Steg	29
Bild 7:	Einordnung der Drahtelektroden im WRC-1992-Diagramm nach [71]	33
Bild 8:	Mikroskopische Aufnahmen der Drahtgefüge im Längsschliff. Ätzung: Beraha II. V: 500x	34
Bild 9:	Probengeometrie und Kennzeichnung der Analysebereiche	35
Bild 10:	Probenentnahme aus den Stegsschweißungen für Folgeuntersuchungen	37
Bild 11:	Links: Einfluss der Schweißparameter auf Steggeometrie und Abschmelzleistung (nach steigender Streckenenergie geordnet). Rechts: Beispielhafte Nahtquerschnitte im Vergleich. Hinweis: Steg „c“ musste zur Einbettung und metallographischen Präparation geteilt werden	38
Bild 12:	Links: Vergleich der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten additiv geschweißter Stege in Abhängigkeit der Streckenenergie und Lagenhöhe. Grüne Referenzlinien indizieren den Bereich gemessener $t_{12/8}$ -Zeiten beim Verbindungsschweißen von Duplexstahl. Rechts: Schematischer Vergleich der Wärmeableitung	39
Bild 13:	Vergleich von Temperaturzyklen additiv geschweißter Stege in Abhängigkeit der Streckenenergie	40
Bild 14:	ZTA-Diagramm mit Ausscheidungslinien nach Hosseini et al. [90] für den Superduplexstahl 2509 überlagert mit den Temperatur-Verweilzeit-Bereichen der Lage 10/11 von mit 0,9 sowie 6,6 kJ/cm geschweißten Stegen	41
Bild 15:	Gefügestruktur eines additiv geschweißten Steges am Beispiel des G 22 9 3 N L mit $E_{SSQ} = 1,6$ kJ/cm. Ätzung: Beraha II. Austenit = hell, Ferrit = dunkel	42
Bild 16:	Binärbildanalyse zur Bestimmung der Ferritanteile am Beispiel von Einzelaufnahmen aus Bild 15. Ferrit = schwarz, Austenit = weiß	42
Bild 17:	Binärbildanalyse zur Bestimmung der Ferritanteile am Beispiel von Panoramaaufnahmen. Ferrit = schwarz, Austenit = weiß	43
Bild 18:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht, Streckenenergie und Lagenhöhe	44
Bild 19:	Auftreten von Sekundäraustenit in Stegen verschiedener Drahtzusammensetzungen. Ätzung: Beraha II	45
Bild 20:	Bestimmung des Porenanteils mithilfe der Binärbildanalyse am Beispiel eines Steges aus G 22 9 3 N L (Ar-2,5CO ₂) mit $E_{SSQ} = 3,1$ kJ/cm. Porenanteil hierbei 0,16 %	46

Bild 21:	Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A.....	47
Bild 22:	SEM-Aufnahme und EDX-Messergebnisse in wt.-% der Gefügebestandteile am Beispiel eines Steges aus G Z 22 8 3 Si.....	47
Bild 23:	Zu-/Abbrand von Kohlenstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.	48
Bild 24:	Zu-/Abbrand von Schwefel in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.	48
Bild 25:	Zu-/Abbrand von Stickstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.	48
Bild 26:	Zubrand von Sauerstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.	49
Bild 27:	Links: Aufnahme des Nachglühens beim Stegschweißen. Rechts: Verwendung einer Schleppegasdüse mit Ar 4.6 als Schutzgas.....	50
Bild 28:	Links: Einfluss der Probengeometrie und Streckenenergie auf die $t_{12/8}$ -Zeit in Abhängigkeit der Lagenhöhe. Grüne Referenzlinien indizieren den Bereich gemessener $t_{12/8}$ -Zeiten beim Verbindungsschweißen von Duplexstahl. Rechts: Schema der Nahtfolge und Wärmeableitung.....	52
Bild 29:	ZTA-Diagramm mit Ausscheidungslinien nach Hosseini et al. [90] für den Superduplexstahl 2509 überlagert mit den Temperatur-Verweilzeit-Bereichen von Steg und Block im Vergleich.....	53
Bild 30:	Gefügeausbildung in den Blockschweißungen. Ätzung: Beraha II.....	54
Bild 31:	Sekundäraustenitbildung in den Blockschweißungen am Beispiel des Blockes aus G 25 9 4 N L mit $E_{SSQ} = 5,6$ kJ/cm. Ätzung: Beraha II.	54
Bild 32:	Einfluss der Probengeometrie und der Streckenenergie auf den Ferritgehalt (in % und FN) in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Werte repräsentieren die mittlere Block-/Steghöhe.....	55
Bild 33:	Querschliff eines Blockes aus G 25 9 4 N L mit $E_{SSQ} = 5,6$ kJ/cm. Ätzung: Beraha II.	56
Bild 34:	Bestimmung des Porenanteils mithilfe der Binärbildanalyse am Beispiel eines Blockes aus G 22 9 3 N L mit $E_{SSQ} = 5,7$ kJ/cm. Porenanteil hierbei 0,27 %.....	56
Bild 35:	Links: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A. Rechts: Beispielhafte Korrosionsprobe mit offengelegten inneren Unregelmäßigkeiten (Poren, Bindefehler).....	57
Bild 36:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht und Lagenhöhe bei vergleichbaren Streckenenergien.....	59
Bild 37:	Ausscheidung von γ_2 und Nitriden im Steg aus G Z 22 5 3. Ätzung: Beraha II.....	60
Bild 38:	Zu-/Abbrand von Kohlenstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.	61
Bild 39:	Abbrand von Schwefel in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.....	61
Bild 40:	Zu-/Abbrand von Stickstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.	61

Bild 41:	Zubrand von Sauerstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.....	62
Bild 42:	Gegenüberstellung der für die Drahtanalyse und für die Stege aus dem WRC-1992-Diagramm ermittelten FN und der an den Stegen mit dem Feritscope® gemessenen FN	62
Bild 43:	Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A.....	63
Bild 44:	Erreichte Zwischenlagentemperaturen.....	66
Bild 45:	Einfluss der T_{ZW} auf die $t_{12/8}$ -Zeit in Abhängigkeit der Lage	67
Bild 46:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit von Zwischenlagentemperatur (T_{ZW}) und Lagenhöhe am Beispiel des G 22 9 3 N L und G 25 9 4 N L	67
Bild 47:	Einfluss der T_{ZW} auf die Fertigungszeit t_{Ges} und den Nutzungsgrad (Verhältnis von Schweißzeit t_s zur Fertigungszeit t_{Ges})	68
Bild 48:	Schema der Wasserbadsschweißungen. h_w = Abstand zwischen Naht- und Wasseroberfläche.....	71
Bild 49:	Einfluss des Abstandes von Naht- zur Wasseroberfläche (h_w) auf die $t_{12/8}$ -Zeit.....	71
Bild 50:	Nahtoberflächen im Schweißzustand und gebürstet in Abhängigkeit des Abstandes von Naht- zur Wasseroberfläche (h_w).....	72
Bild 51:	Wasserdampf- und -spritzerbildung in Abhängigkeit von h_w	73
Bild 52:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit der Kühlung und Lagenhöhe am Beispiel des G Z 22 8 3 L Si	74
Bild 53:	Sekundäraustenit im Gefüge wasserbadgekühlter Steg.....	75
Bild 54:	Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit der Kühlmethode an den Stegen aus G Z 22 8 3 Si. Gehalte im Draht als Referenz (Werte = absolute Gehalte).....	75
Bild 55:	Versuchsaufbau zum Schweißen mittels zusätzlichen Schutzgasstrom.....	76
Bild 56:	Vergleich beispielhafter Strom-/Spannungs-Zeit-Verläufe mit und ohne Schutzgaskühlung	78
Bild 57:	Vergleich beispielhafter Nahtoberflächen von Schweißungen mit zusätzlicher Schutzgaskühlung	79
Bild 58:	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die $t_{12/8}$ -Zeit.....	81
Bild 59:	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtübergänge und die Schweißparameter (Ist-Werte) bei gleichen Einstellparametern (Soll-Werte) am Beispiel des G 22 9 3 N L	82
Bild 60:	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtübergänge und die Schweißparameter (Ist-Werte) bei gleichen Einstellparametern (Soll-Werte) am Beispiel des G Z 29 8 2.....	83
Bild 61:	Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Steggeometrie in Abhängigkeit von Draht und gemessenem Drahtvorschub (20 Lagen)	84

Bild 62:	Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G Z 22 9 3 N L. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar). Ar-SK = mit Argon geflutete Schutzgaskammer	85
Bild 63:	Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G Z 29 8 2. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar)	86
Bild 64:	Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G Z 22 5 3. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar)	87
Bild 65:	Porenanteile in Abhängigkeit der Schutzgaszusammensetzung und des Zusatzwerkstoffes. Ar-SK = mit Argon geflutete Schutzgaskammer.....	88
Bild 66:	Porenanteile in den Stegen von G Z 22 5 3, geschweißt mit Ar-3N.....	88
Bild 67:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht, Streckenenergie und Lagenhöhe.....	89
Bild 68:	Einfluss des CO ₂ -Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G Z 22 9 3 N L.....	90
Bild 69:	Einfluss des CO ₂ -Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G Z 22 8 3 Si	90
Bild 70:	Einfluss des CO ₂ -Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G Z 22 5 3.....	91
Bild 71:	Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A.....	91
Bild 72:	Beispielhafter Strom-Spannungsverlauf des CMT-Prozesses mittels HKS aufgezeichnet ($v_{Dr} = 6$ m/min, Zeitfenster $\approx 0,05$ s)	94
Bild 73:	Beispielhafter Strom-Spannungsverlauf des ColdArc-Prozesses mittels HKS aufgezeichnet ($v_{Dr} = 6$ m/min, Zeitfenster $\approx 0,05$ s)	95
Bild 74:	Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit von Schweißprozess und Lagenhöhe am Beispiel des G Z 22 8 3 L Si	96
Bild 75:	Auftreten von Sekundäraustenit in Stegen aus G Z 22 8 3 L Si. Parameter: ColdArc, $E_{SSQ} = 2,6$ kJ/cm. Ätzung: Beraha II	96
Bild 76:	Probenentnahmeplan mit Kennzeichnung der Probenlage. S-Schliff, K-Kerbschlagbiegeprobe, B-Biegeprobe, Z-Zugprobe, C-Probe für die Korrosionsprüfung	98
Bild 77:	Einfluss der Wärmenachbehandlung auf die geometrische Form der geschweißten Stege.....	99
Bild 78:	Gefügaufnahmen der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand, Ätzung: Beraha II.....	101
Bild 79:	Gefügaufnahmen der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand, Ätzung: Beraha II.....	101
Bild 80:	Prozentuale Ferritanteile der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	102
Bild 81:	Magnet-induktive Ferritanteile (Feritscope®) der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	102

Bild 82:	Härte des Grundwerkstoffes (GWS) und der Schweißgüter (SG) des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	103
Bild 83:	Kerbschlagarbeitswerte der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	104
Bild 84:	Spannung-Dehnung-Diagramme der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand. Links: Zugrichtung horizontal, Rechts: Zugrichtung vertikal	105
Bild 85:	Bruchfläche einer Hälfte der Zugprobe 1 aus dem Steg aus G Z 22 8 3 Si (horizontal, ohne WNB).....	105
Bild 86:	Spannung-Dehnung-Diagramme der Schweißgüter des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand. Links: Zugrichtung horizontal, Rechts: Zugrichtung vertikal	106
Bild 87:	Gegenüberstellung der Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	107
Bild 88:	Gegenüberstellung der Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung der Schweißgüter des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	107
Bild 89:	Biegeproben der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand weisen keine inneren Unregelmäßigkeiten auf.....	108
Bild 90:	Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A im AP 9.....	108
Bild 91:	Zeichnung des Flansches mit Maßen	109
Bild 92:	Versuchsstand mit geschweißtem Flansch	110
Bild 93:	Bearbeiteter Flansch und Probenentnahmeplan	111
Bild 94:	Makroschliff der Bauteilschweißung, Ätzung: Beraha II.....	112
Bild 96:	Ferritanteile (in % und FN) in der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L (Bereiche 1 bis 3 im Bild 94) im Schweißzustand.....	113
Bild 95:	Typische Mikroaufnahmen der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L (oben: Bereich 1, mitte: Bereich 2, unten: Bereich 3, links: Raupenmitte, rechts: WEZ), Ätzung: Beraha II.....	114
Bild 97:	Anordnung der Härteeindrücke und Ergebnisse der Härtemessungen.....	114
Bild 98:	Spannung-Dehnung-Diagramme der Zugproben der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L. Zugrichtung horizontal.	115

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften typischer Vertreter von Standard- und Superduplexstählen bei Raumtemperatur (Mindestwerte für warmgewalzte Bleche bzw. Rohre) [16, 17]	16
Tabelle 2: Empfehlungen zum MSG-Schweißen von Standard- und Superduplexstählen [15, 42, 46–48].....	19
Tabelle 3: Anforderungen an ferritisch-austenitisches Schweißgut sowie Guss [16, 60, 61]	20
Tabelle 4: Methodische Vorgehensweise und Arbeitspakete zur Erreichung der Projektziele.....	25
Tabelle 5: Übersicht der verwendeten Zusatzwerkstoffe und Schweißschutzgase	26
Tabelle 6: Anlagenkomponenten und Kennlinien zum MSG-Schweißen	28
Tabelle 7: Übersicht der verwendeten, verfügbaren Kennlinien mit Herstellerangaben	28
Tabelle 8: Übersicht über aufgezeichnete und ausgewertete Messgrößen, Auswertetools und Messfrequenzen	28
Tabelle 9: Übersicht der eingesetzten Prüftechnik zur Werkstoffcharakterisierung	30
Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung der Drahtelektroden in Gew.-% bzw. ppm gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*	32
Tabelle 11: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 1)	36
Tabelle 12: Schweißparametermatrix am Beispiel des G 25 9 4 N L zur Erzeugung der Stege (Lichtbogenkorrektur = 0).....	36
Tabelle 13: Übersicht der Schweißparameter für die Blockschweißungen und resultierende Höhen und Breiten (AP 3).....	51
Tabelle 14: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 4)	58
Tabelle 15: Zusammenhang zwischen Sekundäraustenit (γ_2) und Drahtzusammensetzung (Angaben in Gew.-%).....	60
Tabelle 16: Ableitung eines angepassten Draht-Legierungskonzeptes (Angaben in Gew.-%. Einzelwerte sind ca.-Werte, wenn nicht anders angegeben).....	64
Tabelle 17: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 5)	65
Tabelle 18: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 6)	70
Tabelle 19: Ergebnisse zur Untersuchung des Einflusses der zusätzlichen Schutzgaskühlung.....	77
Tabelle 20: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 7)	81
Tabelle 21: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 8)	93
Tabelle 22: Ermittelte Porenanteile in den mittels ColdArc erzeugten Stegen	95
Tabelle 23: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 9)	97
Tabelle 24: Chemische Zusammensetzung der Drahtelektroden und der Stege im geschweißten und wärmebehandelten Zustand gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*.....	99
Tabelle 25: Ergebnisse der Härtemessungen der Stege im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	102
Tabelle 26: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche bei -46 °C der Stege im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	103

Tabelle 27: Ergebnisse der Zugversuche der Stege aus G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand.....	104
Tabelle 28: Ergebnisse der Zugversuche der Stege aus G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand	106
Tabelle 29: Gegenüberstellung der empfohlenen Parameter mit den realen Parametern der Bauteilschweißung.....	110
Tabelle 30: Chemische Zusammensetzung der Bauteilschweißung in Gew.-% bzw. ppm gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*	112
Tabelle 31: Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen der Bauteilschweißung aus der Drahtelektrode G 25 9 4 N L	114
Tabelle 32: Gegenüberstellung der Zielsetzungen gemäß ursprünglichem Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung.....	116

Abkürzungsverzeichnis

A	Austenit
AP	Arbeitspaket
CAM	Computer Aided Manufacturing
CMT	Cold Metal Transfer
CPT	Critical Pitting Temperature
EN	Europäische Norm
F	Ferrit
FN	Ferritnummer
H ₂ S	Schwefelwasserstoff
IMP	Intermetallische Phasen
KMU	Kleine und mittlere Unternehmen
MSG	Metallschutzgas (-schweißen)
AES	Optische Emissionsspektroskopie
PA	Projektbegleitender Ausschuss
pH	potentia Hydrogenii
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
RT	Raumtemperatur
TGSE	Trägergasschmelzextraktion
UNS	Unified Numbering System
WAAM®	Wire and Arc Additive Manufacturing
WNB	Wärmenachbehandlung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WRC	Welding Research Council
ZTA	Zeit-Temperatur-Ausscheidungs (-diagramm)

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Derzeit gewinnt das formgebende Auftragschweißen einen enormen Bedeutungszuwachs. Vor allem bei der Verarbeitung hochlegierter kostenintensiver Werkstoffe bietet die fertigungskonturnahe Erzeugung von Objekten mittels schichtweisem Auftragschweißen entscheidende Vorteile, bspw. bei der Herstellung komplexer geometrischer Formelemente mit gleichzeitig sehr hohem Materialausnutzungsgrad [1].

Um Bauteile durch generatives Schweißen zu fertigen, also mit Hilfe digitaler Modelle physische Gegenstände zu erstellen, stellt das PA-Mitglied Gefertec GmbH 3D-Metal-Print-Anlagen her, wobei das schweißtechnische Know-how bereits in der Anlagen-Software steckt. Die Entwicklung der Technologie (Rekonstruktion der Verfahrenswege des Brenners aus dem CAM-Modell) ist dabei vergleichsweise weit vorangeschritten. Schwierigkeiten treten vor allem bei der Verarbeitung aus schweißtechnischer Sicht anspruchsvoller Werkstoffe auf. Zahlreiche Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der Herstellbarkeit von Komponenten für die Luft- und Raumfahrtindustrie aus der Legierung Ti-6Al-4V [2–4]. Aber auch die Verarbeitung von Aluminiumlegierungen [5–7], Nickel-Basis-Legierungen [8–10] und die Herstellung von Materialmixstrukturen [11, 12] sind Gegenstand aktueller Forschungsarbeiten. Die Herausforderungen beim additiven Lichtbogenschweißen dünnwandiger Strukturen gegenüber den additiven Strahlschweißprozessen ergeben sich aufgrund einer relativ hohen Wärmeeinbringung bei vergleichsweise geringer Wärmeableitung und der daraus resultierenden langsamen Abkühlgeschwindigkeit. Dies kann einerseits zu hohen Eigenspannungen und Verzug sowie andererseits zu Änderungen des Mikrogefüges und zur Rissbildung führen [13, 14]. Für die erfolgreiche schweißtechnische Verarbeitung von korrosionsbeständigen Duplexstählen wurden in den vergangenen Jahrzehnten eine Reihe von Schweißempfehlungen erarbeitet, die die geforderten werkstoffspezifischen Eigenschaften der Schweißnähte gewährleisten. Dazu gehören u. a. die Einhaltung bestimmter Streckenenergien und Zwischenlagentemperaturen sowie der Einsatz artähnlicher Schweißzusätze mit im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöhten Ni-Anteilen. Voruntersuchungen an der Forschungseinrichtung zum generativen Mehrlagenschweißen zeigten jedoch, dass die Anwendung dieser Schweißempfehlungen zu einer sehr starken Austenitisierung des Gefüges mit hohen Anteilen an Sekundäraustenit führte, woraus eine deutliche Reduzierung von Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit resultierte. Das Gewährleisten geforderter Gütewerte würde eine Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen und Abschrecken im Wasser) erfordern, die einerseits zusätzliche Kosten und Fertigungszeiten beansprucht und andererseits nicht für jeden Anwendungsfall (z. B. Flansch am Rohr) umsetzbar ist. Die Kenntnisse zur Anwendbarkeit vorhandener Duplex- und Superduplex-Schweißzusätze für das additive Fertigen sind sehr begrenzt. Insbesondere die

verfahrensbedingt verlangsamte Abkühlgeschwindigkeit erfordert im Hinblick auf die Überlegung des Schweißzusatzes eine Prüfung und Anpassung der Legierungszusammensetzung. Das Ziel dieses Forschungsvorhabens ist es daher, zunächst die Auswirkungen der Prozessspezifika auf die Gefügeausbildung beim Herstellen fertigtornaher Strukturen aus Duplexstahl zu erforschen. Darauf aufbauend sind eine Technologieanpassung und eine Modifizierung von Schweißzusätzen vorzunehmen, die ein additives Lichtbogenschweißen von Duplexstählen mit geforderten werkstoffspezifischen Eigenschaftsprofilen ermöglichen.

2 Stand der Forschung und Entwicklung

2.1 Duplexstahlsorten und Anwendungsbereiche

Duplexstähle lassen sich grundlegend in Lean-, Standard-, Super- und Hyperduplexstähle einteilen [15, 16]. In dem Forschungsantrag werden jedoch nur die Standard- und Superduplexstähle betrachtet, da diese den größten prozentualen Anteil in der Anwendung ausmachen. Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung, der Wirksamkeit (PREN) und den mechanisch-technologischen Eigenschaften von zwei typischen Vertretern dieser Stahlsorten zeigt die Tabelle 1.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung und Eigenschaften typischer Vertreter von Standard- und Superduplexstählen bei Raumtemperatur (Mindestwerte für warmgewalzte Bleche bzw. Rohre) [16, 17]

EN-Nr. UNS-Nr.	Cr, %	Ni, %	Mo, %	N, %	Cu, %	PREN	R _m , MPa	R _{p0,2} , MPa	A, %	KV _{längs} , J
Standardduplex (30 ≤ PREN < 40)										
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)										
1.4501 S32760	24,0– 26,0	6,0– 8,0	3,0– 4,0	0,20– 0,30	0,50– 1,00	41	730– 930	530	25	100

Duplexstähle besitzen eine hohe Beständigkeit in Anwesenheit korrosiver Medien (H₂S-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 aber auch für Anwendungen in der chemischen Industrie sowie in der Nahrungsmittelindustrie [18–20]. Die Superduplexstähle finden immer dann Einsatz, wenn höhere Anforderungen an Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit gestellt werden [18].

2.2 Sensibilisierungsverhalten beim Schweißen der Duplexstähle

Duplexstähle weisen nach ihrer Herstellung bei Raumtemperatur (RT) ein ausgeglichenes ferritisch-austenitisches Gefüge auf. Dieses wird infolge ihrer chemischen Zusammensetzung und einer speziellen Wärmebehandlung, dem Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken im Wasser, erreicht. Beim Schweißen erstarren sie aus der Schmelze zunächst rein ferritisch. Anschließend wandelt ein Teil des Ferrits diffusionsgesteuert in Austenit um [21]. Der endgültige Ferritanteil ist abhängig von der Legierungszusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit und sollte für die Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes 35–60 % und für nicht wärmebehandeltes Schweißgut 30–70 % betragen [16]. Werden die genannten Ferritanteile überschritten, können sich legierungsabhängig bei Temperaturen zwischen 550 und 1000 °C schon nach kurzen Verweilzeiten harte und spröde intermetallische Phasen (IMP), bspw. Sigma oder Chi, ausscheiden, siehe Bild 1. Diese führen zu einer starken Reduktion von Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit [22–25].

Zunehmende Cr- und Mo-Gehalte – charakteristisch für Superduplexstähle – 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 reduzieren das kritische Lochkorrosionspotential [26–28]. Karbidausscheidungen sind aufgrund der sehr geringen Kohlenstoffgehalte heutiger Duplexgüten nahezu ausgeschlossen [29]. Neben den IMP kann im Temperaturbereich zwischen 300 und 550 °C noch die 475 °C-Versprödung (α' -Phase) [15, 29–31] auftreten.

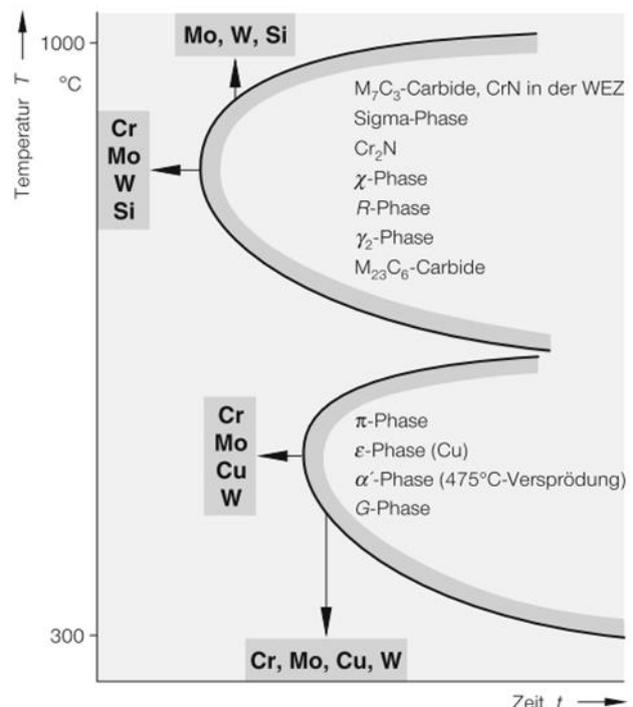


Bild 1: Isothermes Ausscheidungsdiagramm für Duplexstähle nach J. Charles [21]

Wegen der Gefahr dieser Phase werden sowohl die maximale Zwischenlagen- als auch die maximal zulässige Einsatztemperatur für den 1.4462 auf 250 °C begrenzt (siehe Tabelle 2). Ein zu hoher Austenitanteil in den Schweißnähten von Duplex-Stählen ist ebenfalls zu vermeiden, da die Festigkeit verringert und die Heißrissneigung erhöht werden [32].

Die Ausscheidung der im Bild 1 aufgezeigten Phasen beim Schweißen 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 [33], 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.

So stellt ein wesentliches Problem beim Herstellen mehrlagiger Schweißgüter an dickwandigen Komponenten 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 [34]. Im Vergleich zum Primäraustenit (γ_1) besitzt Sekundäraustenit geringere Anteile an Chrom, Molybdän und Stickstoff, was zur Abnahme der Lochkorrosionsbeständigkeit und erhöhter Mikrohärtigkeit führt [35, 36]. Solange Sekundäraustenit nicht an den Oberflächen auftritt, besteht keine erhöhte Korrosionsgefahr. Beim Schweißen dickwandiger Komponenten kann ein exzessives Wachstum des Sekundäraustenits im Mehrlagenschweißgut durch die Kontrolle von Wärmeeinbringen und Zwischenlagentemperatur vermieden werden [32].

Schlussfolgernd aus den getroffenen Aussagen dürfen beim Schweißen von Duplexstählen die Abkühlraten ein Minimum nicht unter- und ein Maximum nicht überschreiten. Zu hohe Abkühlraten führen zu einem übermäßigen Ferritanteil in der WEZ und die Wahrscheinlichkeit der Bildung von Chromnitriden nimmt zu. Bei zu langsamer Abkühlung ist der Hochtemperaturbereich der WEZ besonders gefährdet für ein Ferritkornwachstum. Dieses setzt im Bereich zwischen Ferrit-Solvus- und Solidustemperatur ein. Umso niedriger die Solvustemperatur und je länger die Verweildauer in diesem Temperaturbereich ist, umso wahrscheinlicher und stärker ist das Ferritkornwachstum. Da die Ferritkorngröße auch maßgeblichen Einfluss auf die Zähigkeit besitzt, sollten lange Verweilzeiten im Temperaturbereich über der Ferrit-Solvus-Linie vermieden werden. Zudem kann sich bei sehr langsamer Abkühlung ein unzulässiger hoher Austenitanteil (>70 %) ausscheiden. Somit müssen ein angemessenes Wärmeeinbringen und ein kontrollierter thermischer Zyklus während des Schweißens zwingend eingehalten werden [32, 37].

Zur Vermeidung übermäßiger Ferritgehalte und starken Kornwachstums in der WEZ wurde in den letzten Jahren der Stickstoffanteil der Duplexstähle sukzessive erhöht, z. B. beim Standardduplex 1.4462 von 0,14 % auf 0,18 %. Infolge dessen werden heute 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 [38]. Dies ermöglicht eine Erweiterung des Prozessfensters und entsprechender Temperatureinsatzgebiete von -50 auf -80 °C [39].

2.3 Empfehlungen zur schweißtechnischen Verarbeitung von Duplexstählen

Die Duplexstähle gelten unter Beachtung der allgemeinen Verarbeitungsrichtlinien als gut schweißbar. Die aktuellen Empfehlungen für das Verbindungsschweißen und Schweißplattieren zielen darauf ab, ein ausgeglichenes zweiphasiges Gefüge ohne unerwünschte IMP zu gewährleisten. Der im Schweißgut zu erzielende Austenitanteil ist einerseits von der chemischen Zusammensetzung der Grund- und Zusatzwerkstoffe sowie der Aufmischung 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 Nahtgeometrie und der Blechdicke beeinflusst. In der Literatur existieren unterschiedliche Angaben zur $t_{12/8}$ -Abkühlzeit. Häufig wird eine Abkühlzeit von $t_{12/8} > 10$ s gefordert [21, 40, 41]. In [42] wird hingegen eine $t_{12/8}$ von 8 bis 10 s empfohlen. Experimentell an Standard- und Superduplexstählen ermittelte Abkühlzeiten, die zu ausreichenden Austenitanteilen in der Schweißnaht führen, liegen je nach Schweißprozess, Nahtart und Streckenergie zwischen 2 und 10 s [43–45]. Die Tabelle 2 gibt einen Überblick über die aktuellen Schweißempfehlungen zum Metallschutzgas-(MSG) Schweißen in Abhängigkeit von der Stahlsorte.

Tabelle 2: Empfehlungen zum MSG-Schweißen von Standard- und Superduplexstählen [15, 42, 46–48]

Sorte	Standardduplex	Superduplex
EN-Nr. / UNS-Nr.	1.4462 / S32205	1.4501 / S32760
Streckenenergie, kJ/cm	5–25	2–15 < 10 (bei dünnen Blechen)
Zwischenlagentemperatur, °C	150/250	100/150
Vorwärmen, °C	50–80 (zur Beseitigung von Feuchte) 150 (zur Vorbeugung von Rissen beim Schweißen großer Wanddicken mit geringer Streckenergie)	
Schweißzusätze	22 9 3 N L, $\varnothing \leq 1,2$ mm	25 9 4 N L, $\varnothing \leq 1,2$ mm
Schutzgase für das MSG-Schweißen mit Massivdrahtelektrode	<ul style="list-style-type: none"> - Ar [49] - Ar + 1–2 % O₂ [46] - Ar + 0,5–2,5 % CO₂ [47] bzw. Ar + 2–3 % CO₂ [46] - Ar + 15–30 % He + 0,25–2,5 % CO₂ [47] - Ar + 30 % He + 1–3 % CO₂ [46, 49] - Ar + 5–20 % He + 0,5–2,5 % CO₂ + 1–3 % N₂ [47] - Ar + 30 % He + 1–2 % CO₂ + 1–2 % N₂ [49] 	

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 [46]. Zur Vermeidung der Bildung intermetallischer Phasen sowie Sekundäraustenit in der Wurzellage ist die Wurzellage massiv mit hoher Streckenenergie (Hot-Pass) herzustellen, während die darauffolgende Lage mit geringerer Streckenenergie (Cold-Pass) geschweißt werden soll [25, 39]. Eine Wärmenachbehandlung muss im Allgemeinen nicht durchgeführt

werden, kann jedoch durch eine entsprechende Anwendungsnorm gefordert werden. Regelwerke, die dies fordern, sind z. B. AD 2000 HP 2-1, API 5LC, ASTM A790 oder ASTM A928 [50–53].

Die Schweißzusätze sind im Vergleich zum Grundwerkstoff mit Nickel überlegiert, um einen Ferritanteil von 30 bis 70 % im Schweißgut zu gewährleisten [39]. Ein Schweißen ohne Schweißzusatz wird generell nicht empfohlen, es sei denn, es wird eine Wärmenachbehandlung durchgeführt [46]. Hinweise zu Schweißschutzgasen divergieren im Schrifttum etwas. Es werden v. a. Mehrkomponenten-Schutzgase mit He-Anteilen empfohlen, um die Schmelzbadviskosität zu verringern, die Benetzung zu verbessern, langsamer abzukühlen und somit mehr Austenit auszuscheiden oder ggf. die Schweißgeschwindigkeit zu erhöhen [46, 47, 54–56]. Auch Stickstoffzumischungen werden zur Erhöhung des Austenitanteils im Schweißgut genutzt. Zur Verbesserung des Einbrandverhaltens werden darüber hinaus CO₂-Zugaben von max. 2–3 % empfohlen. Untersuchungen von [57, 58] ergaben jedoch, dass durch diese Anteile das vermehrte Auftreten metallurgischer Poren im MSG-Schweißgut von Superduplexstählen begünstigt wird. Deshalb ist der CO₂-Zusatz im Schutzgas beim MSG-Schweißen dieser Stähle zu begrenzen. Ähnliche Ergebnisse wurden von [59] ermittelt, was zur Entwicklung des speziellen Prozessgases Z-ArHeC-30/0,25 mit max. 0,25 % CO₂ nach DIN EN ISO 14175 führte. Die aktuellen Vorversuche an der Forschungseinrichtung zeigten, dass auch bei der Verarbeitung der Standardduplex-Schweißzusätze vereinzelt Poren im Schweißgut unter von Aktivgasbeimengungen auftreten können.

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 Gütewerte gibt die Norm DIN EN ISO 17781 [16]. In dieser sind die Anforderungen hinsichtlich Ferritgehalt, Korrosionsrate, Kerbschlagzähigkeit und intermetallische Phasen sowie Ausscheidungen definiert. Die additiv gefertigten Bauteile sollen im Idealfall den Anforderungen an das Schweißgut genügen. Mindestens sollten sie jedoch die Festigkeitsanforderungen an Gussbauteile erfüllen. Eine Übersicht relevanter Reglementierungen gibt Tabelle 3.

Tabelle 3: Anforderungen an ferritisch-austenitisches Schweißgut sowie Guss [16, 60, 61]

Duplexsorte		Ferrit, %	CVN, - 46°C J	CPT, ASTM G48-A	IMP/Aus- scheidungen	R _m , MPa	R _{p0,2} , MPa	A, %
Standard	Schweißgut (Guss 1.4470)	mit WNB: 35–65	Ø 50, min. 40 (Ø 60, min. 45)	22 °C/24h	ohne WNB: max. 10 Partikel mit Ø ≤ 10 µm bei 400-facher Vergrößerung	≥ 620 (≥ 600)	≥ 450 (≥ 420)	≥ 25 (≥ 20)
Super	Schweißgut (Guss 1.4469)	ohne WNB: 30–70		35 °C/24h		≥ 750 (≥ 650)	≥ 550 (≥ 480)	≥ 25 (≥ 22)

2.5 Additive Fertigung von Bauteilen durch formgebendes Schutzgasschweißen

Bei der additiven Fertigung wird das zu produzierende Bauteil definitionsgemäß schichtweise aus einem flüssigen, pulverförmigen oder festen Ausgangswerkstoff erzeugt. Zur Erwärmung und Aushärtung bzw. zur Aufschmelzung des Ausgangswerkstoffes erfolgt ein lokaler Energieeintrag an der Bearbeitungsstelle in Form von Wärme oder Strahlung [62]. Beim formgebenden Schutzgasschweißen (engl.: wire and arc additive manufacturing, kurz WAAM[®]) wird der Ausgangswerkstoff in Form von Schweißdraht bereitgestellt, welcher im Lichtbogen abgeschmolzen wird. Die genutzten Verfahren sind das Wolfram- und das Metallschutzgasschweißen [63].

Zur Herstellung filigranter Strukturen etablierten sich pulverbettbasierte Verfahren, wie selektives Laserschmelzen oder Elektronenstrahlschmelzen. Nachteile dieser Verfahren sind jedoch ein hohes Anlageninvestment, geringe Aufbauraten und ein schlechter Materialausnutzungsgrad [64]. Die Entwicklung energiereduzierter Schweißverfahrensvarianten (z. B. Fronius-CMT) ermöglicht heute die Fertigung komplexer dünnwandiger Bauteilgeometrien mit hoher Endkonturnähe durch MSG-Auftragschweißen. Vorteile dieser Technologie gegenüber den laserbasierten Verfahren sind die geringfügige Begrenzung der Baugröße, geringere Kosten für Maschinen, reduzierter Materialaufwand und höherer Materialausnutzungsgrad, gesteigerte Aufbauraten sowie die leichte Integrierbarkeit in bestehende Produktionslinien. Nachteilig sind die schlechtere Oberflächenqualität und -genauigkeit und somit der Bedarf einer maschinellen Nachbearbeitung bei funktionellen Oberflächen [64].

Vorteilhafte Eigenschaften der durch Auftragschweißen gefertigten Objekte gegenüber Gussstücken sind bspw. bessere Zähigkeitseigenschaften aufgrund hoher Reinheit und Homogenität des Auftragschweißguts. Weiterhin begünstigt die wiederholte thermische Behandlung bei der Mehrlagentechnik eine feinkörnige Gefügeausbildung [65]. Auch gegenüber geschmiedeten Formstücken ergeben sich Vorteile, wie isotrope Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften bei großen Werkstückdicken [65]. Bei hohen Zähigkeitsansprüchen darf das Volumen, insbesondere die Schichtdicke einer Einzellage nicht zu groß sein, um eine Kornverfeinerung des Schweißgutes während des Auftrags der folgenden Schweißlage zu erzielen. Außerdem müssen Maßnahmen zur gleichmäßigen Temperaturführung und deren Überwachung getroffen werden (Vorwärmung zu Beginn und Kühlung während des Prozessfortschrittes zum Entzug der durch das Schweißen eingebrachten Wärmeenergie) [65]. Ein weiteres relevantes Problem additiv gefertigter Komponenten stellen Eigenspannungen und Verzug dar [13, 64]. Diesem kann durch ein Kaltwalzen zwischen den einzelnen Lagen begegnet werden [66, 67]. Das Prinzip beruht auf der senkrechten Einbringung plastischer Deformationen und den daraus resultierenden, parallel zur Oberfläche verlaufenden, Spannungen. Dabei wirkt die Längsverformung der durch das Schweißen verursachten Spannung entgegen, wodurch Eigenspannungen deutlich reduziert werden [68].

In Titanlegierungen konnte so eine Reduzierung von Eigenspannungen und Verzug, eine Anhebung von Streckgrenze und Zugfestigkeit sowie ein einchluss- und porenfreies Gefüge erzielt werden [3].

2.6 WAAM® von Duplexstahl

In Voruntersuchungen an der Forschungseinrichtung zur Herstellung geometrischer Objekte durch MSG-CMT-Auftragschweißen mit dem Standardduplexstahl EN 1.4462 zeigte sich, dass bei Anwendung der in Tabelle 2 genannten Schweißempfehlungen ($E = 6,1 \text{ kJ/cm}$) ein Gefüge mit sehr hohen Austenitanteilen entsteht, so dass die nach dem Regelwerk geforderten Ferritgehalte nicht erreicht werden, siehe Bild 2. Eine Reduzierung der Streckenenergie auf $1,9 \text{ kJ/cm}$ führt in den oberen Lagen zwar zur Reduzierung des Austenitanteils. In den überschweißten unteren Lagen tritt jedoch aufgrund des mehrmaligen Durchlaufens des kritischen Temperaturbereichs (1000 °C bis 600 °C) bei der Schweißung der Folgelagen eine vermehrte Ausscheidung von Sekundäraustenit auf. Die Freilegung dieser Phasen sowie von Poren und Oxideinschlüssen durch die anschließende Fräsbearbeitung ist bei Korrosionsbeanspruchung ein möglicher Ausgangspunkt für eine Lochkorrosion.

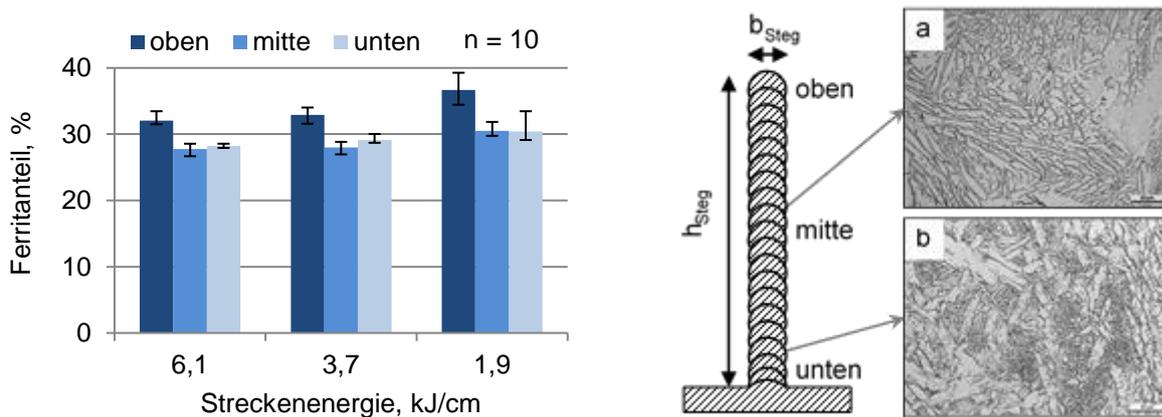


Bild 2: Ferritanteile in Abhängigkeit von der Lage im Steg, a) Schlichtbild aus der Mitte des mit $6,1 \text{ kJ/cm}$ geschweißten Stegs, Ferritanteil: ca. 28 %, b) Schlichtbild aus dem unteren Bereich des Stegs zeigt starke Ausscheidung von Sekundäraustenit

Gemäß DIN EN ISO 17781 [16] geforderte Kerbschlagarbeitswerte werden aufgrund des hohen Austenitanteils erreicht, die Festigkeitswerte erfüllen jedoch aufgrund des sehr geringen Ferritgehalts die Mindestforderungen nicht und streuen stark. Während der Schweißungen durchgeführte Temperaturmessungen im unteren und mittleren Bereich des Mehrlagenschweißgutes zeigen einen Anstieg der Abkühlzeiten mit zunehmender Lagenanzahl aufgrund der mangelnden Wärmeableitung (Bild 3), so dass trotz der energiereduzierten Prozessvariante des MSG-Schweißens vorgeschriebene Ferritgehalte nicht erreicht werden.

Zu ähnlichen Ergebnissen führten auch Untersuchungen von Posch et al. zur Herstellung von Turbinenschaufeln aus Standardduplexstahl (EN 1.4462) mittels MSG-CMT-Schweißens. Es wird

aufgezeigt, dass das entstehende Gefüge nur über einen geringen Anteil an Ferrit (30 FN \approx 21 %) verfügt. Weiterhin konnte mittels EBSD-Analysen nachgewiesen werden, dass es sich bei den kleinen Austenitnadeln um Sekundäraustenit handelt [69, 70].

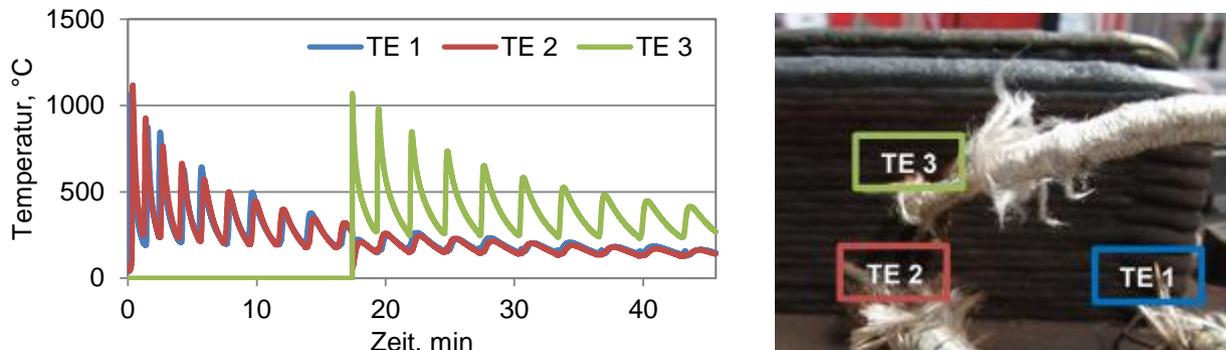


Bild 3: Verlauf der Temperaturzyklen in Abhängigkeit von der Lagenhöhe (links) und Platzierung der Thermoelemente (rechts)

2.7 Schlussfolgerungen aus Stand der Technik und eigenen Voruntersuchungen

Für Verbindungsschweißungen an dickwandigen Komponenten und Schweißplattierungen kann eine Vorkalkulation der Gefügebestandteile im Schweißgut von Duplexstählen mit Hilfe des WRC-1992-Diagrammes durch Berechnung der Chrom- und Nickeläquivalente vorgenommen werden [71]. Aufgrund der stark verringerten Wärmeableitung beim Aufbau hoher dünnwandiger Strukturen und der übermäßigen Sekundäraustenitbildung infolge des mehrmaligen Durchlaufens des Temperaturbereiches zwischen 1000 und 600 °C ist das WRC-1992-Diagramm für das additive Auftragschweißen von Duplexstahl nicht anwendbar. Für das generative Auftragschweißen mittels Lichtbogen bedarf es daher angepasster Schweißtechnologien (Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur, minimale und maximale Abkühlzeiten) und/oder den Einsatz modifizierter Drahtelektroden mit einem geringeren Anteil an Austenitbildnern (Nickel, Stickstoff), die eine Fertigung anforderungsgerechter Komponenten durch generatives MSG-Auftragschweißen ermöglichen.

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Die Zielsetzung des Forschungsvorhabens bestand in dem Erreichen eines werkstoffspezifischen Eigenschaftsprofils beim additiven Schutzgasschweißen fertigungsnaher Strukturen aus Standard- und Superduplexstahl. Zur Gewährleistung der im Normenwerk geforderten werkstoffspezifischen Kennwerte war sowohl eine Technologieanpassung als auch eine Weiterentwicklung der Legierungskonzepte handelsüblicher Schweißzusätze erforderlich. Hierfür erfolgte die systematische Untersuchung der Einflüsse von Schweißdrahtanalyse und Prozessparametern auf die metallurgischen, mechanisch-technologischen und korrosiven Kennwerte des Schweißgutes, um somit die Anwendbarkeit dieser Technologie auch für Duplexstähle sicher zu stellen. Meilensteine waren:

- Klärung des Einflusses von Abkühlraten und Temperaturzyklen auf Ferrit- und Sekundäraustenitanteile und somit auf mechanisch-technologische Kennwerte sowie CPT-Werte,
- Bestimmung zielführender Schweißparameter für das generative Schutzgasschweißen in Abhängigkeit von der Duplexstahlsorte,
- Ermittlung des Einflusses der chemischen Analyse des Schweißdrahtes auf den Ferrit- und den Sekundäraustenitanteil und Ableitung eines Legierungskonzeptes,
- Erforschung zur Beeinflussbarkeit des Gefüges mittels weiterer Wärmeableitungsmaßnahmen,
- Quantifizierung des Verbesserungspotentials einer Wärmenachbehandlung bzgl. der Schweißgutqualität (Gefüge, mechanisch-technologische Gütewerte und Korrosionsbeständigkeit).

3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles

Zur Erreichung des Forschungsziels wurden verschiedene Möglichkeiten zur Beeinflussung des Gefüges mit dem Ziel einer Senkung des Primäraustenitanteils und der Minderung der Ausscheidung von Sekundäraustenit experimentell überprüft. Dazu wurden zwei Ansätze verfolgt. Zum einen wurde der Einfluss verschiedener technologischer Maßnahmen, wie der Einsatz energiereduzierter Kurzlichtbogenvarianten, die Variation der Wärmeführung (Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur) und der Einsatz von Zusatzkühlmaßnahmen, untersucht. Für die technologischen Untersuchungen kamen die heute üblicherweise zum Schweißen von Duplexstählen verwendeten artähnlichen Massivdrahtelektroden mit höheren Ni-Anteilen zum Einsatz. Dies sind der G 22 9 3 N L (Standardduplex) und der G 25 9 4 N L (Superduplex). Zum anderen erfolgte die Bewertung metallurgischer Einflussgrößen, wie die Verwendung von Zusatzwerkstoffen mit reduzierten Nickel- und/oder Stickstoffanteilen, sowie die Ableitung eines angepassten Legierungskonzeptes auf Basis der Ergebnisse. Hierfür kamen der G Z 22 5 3 N L und G Z 22 8 3 L Si (Standardduplex) sowie der G Z 25 10 4 L und G Z 29 8 2 L (Superduplex) zur Anwendung.

Der methodische Ansatz ist in Tabelle 4 dargestellt.

Tabelle 4: Methodische Vorgehensweise und Arbeitspakete zur Erreichung der Projektziele

AP 1	<ul style="list-style-type: none"> • Beschaffung und werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchsmaterialien • Bestimmung der chemischen Zusammensetzung und Ermittlung der Ferritanteile
AP 2	<ul style="list-style-type: none"> • Ermittlung geeigneter Schweißparameter bei gleichzeitiger Überwachung der thermischen Zyklen mit herkömmlichen Massivdrahtelektroden und Standardschutzgas an der Geometrie Steg (1 Raupe je Lage) • Rückschlüsse auf den Zusammenhang zwischen Streckenenergie, $t_{12/8}$-Abkühlzeit, Verweilzeit in hohen Temperaturbereichen, Korrosionsbeständigkeit und Gefüge
AP 3	<ul style="list-style-type: none"> • Quantifizierung des Einflusses der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$-Abkühlzeit und somit auf die Gefügeausbildung bei Verwendung von Standardschutzgas • Variation der Raupenanzahl je Lage
AP 4	<ul style="list-style-type: none"> • Quantifizierung des Legierungseinflusses auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis sowie ggf. Ableitung eines Legierungskonzeptes • Variation der ferrit- bzw. austenitfördernden Legierungselemente durch Verwendung verschiedener Massivdrähte
AP 5	<ul style="list-style-type: none"> • Erforschung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur auf den Austenit-Anteil • Rückschlüsse auf den Zusammenhang zwischen Zwischenlagentemperatur, $t_{12/8}$-Abkühlzeit, Verweilzeit in hohen Temperaturbereichen und Gefüge bei verschiedenen Streckenenergien
AP 6	<ul style="list-style-type: none"> • Erforschung des Einflusses einer zusätzlichen Kühlung auf das F-A-Verhältnis • Erhöhung der Abkühlrate durch Schweißen im Wasserbad bzw. Nutzung eines zusätzlichen Schutzgasstromes
AP 7	<ul style="list-style-type: none"> • Erforschung des Einflusses der Schutzgaszusammensetzung auf das Gefüge • Bewertung des Potentials He-freier Schutzgase im Hinblick auf schnelle Abkühlraten und Ermittlung maximal zulässiger Aktivgasanteile
AP 8	<ul style="list-style-type: none"> • Ermittlung der Anwendbarkeit weiterer energiereduzierter Verfahrensvarianten • Gegenüberstellung des CMT-Prozesses (Fronius) mit dem ColdArc-Prozess (EWM) und Bewertung des Einflusses der Prozesscharakteristik auf das Gefüge
AP 9	<ul style="list-style-type: none"> • Bewertung des Verbesserungspotentials einer Wärmenachbehandlung bzgl. der Gefügeausbildung • Vergleich der metallurgischen, korrosiven und mechanisch-technologischen Gütewerte im Schweißzustand und im lösungsgeglühten Zustand
AP 10	<ul style="list-style-type: none"> • Verifikationsschweißung eines Rohrflansches inkl. Bauteilprüfung • Überprüfung der Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf ein reales Bauteil
AP 11	<ul style="list-style-type: none"> • Ergebnisdokumentation und Schlussbericht

4 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

4.1 Zusatzwerkstoffe und Schweißschutzgase

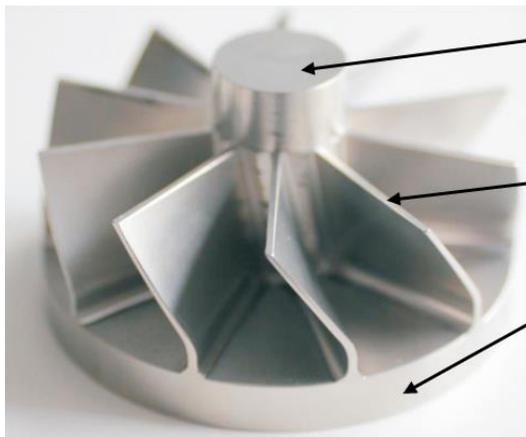
In Rücksprache mit den PA-Mitgliedern erfolgte eine Präzisierung der Auswahl der Zusatzwerkstoffe und Hilfsstoffe. Die Tabelle 5 gibt einen Überblick über die durch die Firmen des PA bereitgestellten Versuchsmaterialien.

Tabelle 5: Übersicht der verwendeten Zusatzwerkstoffe und Schweißschutzgase

Schweißzusätze (Bezeichnung nach DIN EN ISO 14343-A [72])	Standard-Duplex	G 22 9 3 N L (Ø 1,2 mm)
		G Z 22 8 3 L Si (Ø 1,0 + 1,2 mm)
		G Z 22 5 3 L (Ø 1,2 mm)
	Super-Duplex	G 25 9 4 N L (Ø 1,2 mm)
		G Z 25 10 4 L (Ø 1,2 mm)
		G Z 29 8 2 L (Ø 1,2 mm)
Schweißschutzgase (Bezeichnung nach DIN EN ISO 14175 [73])	Inerte Gase und inerte Mischgase	I3 – ArHe – 30
		I1 – Ar
	Oxidierende Mischgase	M12 – ArHeC – 30/2
		M12 – ArHeC – 30/0,5
		M12 – ArC – 2,5
		M12 – ArC – 2,0
		M12 – ArC – 1,5
		M12 – ArC – 1,0
		M12 – ArC – 0,5

4.2 Probengeometrien

Wie bereits in Abschnitt 2.6 erläutert, beeinflusst die Wärmeableitung wesentlich das resultierende Ferrit-Austenit-Verhältnis. Die Wärmeableitung wird wiederum – neben weiteren Faktoren – stark von den geometrischen Bedingungen beeinflusst. Um den Geometrieinfluss zu untersuchen, wurden verschiedene Probengeometrien additiv geschweißt. Als Beispiel für einen möglichen, realen Anwendungsfall wurde ein Impeller als Bauteil zur Ableitung der Probengeometrien genutzt, siehe Bild 4. Als Teil von Pumpenanlagen können solche Bauteile in Meerwasserentsalzungsanlagen oder bei Wärmeübertragern, welche mit korrosiven Medien betrieben werden, zur Anwendung kommen. Die Geometrie des Impellers lässt sich in die drei einfachen Geometrielemente Zylinder, Steg und Block aufteilen. Diese Geometrien wurden als Probengeometrien für die Schweißkörper genutzt, siehe Bild 5. Der Steg, als die einfachste zu erzeugende Geometrie (Raupe auf Raupe), diente als Ausgangsbasis für alle Untersuchungsschwerpunkte.



Welle \triangleq Zylinder:

In diesem zylinderförmigen Bereich werden mechanische Kräfte und Momente aufgenommen und weitergeleitet.

Schaufeln \triangleq Steg:

Diese dünnwandigen Stegstrukturen übernehmen die Funktion der Förderung des Mediums.

Grundblech \triangleq Block:

Das Grundblech bildet die Basis für die darauf liegenden Strukturen und kann die Funktion einer Flanschanbindung übernehmen.

Bild 4: Ableitung der Probengeometrien aus Realbauteil. Beispielbauteil: generativ geschweißter und fräsend nachbearbeiteter Impeller [74]

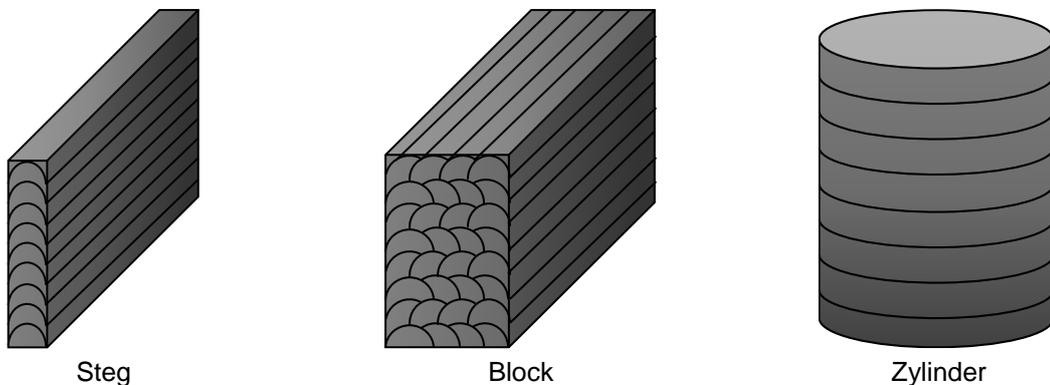


Bild 5: Schematische Darstellung der abgeleiteten Probengeometrien

Die Breite und Höhe der Geometrien wurden nicht vorgegeben, da die Abhängigkeit der Abmaße von den zu variierenden Schweißparametern untersucht werden sollte. Ebenso wurde keine Rau- pen- bzw. Lagenanzahl von vornherein festgelegt, da im Verlauf der Untersuchungen erst noch fest- zustellen war, wie sich die Aufbaufolge auf die Wärmeableitung auswirkt. Deshalb wird in der Ergeb- nisdarstellung der jeweiligen Arbeitspunkte auf die konkreten Abmaße hingewiesen.

4.3 MSG-Schweißen

Die Durchführung der additiven MSG-Schweißungen erfolgte vollmechanisiert mit zwei verschiede- nen Schweißanlagen. Zum einen kam eine Schweißstromquelle der Fa. *Fronius* zum Einsatz. Diese diente für die Schweißungen mit dem CMT-Prozess (Cold Metal Transfer). Zum anderen wurde eine Schweißstromquelle der Fa. *EWM* verwendet. Mithilfe dieser wurden die Schweißungen mit dem ColdArc-Prozess durchgeführt (AP 8). Einen Überblick über die wesentlichen Anlagenkomponenten gibt Tabelle 6. Die Schweißungen wurden im Synergic-Betrieb durchgeführt. In diesem Modus wird der Schweißprozess anhand von vorprogrammierten Kennlinien für eine jeweilige Schweißzusatz- und Schutzgas-Paarung gesteuert. Die verwendeten Kennlinien, die zum Zeitpunkt der Arbeiten zur Verfügung standen, sind in Tabelle 7 aufgeführt.

Tabelle 6: Anlagenkomponenten und Kennlinien zum MSG-Schweißen

Gerät / Steuerung / System	Typ Fronius	Typ EWM
Schweißstromquellen	TransPuls Synergic 4000 CMT	Titan XQ 500 puls DW
Drahtfördereinrichtungen	VR 7000 CMT	Drive XQ HP
Steuerungen	RCU 5000	Expert XQ 2.0
Schweißbrenner mit Schlauchpaket	Robacta Drive CMT	AMT551W
Schweißportale	FVB 900-100/ML60	Lorch LO-TVM 80

Tabelle 7: Übersicht der verwendeten, verfügbaren Kennlinien mit Herstellerangaben

Prozess	Kennlinie-Bezeichnung	Material	Schutzgas	Draht-Ø
CMT	CMT 1934	CrNi 22 9 3	Ar+He+CO ₂ +N ₂	1,2 mm
ColdArc	339	CrNi 22 9 3 / 1.4462 / Duplex	Ar-2,5CO ₂ (M12)	1,0 mm
	340			1,2 mm

Im Verlauf der Schweißversuche wurden die Messgrößen Schweißstrom, Schweißspannung, Drahtvorschubgeschwindigkeit, Gasdurchflussmenge und Schweißnahttemperatur aufgenommen. Dies erfolgte zum einen mit der internen Dokumentationsfunktion der Schweißstromquellen und zum anderen mithilfe des externen Sensormesssystems WeldQAS der Fa. *HKS Prozesstechnik GmbH*. Die aufgenommenen Daten wurden nach dem Schweißen mit der jeweiligen Firmen-Software der Hersteller ausgewertet, um so Kenntnis zu arithmetischen Mittelwerten und Effektivwerten, Abkühlzeiten und ggf. Prozessinstabilitäten zu erlangen. Tabelle 8 gibt einen Überblick zu den genutzten Auswertetools und erfassten Messgrößen mit den jeweiligen Aufnahmefrequenzen.

Tabelle 8: Übersicht über aufgezeichnete und ausgewertete Messgrößen, Auswertetools und Messfrequenzen

Kenngößen	Fronius Xplorer	EWM Xnet	HKS WeldAnalyst
Schweißstrom	10 Hz	12 kHz	25,6 kHz
Schweißspannung	10 Hz	12 kHz	25,6 kHz
Drahtvorschubgeschwindigkeit	10 Hz	12 kHz	100 Hz
Gasdurchflussmenge	-	-	100 Hz
Schweißnahttemperatur	-	-	50 Hz

Die Schweißnahttemperatur wurde mittels eines mit dem WeldQAS verbundenen 1 Kanal-Pyrometers (CTLM-2HCF4-C3) vom Hersteller *Micro-Epsilon* gemessen, um die charakteristischen $t_{12/8}$ -Zeiten als Maß für die Abkühlgeschwindigkeit zu bestimmen. Das berührungslos arbeitende Infrarot-Temperaturmesssystem, bestehend aus einem Sensor und einer Steuereinheit, hat einen Messbereich von 385–1600°C.

Auf Basis von ausführlichen Voruntersuchungen an der Forschungseinrichtung [75] sind die Messungen mit einem Emissionsgrad von 0,9 durchgeführt worden. Die Ausrichtung des Messpunktes des Pyrometers erfolgte bei allen Schweißungen senkrecht in der Mitte der Nahtlänge und des Schweißgutes, siehe Bild 6. Weiterhin fanden Thermoelemente vom Typ K (NiCr-NiAl-Paarung) Anwendung, um den Temperaturzyklus, d. h. die Wiedererwärmung durch Folgelagen und die dadurch verursachte Verweilzeit in den für unerwünschte Ausscheidungen relevanten hohen Temperaturbereichen, zu bestimmen. Die Thermoelemente wurden dafür in drei verschiedenen Lagenhöhen, d. h. zwischen den Lagen 3/4, 10/11 und 18/19, und an zwei verschiedenen Positionen in Längsrichtung angebracht. Die Überprüfung der Zwischenlagentemperaturen erfolgte vor jeder einzelnen Schweißung mithilfe eines Kontaktthermometers.

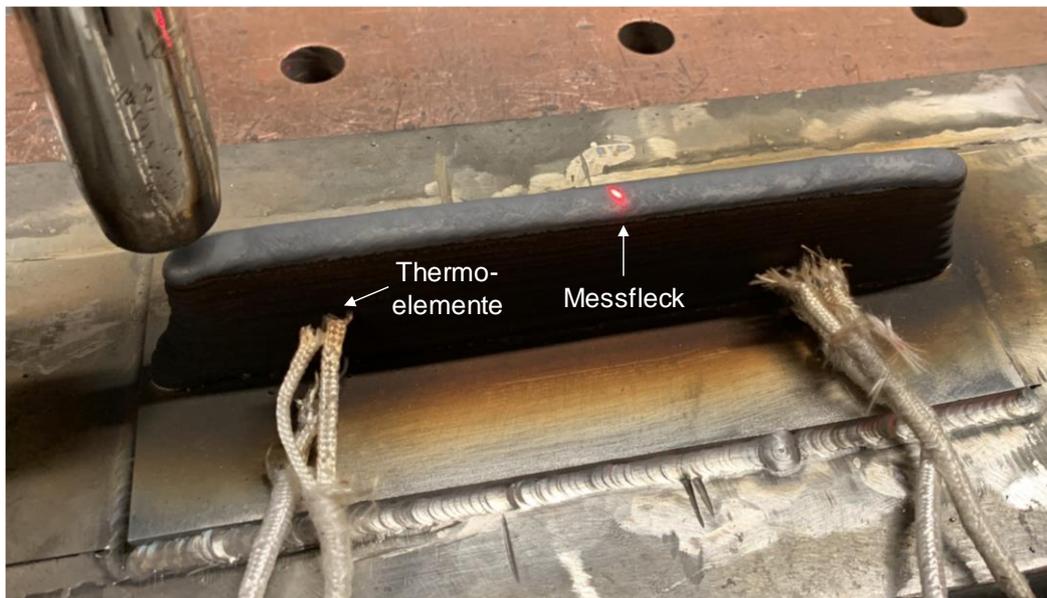


Bild 6: Temperaturmessung am Beispiel der Geometrie Steg

4.4 Prüftechnik zur Charakterisierung der Zusatzwerkstoffe und Schweißproben

Zur Charakterisierung der Zusatzwerkstoffe und Schweißproben hinsichtlich chemischer Zusammensetzung, Gefügeausbildung, innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie zur Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit wurden die in Tabelle 9 erläuterten Prüftechniken verwendet.

Da ein Großteil der verwendeten Prüfungen und Methoden standardisiert ist, sei auf die entsprechenden Normen verwiesen. Die nicht standardisierten und weniger gebräuchlichen Untersuchungsmethoden werden an der entsprechenden Stelle im Ergebnisteil kurz erläutert.

Tabelle 9: Übersicht der eingesetzten Prüftechnik zur Werkstoffcharakterisierung

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung (DIN EN ISO 17637:2017 [76])	Nachweis äußerer Unregelmäßigkeiten	Lupe
Durchstrahlungsprüfung (RT) (DIN EN ISO 17636:2013 [77])	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	Röntgenanlage: Eresco 42 MF4 (Fa. Prüftechnik Linke & Rühle GmbH)
Lichtmikroskopie / Metallographie (DIN EN ISO 6520-1:2007[78], DIN EN ISO 17781:2017 [16])	Ermittlung des Lagenaufbaus, Sichtbarmachung der Gefügebestandteile (Ferrit, Austenit, intermetallische Phasen, etc.), Nachweis von Unregelmäßigkeiten (Poren, Bindefehler, etc.)	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Binärbildanalyse	quantitative Gefügeanalyse	Lichtmikroskopische Aufnahmen mit Smartzoom 5 (Fa. Zeiss) und ImageJ
Trärgasschmelzextraktion	Bestimmung der N-, O-, C- und S-Gehalte	G8 GALILEO und G4 ICARUS (Fa. Bruker)
Atomemissionsspektrometrie	Bestimmung der chemischen Zusammensetzung	Spectrolab LAVWA 18A (Fa. SPECTRO Analytical Instruments)
Magnetinduktive Ferritmessung (DIN EN ISO 8249:2018 [79])	Bestimmung der Ferritnummer (FN)	Feritscope® MP3C (Fa. Fischer)
Härteprüfung nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1:2006 [80], DIN EN ISO 9015:2011[81, 82])	Härteverläufe und –mapping mit HV1 bzw. HV10, Rückschluss auf intermetallische Phasen	Automatischer Härteprüfer Q60A+ (Fa. Qness)
Rasterelektronenmikroskopie (REM)	qualitative Gefügeanalyse	FEI XL-30 ESEM FEG(Fa. Philips)
EDX-Analyse (Energiedispersive Röntgenanalyse)	Analyse von chemischer Zusammensetzung, Seigerungen und Ausscheidungen	EDAX EDS (Fa. AMETEK Materials Analysis Division)
Zugversuch (DIN EN ISO 6892-1:2009 [83], DIN 50125:2016 [84])	Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A , Streckgrenze R_e bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Kerbschlagbiegeversuch (DIN EN ISO 148-1:2017 [85], DIN EN ISO 9016:2013 [86])	Kerbschlagarbeit bei RT und bei tiefer Temperatur (-46°C)	Pendelschlagwerk RKP 300 (Fa. Roell Amsler)
Korrosionstest Methode A - Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung (ASTM G48-11:2015 [87], DIN EN ISO 17781:2017 [16])	Masseverlust	6 %-ige Eisen (III)-Chlorid-Lösung

5 Forschungsergebnisse

5.1 Werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchsmaterialien

Die für das Projekt zur Verfügung gestellten Zusatzwerkstoffe sind werkstoffkundlich charakterisiert. Von wesentlicher Bedeutung für das in den additiv geschweißten Strukturen vorliegende Ferrit-Austenit-Verhältnis ist die chemische Zusammensetzung der Drahtelektroden. Diese wurde mittels Spektralanalysen (AES) und Schmelzextraktionen (TGSE) bestimmt. Für die AES an den Zusatzwerkstoffen war zunächst ein Umschmelzen mittels Lichtbogenofen notwendig, um eine hinreichend große Fläche zum Abfunken zu gewährleisten. Dafür wurde eine ausreichende Drahtmenge (ca. 20 g) mit alkoholischer Lösung im Ultraschallbad gereinigt und anschließend im Lichtbogenofen unter inerter Schutzgasatmosphäre (Ar 4.6) umgeschmolzen. Danach erfolgte ein einseitiges Abschleifen der Umschmelzprobe zur Erzeugung einer ebenen Fläche mit einem Durchmesser von > 20 mm, die zum Abfunken genutzt werden kann. Die Methode stellt eine Alternative zur Erzeugung reinen Schweißgutes nach DIN EN ISO 6847 dar. Die Bestimmung der Gehalte von Stickstoff, Sauerstoff, Kohlenstoff und Schwefel erfolgte direkt am Draht mittels TGSE.

Tabelle 10 zeigt die Ergebnisse der Drahtanalysen. Wie daraus ersichtlich ist, kann mit den Drähten ein breites Band an unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) im Bereich der korrosionsbeständigen austenitisch-ferritischen Stähle abgedeckt werden. Mit Ausnahme der Drähte G Z 22 5 3 L und G Z 29 8 2 L liegen die Legierungsgehalte innerhalb der Grenzwerte nach DIN EN ISO 14343:2017 [72]. Während sich der G Z 22 5 3 L durch vergleichsweise niedrige Cr- und Ni-Gehalte auszeichnet, weist der G Z 29 8 2 L im Gegensatz zu den anderen Drahtelektroden einen erhöhten Cr- und N-Gehalt bei einem abgesenkten Ni- und Mo-Gehalt auf. Auf Basis der chemischen Analyse und unter Zuhilfenahme des WRC-1992-Diagramms lassen sich die zu erwartenden Ferritnummern als Maß für den Ferritgehalt im Schweißgut rechnerisch abschätzen (siehe Bild 7). Demnach sind beim G Z 25 10 4 L die niedrigsten Ferritgehalte und beim G Z 22 5 3 L die höchsten Ferritgehalte im Schweißgut zu erwarten. Auf Basis der chemischen Analyse ist davon auszugehen, dass mit den zur Verfügung gestellten Drähten additiv geschweißte Strukturen mit sehr unterschiedlichen Gefügeständen und charakteristischen Eigenschaften hergestellt werden können.

Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung der Drahtelektroden in Gew.-% bzw. ppm gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*

Drahtelektrode	Charge	Ø, mm	C*, %	Si, %	Mn, %	P, %	S*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Nb, %	Cu, %	Ti, %	Al, %	V, %	Co, %	W, %	Fe, %	N*, ppm	O*, ppm	Cr _{Eq} , %	Ni _{Eq} , %	PREN	FN
ISO 14343-A [72] G 22 9 3 N L		-	<0,03	<1,0	<2,5	<0,03	<0,02	21,0–24,0	7,0–10,0	2,5–4,0	-	<0,5	-	-	-	-	-	-	1000–2000	-	-	-	-	-
G 22 9 3 N L	104508	1,2	0,012	0,52	1,57	0,012	0,0010	22,9	8,54	3,11	0,015	0,05	0,004	0,013	0,040	0,079	<0,01	63,1	1595	31	26,0	12,2	35,7	54,0
G Z 22 8 3 L Si	PVT135499580	1,2	0,012	0,78	1,58	0,014	0,0008	23,1	8,59	3,13	0,019	0,09	0,005	0,010	0,060	0,063	<0,01	62,5	1583	46	26,2	12,2	36,0	57,5
G Z 22 8 3 L Si	PVT135499580	1,0	0,012	0,76	1,58	0,014	0,0011	23,4	8,53	3,08	0,019	0,09	0,005	0,010	0,061	0,063	<0,01	62,3	1582	47	26,5	12,1	36,1	57,5
G Z 22 5 3 L	97573	1,2	0,019	0,45	0,75	0,021	0,0009	22,1	5,51	3,22	0,018	0,18	0,006	0,013	0,068	0,092	0,025	67,4	1404	75	25,4	9,0	35,0	>100
ISO 14343-A [72] G 25 9 4 N L		-	<0,03	<1,0	<2,5	<0,03	<0,02	24,0–27,0	8,0–10,5	2,5–4,5	-	<1,5	-	-	-	-	<1,0	-	2000–3000	-	-	-	-	-
G 25 9 4 N L	101886	1,2	0,016	0,35	0,84	0,020	0,0007	25,7	9,04	4,17	0,018	0,53	0,006	0,023	0,068	0,063	0,530	58,5	2428	49	29,8	14,6	43,3	63,0
G Z 25 10 4 L	547575	1,2	0,015	0,42	0,37	0,013	0,0008	25,2	9,49	3,95	0,020	0,09	0,004	0,010	0,069	0,060	<0,01	60,2	2689	58	29,1	15,4	42,5	47,0
G Z 29 8 2 L	536589	1,2	0,024	0,39	1,01	0,015	0,0008	28,7	6,94	2,19	0,015	0,14	0,004	0,012	0,096	0,086	<0,01	60,2	3633	53	30,9	15,1	41,7	67,0

Hinweise:

- 1) Angaben sind Mittelwerte aus 3 Einzelmessungen
- 2) Berechnung der PREN (pitting resistance equivalent number) nach [16, 60] mit $PREN = Cr + 3,3xMo + 16xN$
- 3) Ermittlung der FN (Ferritnummer) mit WRC-Diagramm [71]

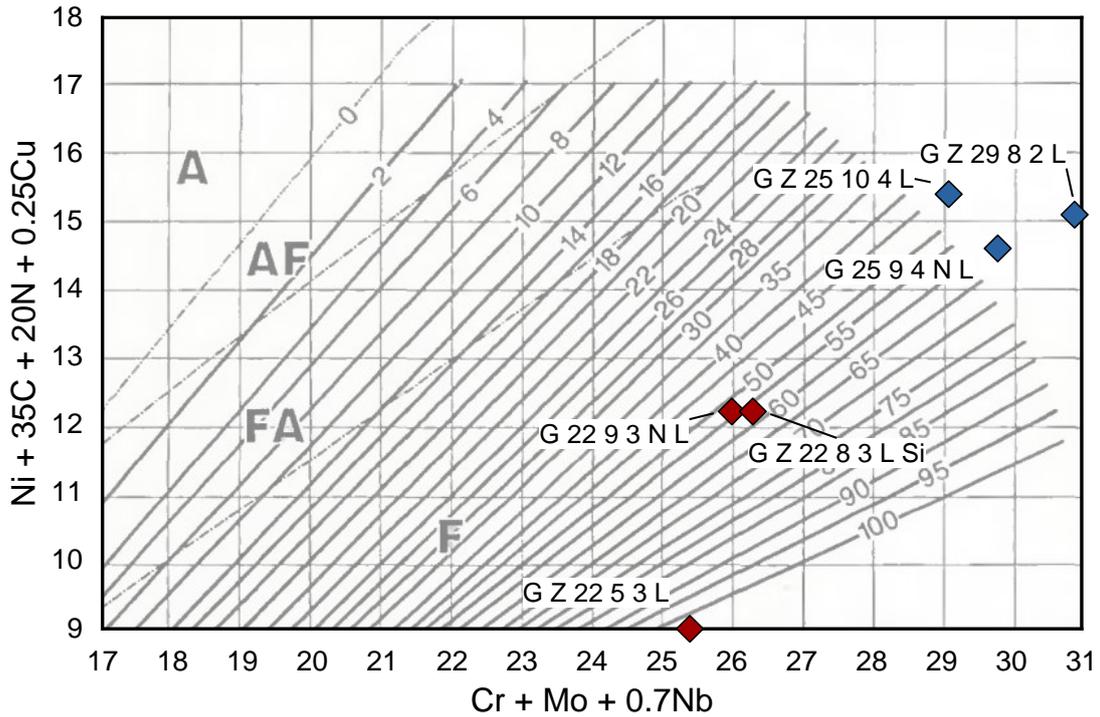
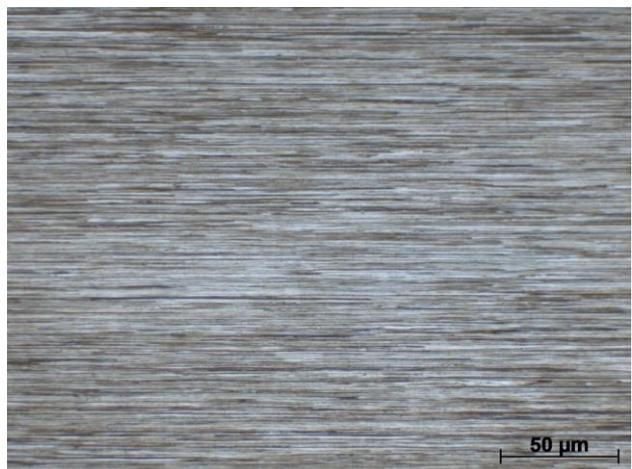


Bild 7: Einordnung der Drahtelektroden im WRC-1992-Diagramm nach [71]

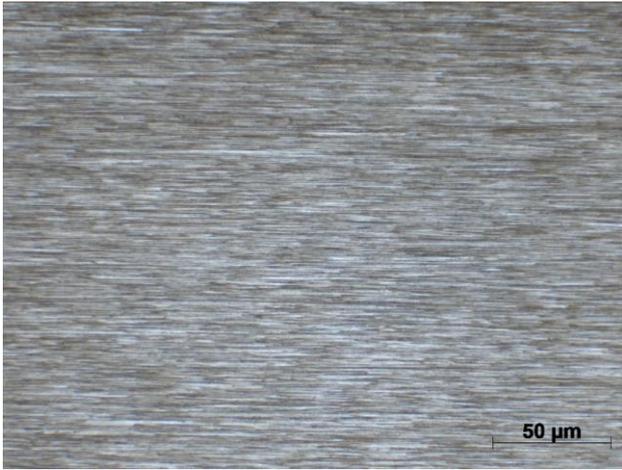
Das Ausgangsgefüge der Drähte ist für das resultierende Schweißgutgefüge nur von untergeordneter Rolle, da der Draht beim Schweißen komplett aufgeschmolzen und das Ausgangsgefüge dadurch vollständig aufgelöst wird. Nichtsdestotrotz wurde das Ausgangsgefüge der Drähte mithilfe von Mikroschliffen untersucht, um ggf. Rückschlüsse auf Ursachen für mögliche Prozessinstabilitäten beim Schweißen zu ziehen. Bild 8 gibt einen Überblick über die Mikrogefüge im Längsschliff. Die mikroskopischen Aufnahmen zeigen ein sehr feines Gefüge mit zeiliger Ausprägung, was auf den Drahtziehprozess zurückzuführen ist. Weitere Auffälligkeiten wurden nicht beobachtet.



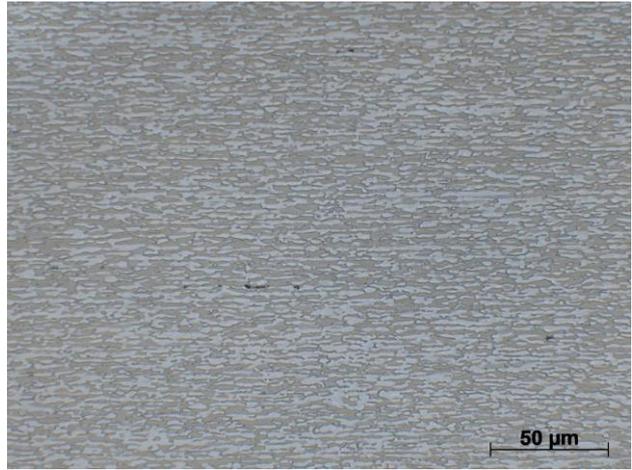
G 22 9 3 N L (Ø 1,2 mm)



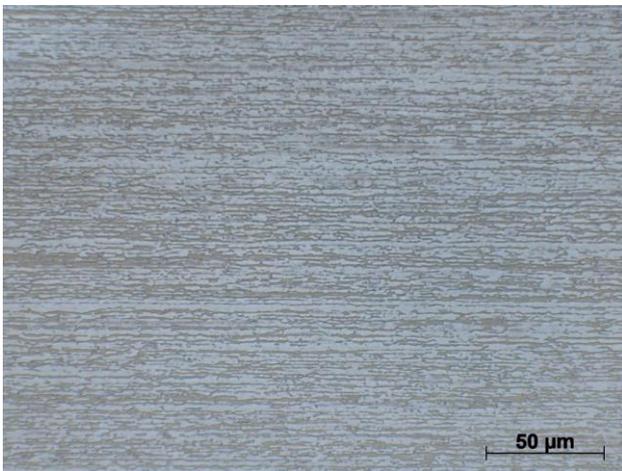
G Z 22 8 3 L Si (Ø 1,2 mm)



G Z 22 8 3 L Si (Ø 1,0 mm)



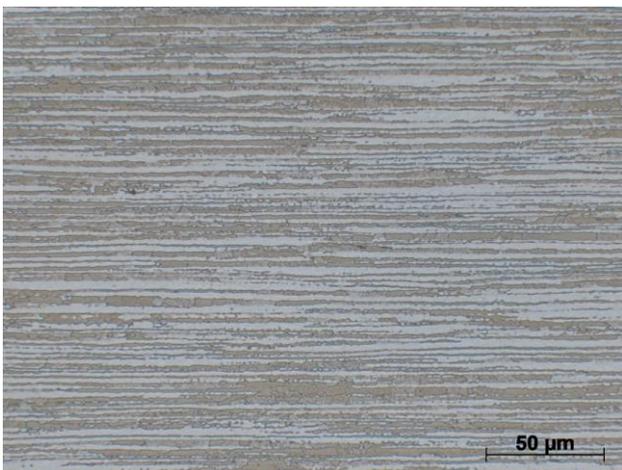
G Z 22 5 3 L (Ø 1,2 mm)



G 25 9 4 N L (Ø 1,2 mm)



G Z 25 10 4 L (Ø 1,2 mm)



G Z 29 8 2 L (Ø 1,2 mm)

Bild 8: Mikroskopische Aufnahmen der Drahtgefüge im Längsschliff. Ätzung: Beraha II. V: 500x

5.2 Ermittlung geeigneter Schweißparameter bei gleichzeitiger Überwachung der thermischen Zyklen mit herkömmlichen Masivdrahtelektroden und Standardschutzgas

5.2.1 Versuchsdurchführung

Im Rahmen dieses Arbeitspaketes wurden für den Standardduplexdraht G 22 9 3 N L und den Superduplexdraht G 25 9 4 N L umfangreiche Parameterfenster anhand der Probengeometrie Steg (1 Raupe pro Lage, 20 Lagen pro Steg) ermittelt, siehe Bild 9 (links). Die Stege wurden mit einer Länge von 200 mm mit dem CMT-Prozess erzeugt. Die Auftragungen erfolgten dabei mit neutraler Brennerstellung, einem Kontaktrohrabstand von 12 mm und einer Schutzgasdurchflussmenge von 18 l/min. Als Substratwerkstoff diente der nichtrostende, austenitische Stahl 1.4571 (X6CrNiMoTi17-12-2), da dieser in ausreichender Menge an der Forschungseinrichtung zum Zeitpunkt der Versuchsdurchführung verfügbar war und die Werkstoffeigenschaften im Hinblick auf die Wärmeleitfähigkeit sehr gut mit dem eines Duplexstahles (jeweils ca. 15 W/mK [88, 89]) übereinstimmen. Der Substratwerkstoff in $t = 5$ mm wurde zur sicheren Fixierung auf eine Grundplatte aus unlegiertem Baustahl mit $t = 25$ mm aufgeschweißt, siehe Bild 9 (rechts).

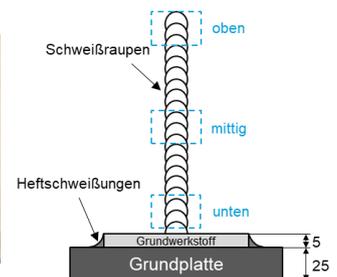


Bild 9: Probengeometrie und Kennzeichnung der Analysebereiche

Die einzelnen Raupen wurden in PA-Position mit jeweils wechselnder Schweißrichtung aufgetragen. Aufgrund der Verfügbarkeit wurden die ersten Versuche mit dem G 25 9 4 N L durchgeführt, sodass für diesen Draht die größte Anzahl an Parameterkonstellationen untersucht wurde. Zusätzlich zu den beiden Standarddrähten wurde der G Z 22 8 3 L Si verwendet, um mit dem 1,0 mm-Draht den unteren Streckenenergiebereich abzudecken. Eine Übersicht der Prozessparameter zeigt Tabelle 11. Die Schweißparameter (Drahtvorschub und Schweißgeschwindigkeit \triangleq Streckenenergie) wurden iterativ angepasst, um die Variation der Abmaße und des Ferritanteils in Abhängigkeit der Streckenenergie zu untersuchen. Dabei wurde darauf geachtet, dass sowohl ein stabiler Schweißprozess als auch ein von Bindefehlern freies Auftragschweißgut gewährleistet ist. Die Tabelle 12 zeigt am Beispiel des G 25 9 4 N L eine Versuchsmatrix, innerhalb derer ein stabiler Schweißprozess und ein bindefehlerfreies Auftragschweißgut mit einer gleichmäßigen Nahtgeometrie (konstante Nahthöhe und -breite) gewährleistet werden kann. Während der Erzeugung der Stege wurden die Schweißparameter für die jeweiligen Stege über alle Lagen hinweg konstant gehalten.

Tabelle 11: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 1)

Parameter	G 25 9 4 N L (Ø 1,2 mm)	G 22 9 3 N L (Ø 1,2 mm)	G Z 22 8 3 L Si (Ø 1,0 + 1,2 mm)
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)		
Schweißposition	PA		
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$		
Schutzgas	ArHe – 30	ArHeC – 30/2	ArHeC – 30/2
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min		
Kontaktrohrabstand	12 mm		
Drahtvorschubgeschwindigkeit	4–7 m/min	4–7 m/min	2–7 m/min
Lichtbogenkorrektur	0–30	0	0
Dynamikkorrektur	0		
Schweißgeschwindigkeit	30–70 cm/min		
Streckenenergie	1,5–6,6 kJ/cm	1,5–6,6 kJ/cm	0,9–6,2 kJ/min
Zwischenlagentemperatur	$\leq 100^\circ\text{C}$		

Tabelle 12: Schweißparametermatrix am Beispiel des G 25 9 4 N L zur Erzeugung der Stege (Lichtbogenkorrektur = 0)

		v_{Dr} in m/min			
		4	5	6	7
v_s in cm/min	30	$v_{Dr, SSQ} = 4,3$ m/min $E_{SSQ} = 3,8$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,14$ m/cm	$v_{Dr, SSQ} = 5,7$ m/min $E_{SSQ} = 5,2$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,19$ m/cm	$v_{Dr, SSQ} = 6,1$ m/min $E_{SSQ} = 6,0$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,20$ m/cm	-
	50	$v_{Dr, SSQ} = 4,3$ m/min $E_{SSQ} = 2,2$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,09$ m/cm	$v_{Dr, SSQ} = 5,6$ m/min $E_{SSQ} = 3,2$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,11$ m/cm	$v_{Dr, SSQ} = 6,0$ m/min $E_{SSQ} = 3,5$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,12$ m/cm	-
	70	$v_{Dr, SSQ} = 4,6$ m/min $E_{SSQ} = 1,5$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,07$ m/cm	$v_{Dr, SSQ} = 5,5$ m/min $E_{SSQ} = 2,2$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,08$ m/cm	-	$v_{Dr, SSQ} = 6,6$ m/min $E_{SSQ} = 2,9$ kJ/cm $v_{Dr} / v_s = 0,1$ m/cm

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass es aufgrund des Regelverhaltens der Schweißstromquelle stets Abweichungen zwischen den Soll- und Ist-Werten bei der Drahtvorschubgeschwindigkeit (v_{Dr}) gab. Aus diesem Grund wird in den weiteren Ausführungen der arithmetische Mittelwert des Ist-Drahtvorschubes ($v_{Dr, SSQ}$) angegeben. Dieser wurde aus den Schweißdaten, die nach dem Schweißen eines kompletten Steges über die Dokumentationsfunktion der Schweißstromquelle (SSQ) ausgelesen wurden, als arithmetisches Mittel über alle Lagen gebildet. Auch bei den Angaben zur Streckenenergie handelt es sich um arithmetische Mittelwerte, die aus den aufgezeichneten Strom- und Spannungswerten der Schweißstromquelle gebildet wurden. Weiterhin ist in der Schweißparametermatrix das Verhältnis von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit angegeben, das als Maß zur Abschätzung des eingebrachten Drahtvolumens je cm Schweißnaht dient.

Um den Zusammenhang zwischen Streckenenergie, Abkühlzeit, Verweilzeit in hohen Temperaturbereichen, Steghöhe und -breite sowie Gefügezusammensetzung zu bestimmen, wurden in drei Lagenhöhen (unten, mittig, oben) die Temperaturzyklen mit Hilfe von Thermoelementen und in jeder Lage die $t_{12/8}$ -Zeit mittels Pyrometer während der Schweißungen gemessen. Die Beurteilung des Gefüges (Ferritanteil, IMP, Einschlüsse, γ_2) des Auftragschweißguts erfolgte mit Hilfe metallographischer Querschliffe aus drei verschiedenen Steghöhen. Es kamen verschiedene Ätzverfahren in Anlehnung an die Empfehlungen der DIN EN ISO 17781:2017 [16] zur Anwendung: Beraha II, Oxalsäure und NaOH. Darüber hinaus wurden die Proben der Durchstrahlungsprüfung, der chemischen Analyse sowie der Korrosionsprüfung gemäß ASTM G48 - Methode A unterzogen. Die Probenentnahme ist im Bild 10 dargestellt.

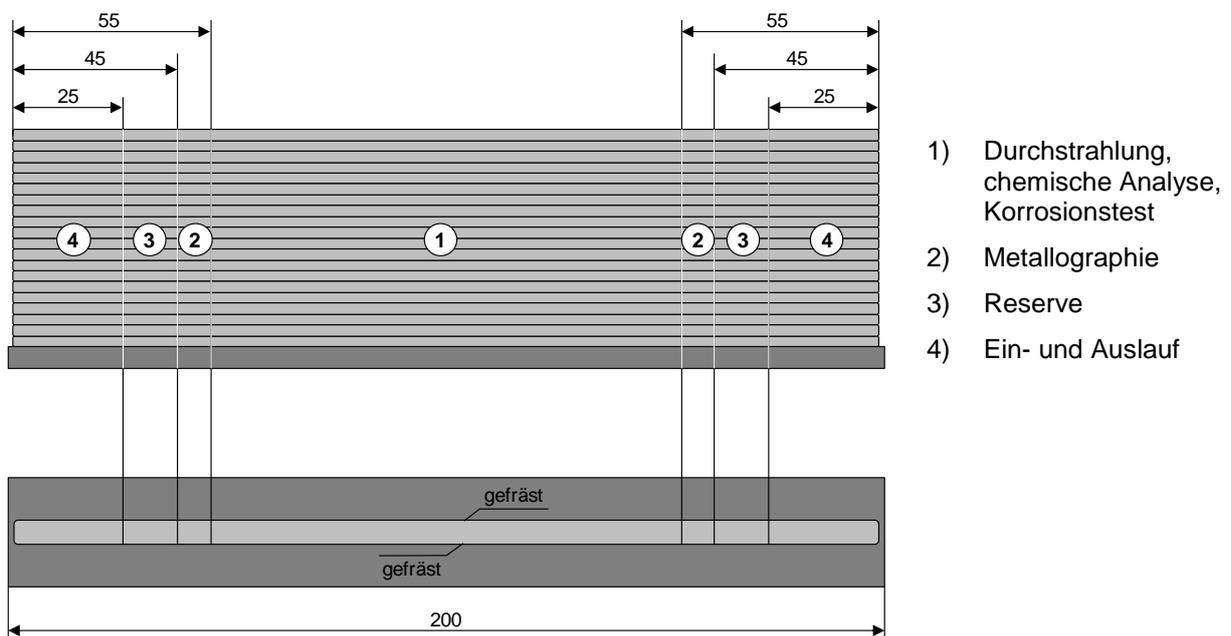


Bild 10: Probenentnahme aus den Stegschweißungen für Folgeuntersuchungen

5.2.2 Einfluss der Schweißparameter auf die Steggeometrie

Zunächst ist der Einfluss der Schweißparameter auf die Steghöhe und -breite untersucht worden. Wie in Bild 11 (links) zu sehen ist, beeinflussen sowohl die Schweißgeschwindigkeit (v_S) als auch die Drahtvorschubgeschwindigkeit (v_{Dr}) unmittelbar die Geometrie der Stege. Bei konstanter Schweißgeschwindigkeit und ansteigender Drahtvorschubgeschwindigkeit ($\hat{=}$ steigende Streckenenergie) nehmen Breite und Höhe der Stege aufgrund der ansteigenden Abschmelzleistung zu. Die Steigerung der Schweißgeschwindigkeit ($\hat{=}$ sinkende Streckenenergie) reduziert bei konstantem Drahtvorschub sowohl Breite als auch Höhe der Stege. So lassen sich bei konstanter Abschmelzleistung Stegbreite und -höhe über das v_{Dr}/v_S -Verhältnis variieren. Durch die Wahl der Schweißparameter ist demnach eine gezielte Einstellung der Wandstärke additiv gefertigter Bauteile möglich. Eine Steigerung des Nahtquerschnittes geht aber auch immer mit einer Erhöhung der

Streckenenergie und folglich mit einer stärkeren Wärmeeinbringung einher, was sich nachteilig auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis auswirken kann. Bild 11 (rechts) stellt vergleichend die Querschliffe verschiedener Stege dar. Wie daraus zu erkennen ist, steigt mit zunehmender Streckenenergie nicht nur der Nahtquerschnitt, sondern auch die Welligkeit der Außenkontur nimmt zu, was je nach Anforderungsprofil an das Endbauteil eine größere Nacharbeit bedeuten kann.

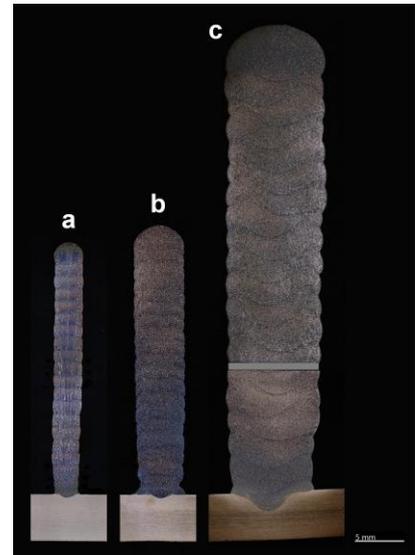
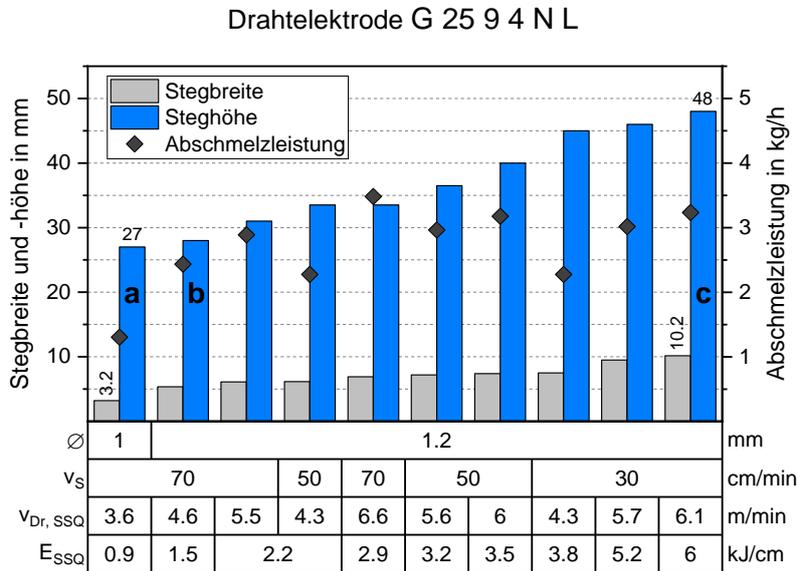


Bild 11: Links: Einfluss der Schweißparameter auf Steggeometrie und Abschmelzleistung (nach ansteigender Streckenenergie geordnet). Rechts: Beispielhafte Nahtquerschnitte im Vergleich. Hinweis: Steg „c“ musste zur Einbettung und metallographischen Präparation geteilt werden.

5.2.3 Einfluss der Schweißparameter auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus

Durch eine Erhöhung der Streckenenergie kann der Nahtquerschnitt vergrößert und damit die Anzahl notwendiger Raupen für die gewünschte Endgeometrie reduziert werden. Damit geht allerdings auch eine erhöhte Wärmeeinbringung einher, die in langsameren Abkühlraten resultiert. Den Zusammenhang zwischen Streckenenergie und $t_{12/8}$ -Zeit stellt das Bild 12 (links) für unterschiedliche Streckenenergien beispielhaft dar. Eine Steigerung der Streckenenergie führt zu einer signifikanten Erhöhung der $t_{12/8}$ -Zeit in den jeweiligen Lagen führt. Ab etwa der 4.–5. Lage pendeln sich die $t_{12/8}$ -Zeiten auf einem Niveau ein. Dies spricht dafür, dass ab dieser Lagenhöhe nur noch eine zweidimensionale Wärmeableitung (längs und senkrecht zur Schweißrichtung) stattfindet. Das führt im Vergleich zum Verbindungsschweißen zu signifikant längeren Abkühlzeiten, wie anhand der Referenzlinien zu erkennen ist. Diese wurden beim Verbindungsschweißen von Superduplex-Stahl mittels Impulslichtbogen an der Forschungseinrichtung ermittelt. Die $t_{12/8}$ -Zeiten bewegten sich dabei zwischen 1,8–3,2 s, wobei die Streckenenergie bei 7–8 kJ/cm lag. Durch den angrenzenden Grundwerkstoff und die umliegenden Fülllagen wird die Wärme trotz höherer Streckenenergien deutlich schneller abgeleitet. Dieser Zusammenhang ist schematisch im Bild 12 (rechts) dargestellt.

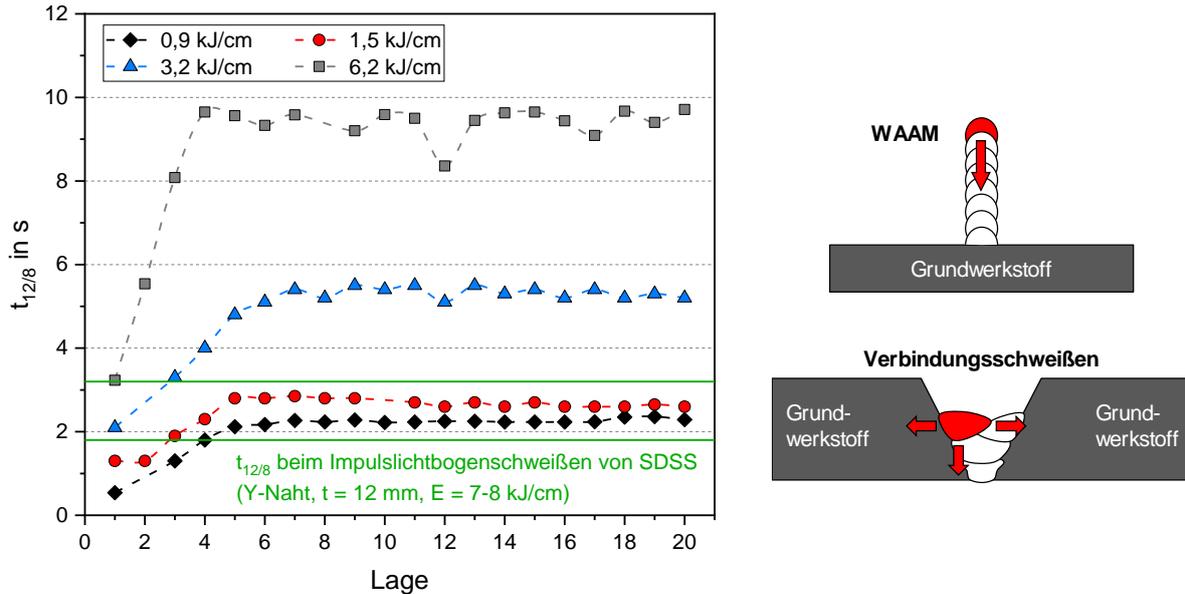


Bild 12: Links: Vergleich der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten additiv geschweißter Stege in Abhängigkeit der Streckenenergie und Lagenhöhe. Grüne Referenzlinien indizieren den Bereich gemessener $t_{12/8}$ -Zeiten beim Verbindungsschweißen von Duplexstahl. Rechts: Schematischer Vergleich der Wärmeableitung

Ähnlich verhält es sich mit den Verweilzeiten in hohen Temperaturbereichen, siehe Bild 13. Durch das vielfache Überschweißen werden die einzelnen Lagen immer wieder erwärmt und durchschritten Temperaturbereiche, in denen kritische Phasenausscheidungen, wie z. B. Sigma-Phase (σ), Sekundäraustenit (γ_2), Karbide oder Nitride, entstehen können. Wie der Vergleich der Temperaturzyklen zeigt, werden bei einer größeren Streckenenergie höhere Spitzentemperaturen und längere Aufenthaltszeiten (sichtbar an der Größe der Fläche unterhalb der Kurven) in den überschweißten und wiedererwärmten Lagen erreicht. Dies deutet auf eine steigende Gefahr von unerwünschten Phasenausscheidungen mit zunehmender Streckenenergie hin.

Um abschätzen zu können, ob die vorliegenden Verweilzeiten in den hohen Temperaturbereichen als kritisch anzusehen sind, können Zeit-Temperatur-Ausscheidungs- (ZTA-) Diagramme herangezogen werden. Allerdings sind die in der Literatur zu findenden ZTA-Diagrammen hauptsächlich für Grundwerkstoffe entwickelt worden. Nur wenige Forschungsarbeiten befassten sich mit der Entwicklung von ZTA-Diagrammen für Duplexschweißgüter. Zu einer dieser Arbeiten gehört die von Hosseini et al. [90]. Im Ergebnis seiner Untersuchungen wurden ZTA-Diagramme für Superduplexschweißgüter aus 2509 entwickelt. Mit den in den hier vorliegenden Untersuchungen gemessenen Temperaturzyklen wurden die Verweilzeiten in den jeweiligen Temperaturbereichen aufsummiert und mit den von Hosseini et al. ermittelten ZTA-Linien überlagert. Bild 14 zeigt dies am Beispiel der Lage 10/11 von mit 0,9 kJ/cm sowie 6,6 kJ/cm geschweißten Stegen. Es ist zu erkennen, dass die Größe des Temperatur-Verweilzeit-Bereiches stark von der Streckenenergie abhängt.

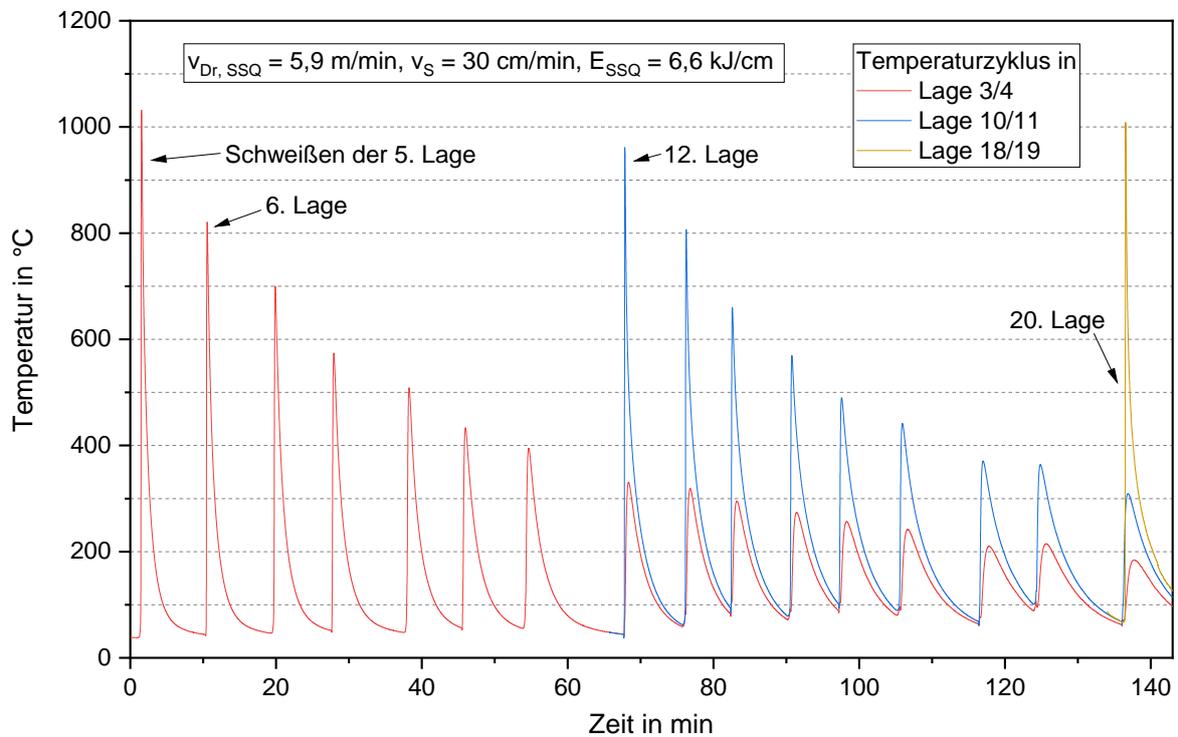
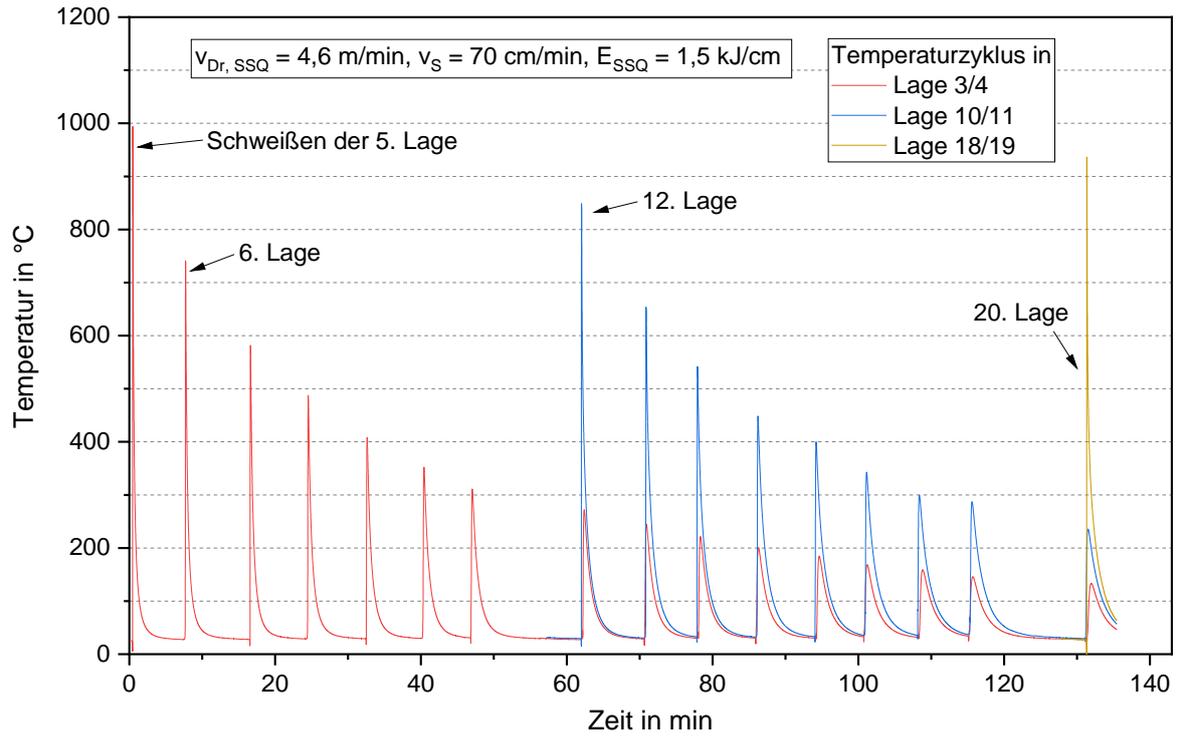


Bild 13: Vergleich von Temperaturzyklen additiv geschweißter Stege in Abhängigkeit der Streckenenergie

Während bei geringer Streckenenergie keine Ausscheidungslinie geschnitten wird, wird im Falle des mit 6,6 kJ/cm geschweißten Steges die Ausscheidungslinie des Sekundäraustenits überschritten. Alle anderen Ausscheidungslinien werden trotz der vergleichsweise hohen Streckenenergie nicht geschnitten. Demzufolge ist bei den weiteren Untersuchungen vorrangig dem möglichen Auftreten von unerwünschten Sekundäraustenit – vor allem bei hohen Streckenenergien – besondere Beachtung zu schenken. Es sei an dieser Stelle aber darauf hingewiesen, dass die ZTA-Diagramme normalerweise ein kontinuierliches Halten auf einer bestimmten Temperatur voraussetzen und die Zeiten zur Ausscheidung der Phasen nur unter dieser Bedingung gültig sind. Deshalb dient die Abschätzung mittels aufsummierter Zeiten nur als grober Anhaltspunkt.

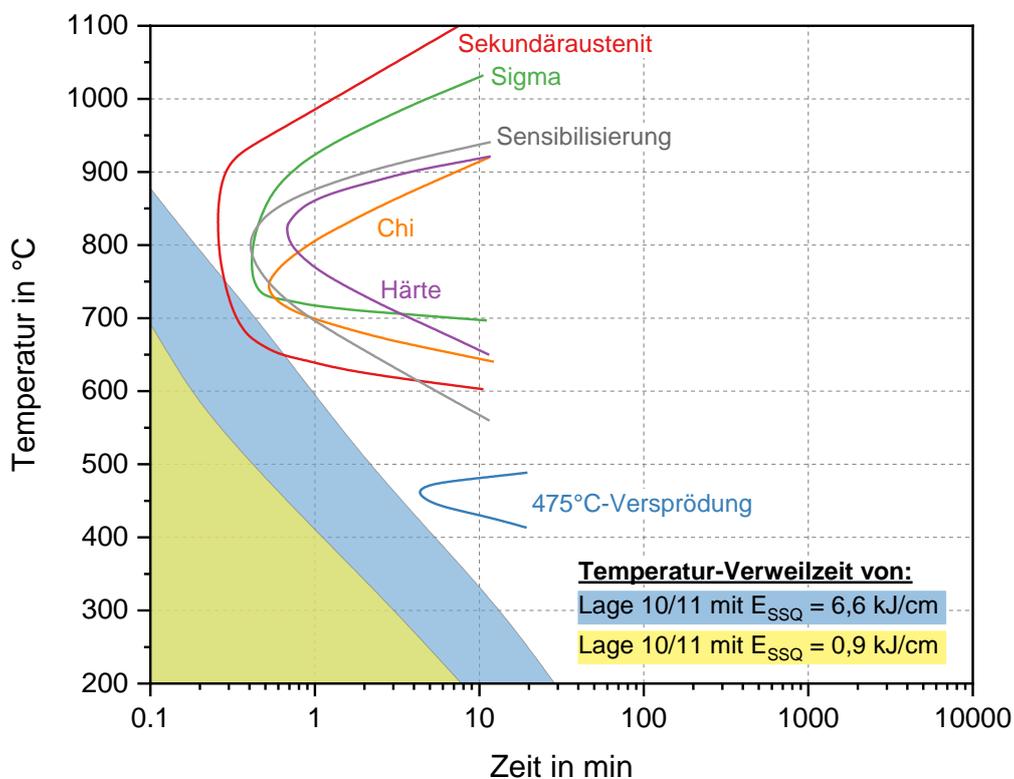


Bild 14: ZTA-Diagramm mit Ausscheidungslinien nach Hosseini et al. [90] für den Superduplexstahl 2509 überlagert mit den Temperatur-Verweilzeit-Bereichen der Lage 10/11 von mit 0,9 sowie 6,6 kJ/cm geschweißten Stegen

5.2.4 Einfluss der Schweißparameter auf die Gefügeausbildung

Die metallographischen Untersuchungen zeigen, dass das Ferrit-Austenit-Verhältnis z. T. starken Schwankungen unterlegen ist. So kommt es, dass im Wurzelbereich der Auftragraupe weniger Austenit vorhanden ist, als in der WEZ der wiedererwärmten Raupe, siehe Bild 15. Diese Inhomogenitäten in der Gefügeausbildung erschweren die Bestimmung des Ferritgehaltes mittels Binärbildanalyse.

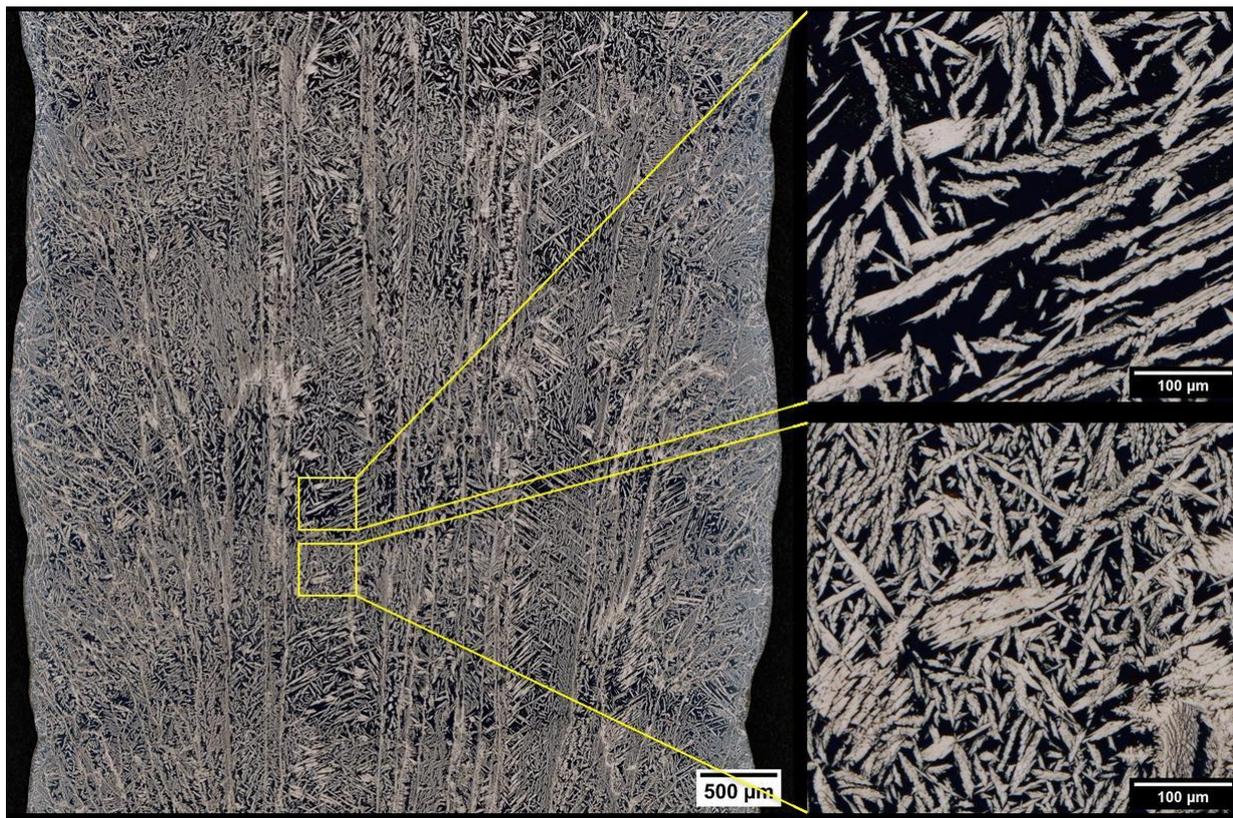
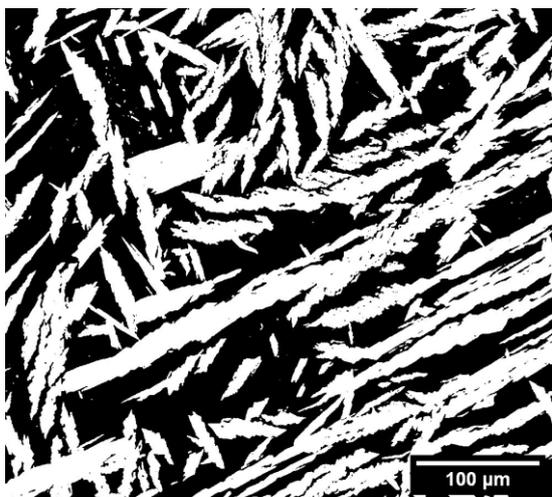
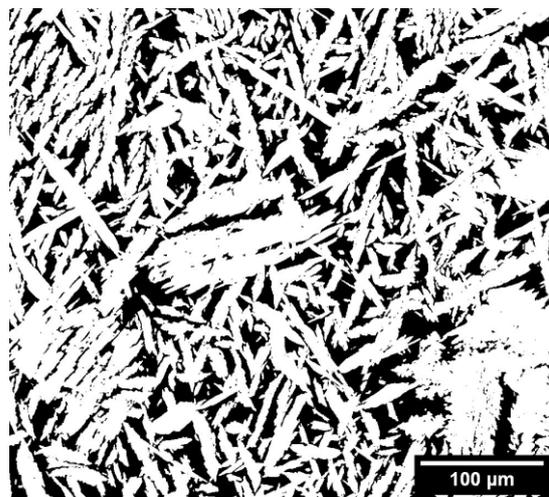


Bild 15: Gefügestruktur eines additiv geschweißten Steges am Beispiel des G 22 9 3 N L mit $E_{ssQ} = 1,6 \text{ kJ/cm}$. Ätzung: Beraha II. Austenit = hell, Ferrit = dunkel

Die Bildanalyse erfordert Aufnahmen in hinreichend hoher Auflösung, sodass eine ordentliche Trennung der Gefügearten möglich ist. Dadurch, dass z. T. signifikante Unterschiede in den Gefügeanteilen in direkt benachbarten Bereichen vorliegen, hängt das Ergebnis stark davon ab, wo und wie viele Aufnahmen der Bediener macht. Im Beispiel des Schweißgutgefüges im Bild 15 liegt ein Unterschied im Ferritanteil von 20 % vor (Bild 16).



53 % Ferrit



33 % Ferrit

Bild 16: Binärbildanalyse zur Bestimmung der Ferritanteile am Beispiel von Einzelaufnahmen aus Bild 15. Ferrit = schwarz, Austenit = weiß

Um eine Verfälschung des Ergebnisses durch diese Einflüsse zu verringern, wurden die Aufnahmen zur Bildanalyse und Ferritgehaltbestimmung mithilfe eines Digitalmikroskopes durchgeführt. Dadurch konnten Panoramaaufnahmen in 500-facher Vergrößerung mit bis zu 100 zusammengesetzten Einzelbildern erstellt werden. Damit ist es möglich einen großen Probenbereich auf einmal zu analysieren und einen aussagekräftigen Mittelwert für den Ferritanteil zu ermitteln (Bild 17). Dies wurde in 3 Steghöhen (unten, mittig, oben) an je 2 Querschliffen pro Steg durchgeführt.



aus Einzelaufnahmen zusammengesetztes
Panorama



aus Panorama erzeugtes Binärbild
43 % Ferrit

Bild 17: Binärbildanalyse zur Bestimmung der Ferritanteile am Beispiel von Panoramaaufnahmen. Ferrit = schwarz, Austenit = weiß

Die Ergebnisse der Ferritbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht, Streckenenergie und Steghöhe sind in Bild 18 dargestellt. Wie zu erkennen ist, spiegeln die FN und die Ferrit-%-Gehalte grundlegend die gleichen Tendenzen im Hinblick auf den Einfluss des Drahtes und der Streckenenergie wider. So ist z. B. zu sehen, dass mit dem G 22 9 3 N L die geringsten Ferritgehalte in den erzeugten Stegstrukturen erreicht werden und eine Erhöhung der Streckenenergie bei allen Drähten zu tendenziell geringeren Ferritgehalten führt.

Der Einfluss der Drahtzusammensetzung ist prinzipiell auch rechnerisch mithilfe des WRC-1992-Diagramms abschätzbar. Die horizontalen Linien indizieren jedoch, dass die bildanalytisch gemessenen FN durchweg niedriger als die rechnerisch bestimmten FN sind.

Betrachtet man die Ergebnisse in Bezug auf die Lagenhöhe, so ist festzustellen, dass die FN und der Ferrit-%-Gehalt größtenteils auch die gleichen Tendenzen aufweisen, es in Einzelfällen

allerdings zu gegensätzlichen Tendenzen kommen kann. Der Großteil der Ergebnisse deutet aber darauf hin, dass der Ferritgehalt in den oberen Lagen höher ist als in den mittleren und unteren Lagen. Ein möglicher Grund dafür ist, dass die 18.–20. Lage in die Auswertung der oberen Lagen eingegangen sind. Die 19. und 20. Lage erfuhren nur eine bzw. gar keine Wiedererwärmung in die für die Austenitausscheidung relevanten Temperaturbereiche durch nachfolgende Lagen, sodass hier der Ferritgehalt höher ist als in den darunter liegenden Lagen.

Der Einfluss der Streckenenergie spiegelt sich in den FN-Werten weniger stark wider als in den Ferrit-%-Gehalten. Insgesamt lässt sich aber die Tendenz ableiten, dass eine Erhöhung der Streckenenergie zu einer Verringerung des Ferritgehaltes führt. Dies ist auf die zuvor dargestellten Abkühlzeiten und Temperaturzyklen, die maßgeblich durch die Streckenenergie beeinflusst werden, zurückzuführen.

Weiterhin ist zu erkennen, dass einige Draht-Streckenenergie-Kombinationen in Ferrit-%-Gehalten resultieren, die außerhalb der Anforderungen der DIN EN ISO 17781 [16] liegen. So ist z. B. beim G 22 9 3 N L ab Streckenenergien größer 3 kJ/cm mit unzulässig hohen Austenitanteilen zu rechnen. Demgegenüber scheint der G Z 22 8 3 L Si über einen weiten Bereich unterschiedlich hoher Streckenenergien ein akzeptables Ferrit-Austenit-Verhältnis zu gewährleisten.

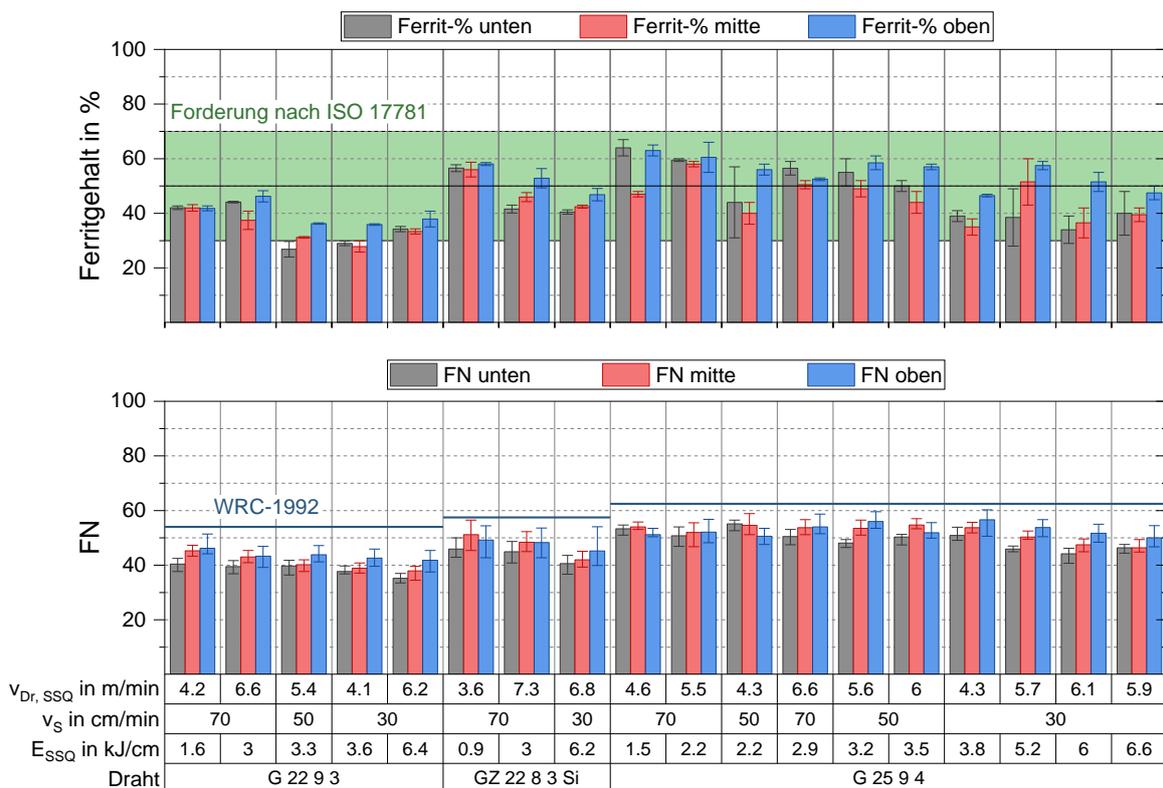


Bild 18: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht, Streckenenergie und Lagenhöhe

Die metallographische Untersuchung hinsichtlich unerwünschter Phasenausscheidungen zeigt, dass es vielfach zur Bildung von Sekundäraustenit (γ_2) kommt (Bild 19). Die potentielle Gefahr der γ_2 -Bildung wurde schon auf Basis des ZTA-Diagramms (vgl. Abschnitt 5.2.3) erkannt. Jedoch kommt es selbst bei den Stegschweißungen mit geringen Streckenenergien, deren Temperaturzyklus nicht auf unerwünschte Ausscheidungen deuten lässt, zur γ_2 -Bildung. Es kann also davon ausgegangen werden, dass für die γ_2 -Bildung offenbar viel weniger Zeit notwendig ist als die Ausscheidungslinien suggerieren. Sofern γ_2 -Ausscheidungen zu beobachten sind, treten diese in allen Lagen auf, mit Ausnahme der obersten (20.) Lage. Dies bekräftigt auch die Annahme, dass es sich bei diesen feinen Austenitausscheidungen tatsächlich um γ_2 handelt, der infolge der Wiedererwärmung durch die Folgelagen (sekundär) entstanden ist. Eine konkrete Quantifizierung der γ_2 -Anteile ist anhand der mikroskopischen Aufnahmen nicht möglich. Qualitativ betrachtet hängt die Menge an γ_2 aber vor allem von der Drahtzusammensetzung und nur in geringem Maße von der Streckenenergie ab. Mehr dazu in Abschnitt 5.4.2. Während in allen Proben der Stege aus G 22 9 3 N L, G Z 22 8 3 Si und G 25 9 4 N L γ_2 gefunden wurde, gab es jedoch keine Anzeichen von intermetallischen Phasen, wie σ -Phase. Auch die Anwendung verschiedener weiterer Ätzmethoden, wie Oxalsäure und NaOH in Anlehnung an [16], die gezielt zum Nachweis von unerwünschten Ausscheidungen Einsatz finden werden, erbrachte keine Anzeichen.

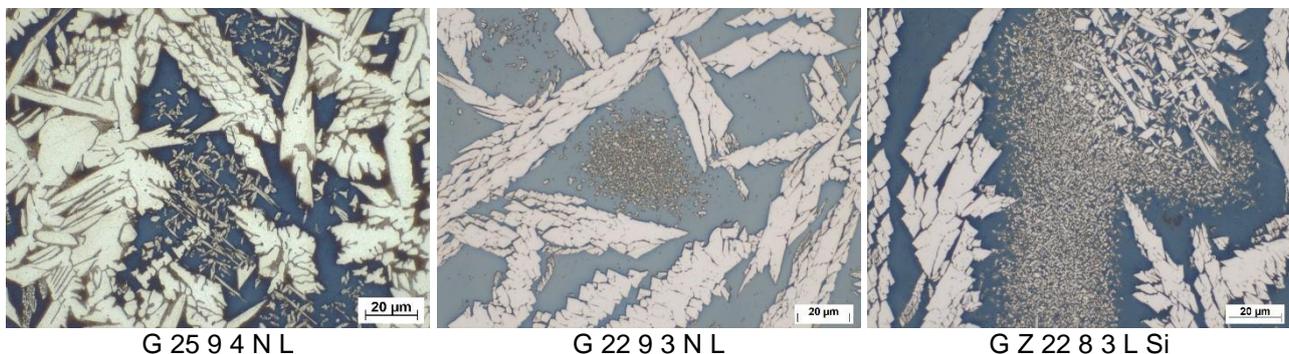


Bild 19: Auftreten von Sekundäraustenit in Stegen verschiedener Drahtzusammensetzungen. Ätzung: Beraha II

5.2.5 Einfluss der Schweißparameter auf innere Unregelmäßigkeiten

Zur Feststellung innerer Unregelmäßigkeiten, insbesondere Poren, Bindefehler und Einschlüsse, wurde neben den metallographischen Untersuchungen im Querschliff die Durchstrahlungsprüfung verwendet. In keiner der Stegschweißungen traten Bindefehler oder nichtmetallische Einschlüsse auf. In den MSG-Schweißungen mit den Standardduplexdrähten (G 22 9 3 N L und G Z 22 8 3 L Si) wurden vereinzelte Poren detektiert. Das Porenauftreten wird dabei durch das CO_2 im Schutzgas verursacht. Die mit inerten Schutzgas durchgeführten Schweißungen mit dem Superduplexdraht (G 25 9 4 N L) sind hingegen durchweg porenfrei.

Der flächenmäßige Porenanteil kann über eine Binärbildanalyse der Röntgenaufnahmen quantifiziert werden, wie Bild 20 beispielhaft zeigt. Der maximal ermittelte Porenanteil beträgt 0,1 % und liegt damit weit unter dem nach DIN EN ISO 5817:2014-Bewertungsgruppe B [91] vorgegebenen Grenzwert von 1 % (für einlagiges Schweißgut) bzw. 2 % (für mehrlagiges Schweißgut). Ein Zusammenhang zwischen Position der Poren und der Aufbaurichtung konnte nicht festgestellt werden. Im Rahmen des AP 7, siehe Abschnitt 5.7, wird der Einfluss des Aktivgasanteils im Schutzgas auf die Porenbildung in geschweißten Stegen noch im Detail betrachtet.

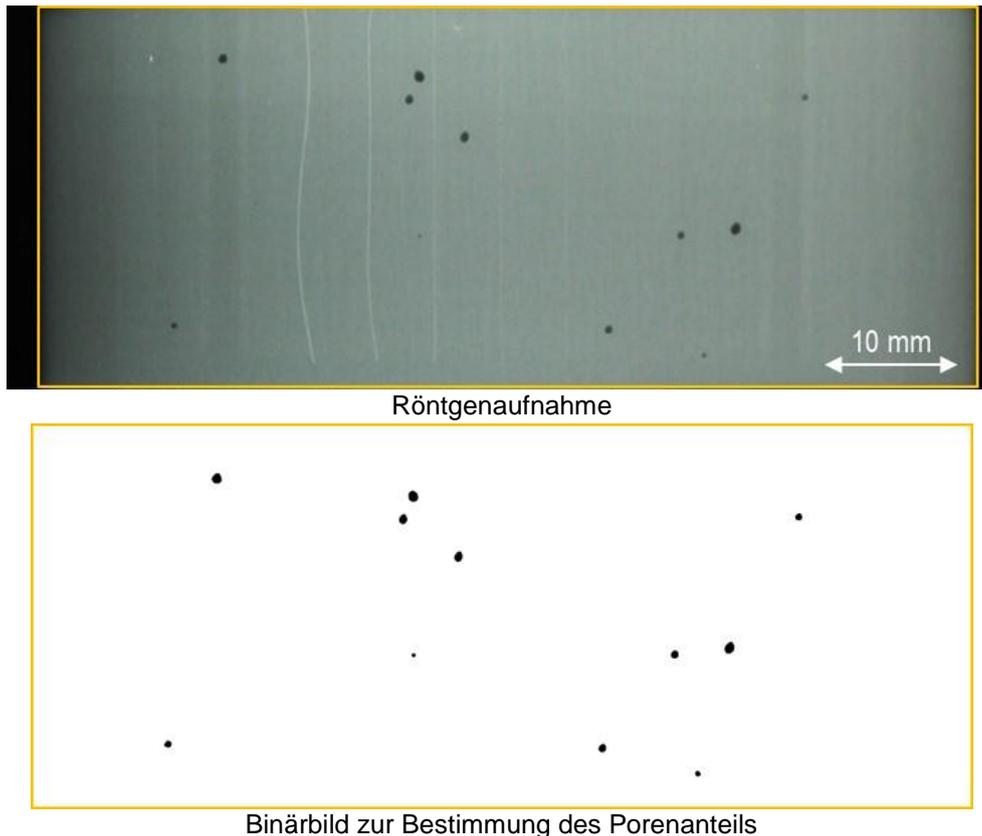


Bild 20: Bestimmung des Porenanteils mithilfe der Binärbildanalyse am Beispiel eines Steges aus G 22 9 3 N L (Ar-2,5CO₂) mit $E_{SSQ} = 3,1$ kJ/cm. Porenanteil hierbei 0,16 %

5.2.6 Einfluss der Schweißparameter auf die Korrosionsbeständigkeit

Zum Nachweis der Korrosionsbeständigkeit der geschweißten Stege wurde die Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A [87] durchgeführt. In Übereinstimmung mit der DIN EN ISO 17781:2017 [16] wurden die Prüftemperaturen auf 22°C für die Stege aus Standardduplex (G 22 9 3 N L und G Z 22 8 3 L Si) und 35°C für die Stege aus Superduplex (G 25 9 4 N L) festgelegt. Als Akzeptanzkriterium gilt ein Massenverlust < 4 g/m² für nicht wärmebehandeltes Schweißgut. Die Ergebnisse der Korrosionsprüfung zeigt Bild 21. Wie zu sehen ist, wird der Grenzwert in keinem Fall überschritten. In der Literatur wird der Sekundäraustenit der Verarmung an Cr, Mo und N vielfach als schädigend für die Lochkorrosionsbeständigkeit beschrieben [26, 36, 92]. Eigens durchgeführte Untersuchungen am REM bestätigen, dass der Sekundäraustenit in

Chrom und Molybdän niedriger legiert ist als der Primäraustenit und der Ferrit (Bild 22). Ein negativer Einfluss des Sekundäraustenits auf das Korrosionsverhalten unter den geforderten und hier vorliegenden Prüfbedingungen war jedoch nicht feststellbar.

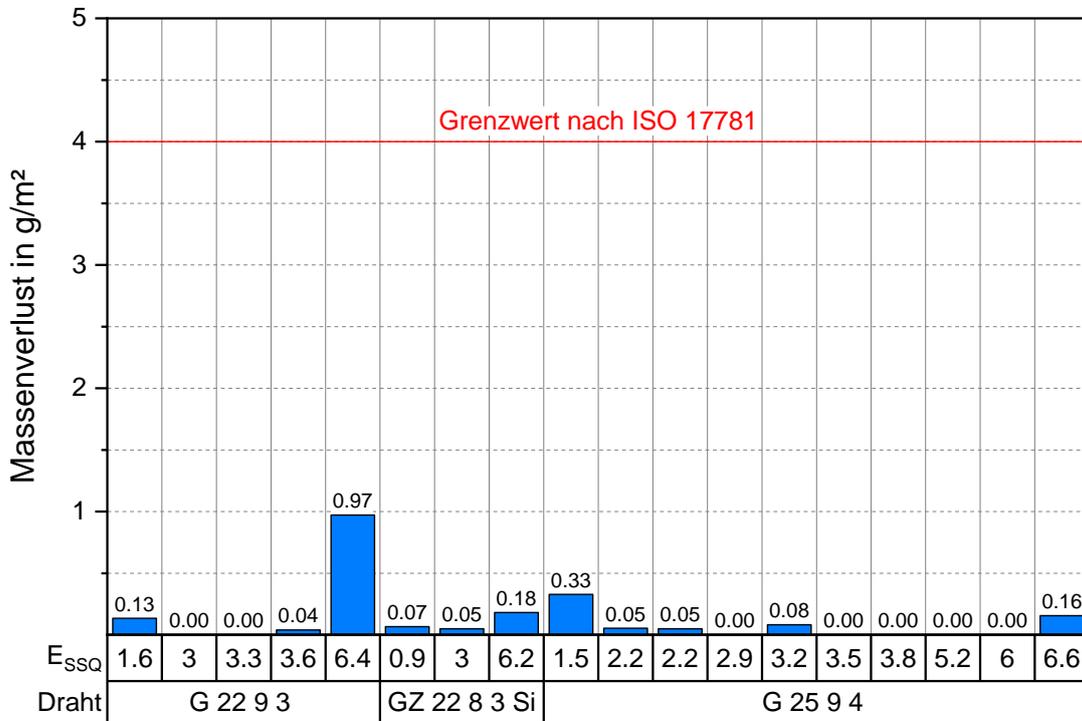
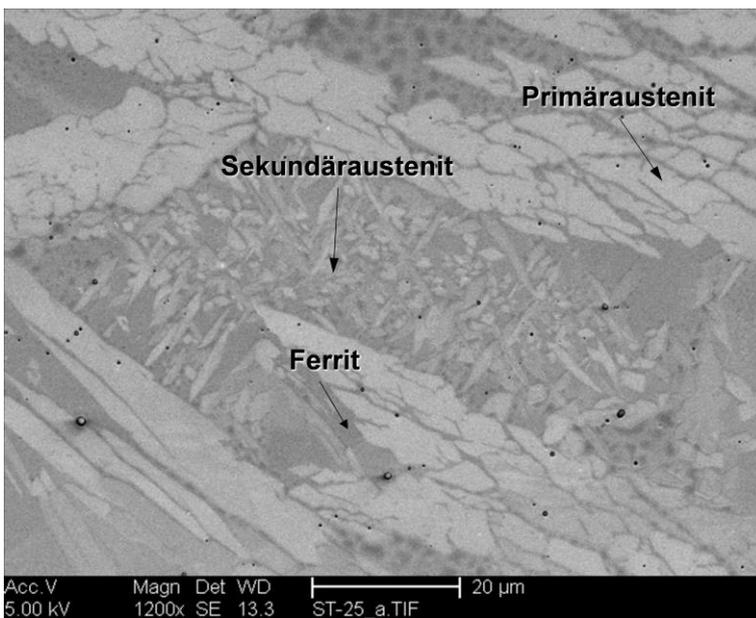


Bild 21: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A



	γ	γ ₂	α
Al	0,09	0,06	0,00
Si	0,82	0,96	0,90
Mo	3,54	2,57	3,64
Cr	22,58	20,83	23,36
Mn	1,97	1,75	1,74
Ni	9,76	9,98	8,42
Fe	61,23	63,85	61,94

Bild 22: SEM-Aufnahme und EDX-Messergebnisse in wt.-% der Gefügebestandteile am Beispiel eines Steges aus G Z 22 8 3 Si

5.2.7 Einfluss der Schweißparameter auf das Zu-/Abbrandverhalten

Zur Bestimmung des Zu- und Abbrandverhaltens wurden chemische Analysen mittels AES und TGSE durchgeführt. In Bild 23 bis Bild 26 ist das Zu-/Abbrandverhalten der Elemente Kohlenstoff, Schwefel, Stickstoff und Sauerstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie dargestellt.

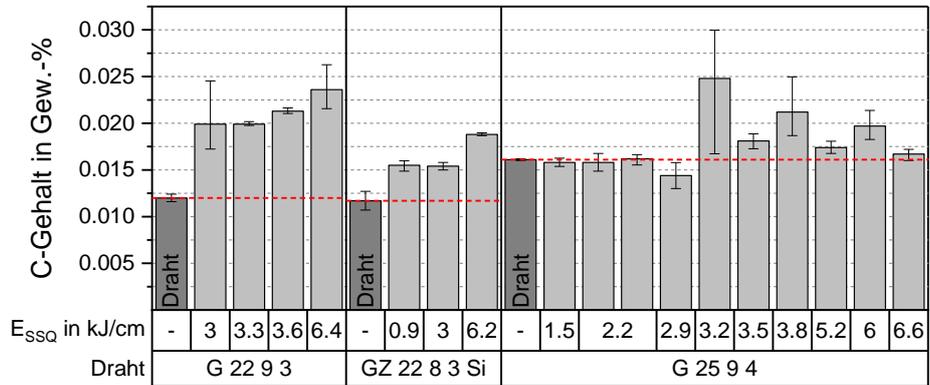


Bild 23: Zu-/Abbrand von Kohlenstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.

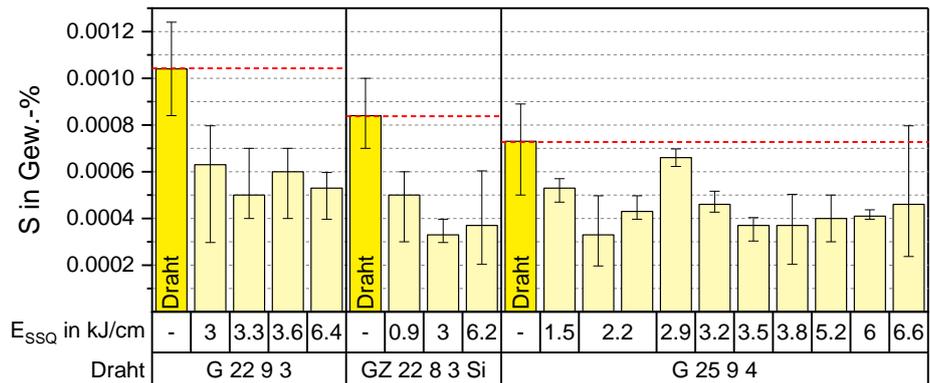


Bild 24: Zu-/Abbrand von Schwefel in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.

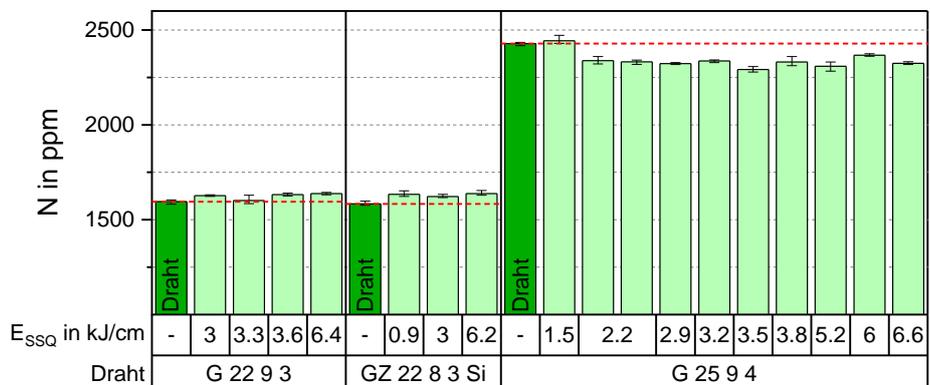


Bild 25: Zu-/Abbrand von Stickstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.

Die Stege aus Standardduplex weisen durchweg einen Kohlenstoffzubrand auf, was hauptsächlich auf das CO₂-haltige Schutzgas zurückzuführen ist. Hierbei ist tendenziell ein steigender Zubrand mit zunehmender Streckenenergie festzustellen. Die Stege aus Superduplex hingegen weisen kein einheitliches Verhalten auf. Bei geringen Streckenenergien (< 3 kJ/cm) ist der Zu-/Abbrand an Kohlenstoff gegen Null, was auf das inerte Schutzgas zurückzuführen ist. Bei höheren Streckenenergien kann es zu einem verstärkten Kohlenstoffzubrand kommen, was auf die mit höheren Streckenenergien wachsende Schmelzbadgröße zurückzuführen ist. Ein direkter Zusammenhang zwischen Streckenenergie und Kohlenstoffzubrand lässt sich jedoch nicht ableiten. Allerdings liegen vereinzelt große Streuungen in den Messwerten vor. Bei Schwefel hingegen liegt unabhängig von der Draht-Schutzgas-Kombination und unabhängig von der Streckenenergie vornehmlich ein Abbrandverhalten vor. Bei dem für Duplexstähle essentiellen Element Stickstoff ist in Abhängigkeit der Duplexsorte ein leichter Zu- bzw. Abbrand feststellbar. Während Stege aus den Standardduplexdrähten einen Stickstoffzubrand erfahren, weisen die Stege aus Superduplexdraht einen Stickstoffabbrand auf. Im Hinblick auf die in den Drähten vorliegenden absoluten Stickstoffgehalte (ca. 1600 ppm bei den Standardduplexdrähten bzw. 2400 ppm beim Superduplexdraht) sind die Zu- bzw. Abbrände jedoch als gering einzustufen.

Unabhängig von der Streckenenergie kommt es in allen Stegen zu einem Zubrand von Sauerstoff. Bei den Standardduplexdrähten ist die Zunahme des Sauerstoffgehaltes in den Stegen aufgrund des CO₂-Anteils im Schutzgas am höchsten. Der Sauerstoffzubrand scheint dabei mit steigender Streckenenergie hierbei tendenziell zuzunehmen.

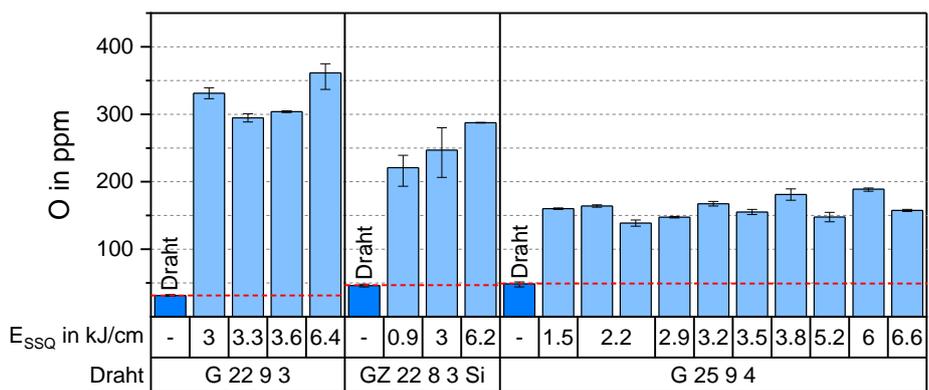


Bild 26: Zubrand von Sauerstoff in Abhängigkeit von Draht und Streckenenergie. Gemessen mittels TGSE.

Bei den mit dem inerten Schutzgas geschweißten Stegen aus G 25 9 4 N L ist ebenfalls eine Sauerstoffaufnahme zu verzeichnen. Zurückgeführt wird dies auf die schlechte Wärmeableitung und eine damit verbundene starke Sekundäroxidation der Schweißraupe. Aufgrund der schlechten Wärmeableitung befindet sich die Naht noch im Hochtemperaturbereich nachdem sich der Schweißbrenner mit der primären Schutzgasabdeckung entfernt hat. Im Bild 27 (links) wird dies optisch durch die Glühfarben ersichtlich.

Daher wurde in einem zusätzlichen Versuch untersucht, ob sich die Sekundäroxidation mithilfe einer Schleppgasdüse reduzieren oder gar vermeiden lässt. Die Ergebnisse haben allerdings gezeigt, dass eine konventionelle Schleppgasdüse mit einem senkrecht von oben auf die Schweißnaht gerichteten Schutzgasstrom (Argon 4.6), siehe Bild 27 (rechts), keine Abhilfe schafft. Weder das Nahtaussehen noch die Sauerstoffwerte verbesserten sich. Möglicherweise erfordert die Steggeometrie zur zuverlässigen Vermeidung von Sekundäroxidation eine Anpassung der Schleppgasdüse derart, dass auch eine seitliche Schutzgaszufuhr ermöglicht wird. Dieser Ansatz wurde im Rahmen des Projektes aufgrund des begrenzten Zeitplans jedoch nicht weiterverfolgt.

Dafür wurden aber versuchsweise Schweißungen in einer mit Argon gefluteten Schutzkammer durchgeführt. Auf die Ergebnisse dieser Versuche wird in Abschnitt 5.7 näher eingegangen.

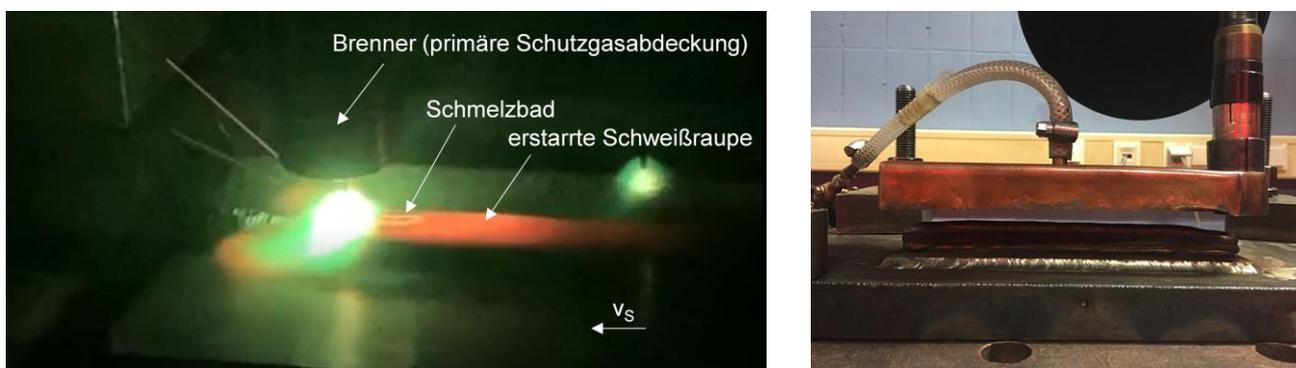


Bild 27: Links: Aufnahme des Nachglühens beim Stegsschweißen. Rechts: Verwendung einer Schleppgasdüse mit Ar 4.6 als Schutzgas

5.2.8 Fazit zum AP 2: Auswahl der besten Schweißparameter als Ausgangsbasis für die weiteren Untersuchungen

Zusammenfassend wurden im Rahmen des AP 2 über die Variation von Drahtvorschub und Schweißgeschwindigkeit Parameterfenster aufgestellt, in welchen sich die Streckenenergie zwischen ca. 0,9–6,6 kJ/cm unter Gewährleistung eines stabilen Schweißprozesses und bindefehlerfreien Auftragschweißgutes variieren lässt. Sowohl der Drahtvorschub als auch die Schweißgeschwindigkeit beeinflussen unmittelbar die Geometrie der Stege. Durch eine Erhöhung der Streckenenergie kann der Nahtquerschnitt vergrößert und damit die Anzahl notwendiger Raupen für die gewünschte Endgeometrie reduziert werden. Damit geht allerdings auch eine erhöhte Wärmeeinbringung einher, die in langsameren Abkühlraten und längeren Aufenthaltszeiten in hohen Temperaturbereichen resultiert, wie die Temperaturmessungen belegen. Die metallographischen Untersuchungen zeigen, dass sich in der Folge das Ferrit-Austenit-Verhältnis in Richtung höherer Austenitanteile verschiebt. Als "optimaler" Parametersatz im Hinblick auf einen Kompromiss aus akzeptablen F/A-Verhältnis und hoher Abschmelzleistung wurde eine v_s von 70 cm/min bei einem v_{Dr} von 7 m/min (Einstellwert), entsprechend einer Streckenenergie von ca. 3 kJ/cm, identifiziert. Der "Worst

Case“-Parametersatz liegt in den aufgestellten Parameterfenstern bei maximaler Streckenenergie und maximalem Aufbauvolumen, d. h. bei einer v_s von 30 cm/min und einem v_{Dr} von 6 m/min (Einstellwert), vor. Diese beiden Parametersätze dienen als Ausgangsbasis für die Untersuchungsschwerpunkte der folgenden Arbeitspakete.

5.3 Quantifizierung des Einflusses der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und somit auf die Gefügeausbildung bei Verwendung von Standardschutzgas

5.3.1 Versuchsdurchführung

Die Probengeometrie übt wesentlichen Einfluss auf die Abkühlbedingungen aus. Daher erfolgte eine Prüfung der Übertragbarkeit der Erkenntnisse aus AP 2 (Abschnitt 5.2) auf andere Probengeometrien. Gemäß Antrag sollten die Geometrien Block und Zylinder untersucht und jeweils mit dem besten Ergebnis für Streckenenergie aus AP 2 erzeugt werden. Im Rahmen der PA-Sitzung am 23.10.2019 wurde gemeinsam mit dem PA festgelegt, dass die Geometrie Zylinder aus dem Versuchsprogramm gestrichen wird, da darin kein Mehrwert im Hinblick auf die Gewinnung neuer Erkenntnisse gesehen wird. Stattdessen sollte den Blockschweißungen mit “optimalen“ Parametern eine “Worst Case“-Schweißung gegenübergestellt werden. Mit diesen Parametersätzen wurden jeweils Blöcke aus G 22 9 3 N L und G 25 9 4 N L erzeugt. Die Schweißparameter zeigt Tabelle 13.

Tabelle 13: Übersicht der Schweißparameter für die Blockschweißungen und resultierende Höhen und Breiten (AP 3)

Block	1	2	3	4
Draht	G 25 9 4 N L (Ø 1,2 mm)	G 22 9 3 N L (Ø 1,2 mm)	G 25 9 4 N L (Ø 1,2 mm)	G 22 9 3 N L (Ø 1,2 mm)
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)			
Schweißposition	PA			
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$			
Schutzgas	ArHe – 30	ArHeC – 30/2	ArHe – 30	ArHeC – 30/2
v_s in cm/min	70	70	30	30
$v_{Dr,Soll}$ in m/min	7	7	6	6
$v_{Dr,SSQ}$ in m/min	6,3	6,4	5,8	5,9
Lichtbogenkorrektur	0	0	0	0
Dynamikkorrektur	0	0	0	0
E_{SSQ} in kJ/cm	2,9	3,0	5,6	5,7
Blockhöhe in mm	45	53	71	73
Blockbreite in mm	18	16	25	25
Zwischenlagentemperatur	$\leq 100^\circ\text{C}$	$\leq 100^\circ\text{C}$	$\leq 100^\circ\text{C}$	$\leq 100^\circ\text{C}$

Die Blöcke wurden mit 20 Lagen je 4 Raupen gefertigt. In Abhängigkeit der Lagenhöhe wurden analog zu AP 2 Messungen der Temperaturzyklen und Gefügeanalysen vorgenommen. Weiterhin wurden Röntgen- und Korrosionsprüfungen durchgeführt.

5.3.2 Einfluss der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus

Im Gegensatz zu den Stegschweißungen nimmt die $t_{12/8}$ -Zeit bei den Blockschweißungen nicht mit zunehmender Lagenhöhe zu, siehe Bild 28 (links). In Abhängigkeit der Streckenenergie pendelt sich die $t_{12/8}$ -Zeit auf einem annähernd konstanten Niveau ein, wobei höhere Streckenenergien in längeren $t_{12/8}$ -Zeiten resultieren. Im Vergleich zu den Stegschweißungen sind die $t_{12/8}$ -Zeiten bei den Blockschweißungen bei vergleichbaren Streckenenergien jedoch auf einem deutlich niedrigeren Niveau. Die Ursache dafür liegt in der geometrisch bedingten Wärmeableitung. Durch die umliegenden Raupen kann die Wärme bei den Blockschweißungen besser abgeleitet werden, wie das vereinfachte Schema in Bild 28 (rechts) illustriert. In der Folge werden die $t_{12/8}$ -Zeiten um mehr als die Hälfte reduziert, wodurch sie sich dem Niveau der $t_{12/8}$ -Zeiten einer Verbindungsschweißung annähern, siehe grüne Referenzlinien in Bild 28 (links). Leichte Schwankungen sind zwischen den einzelnen Raupen innerhalb einer Lage zu erkennen, was an den Streubalken im Diagramm wahrnehmbar ist. Dabei kühlt die 1. Raupe geometrisch bedingt (weniger angrenzende Raupen) immer langsamer ab als die 2.–4. Raupe.

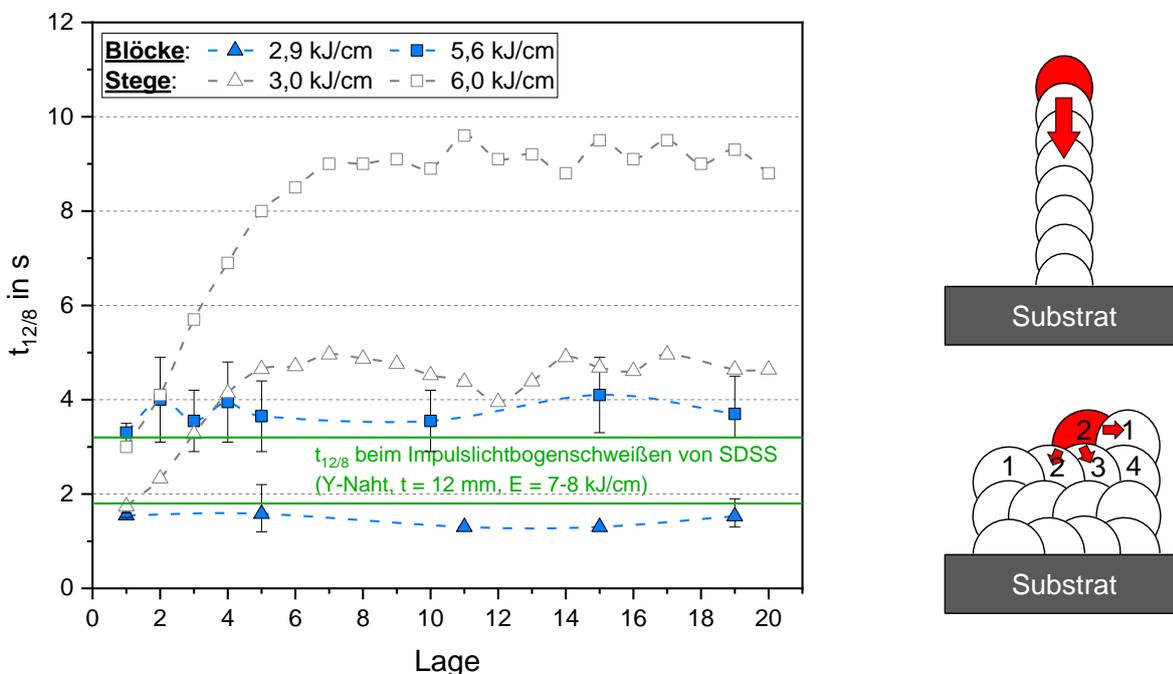


Bild 28: Links: Einfluss der Probengeometrie und Streckenenergie auf die $t_{12/8}$ -Zeit in Abhängigkeit der Lagenhöhe. Grüne Referenzlinien indizieren den Bereich gemessener $t_{12/8}$ -Zeiten beim Verbindungsschweißen von Duplexstahl. Rechts: Schema der Nahtfolge und Wärmeableitung

Aus den mit den Thermoelementen aufgezeichneten Temperaturzyklen wurden analog zu den Stegschweißungen die Verweilzeiten in den hohen Temperaturbereichen aufsummiert und im ZTA-Diagramm abgetragen, siehe Bild 29. Aufgrund der deutlich besseren Wärmeableitung sind neben den $t_{12/8}$ -Zeiten auch die Verweilzeiten in den hohen, ausscheidungsrelevanten Temperaturbereichen bei den Blockschweißungen deutlich kürzer als bei den Stegschweißungen. Es ist demzufolge mit einer geringeren Gefahr hinsichtlich unerwünschter Phasenausscheidungen zu rechnen.

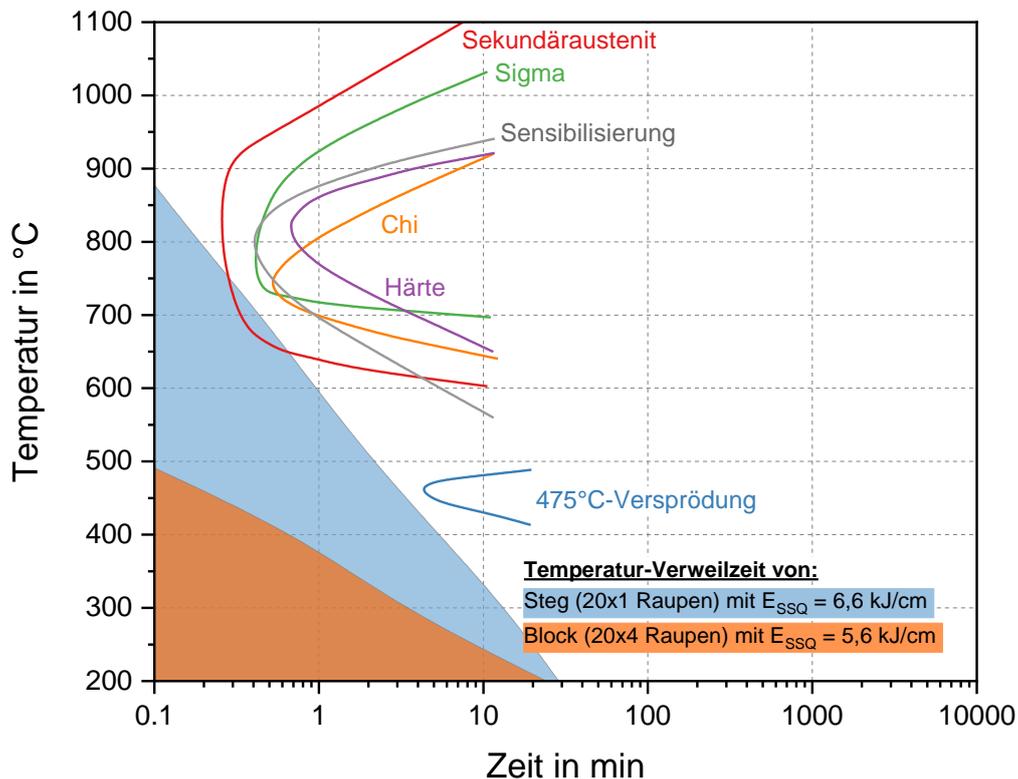


Bild 29: ZTA-Diagramm mit Ausscheidungslinien nach Hosseini et al. [90] für den Superduplexstahl 2509 überlagert mit den Temperatur-Verweilzeit-Bereichen von Steg und Block im Vergleich

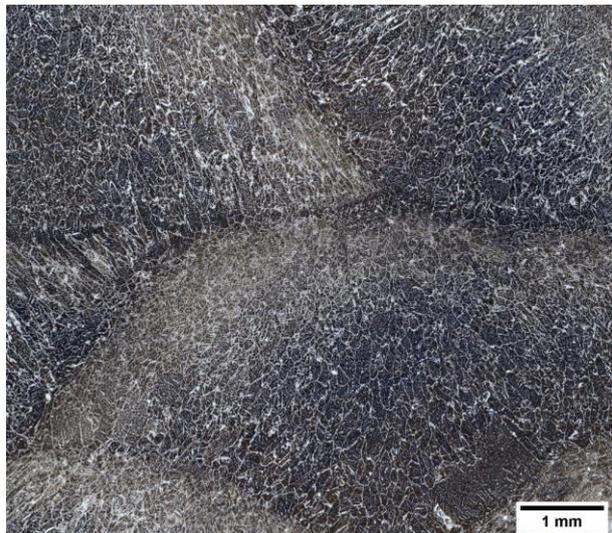
5.3.3 Einfluss der Probengeometrie auf die Gefügeausbildung

Ähnlich wie in den Stegschweißungen kommt es auch bei den Blockschweißungen zu einer inhomogenen Gefügeausbildung (Bild 30). In der WEZ einer überschweißten Lage kommt es durch die Wiedererwärmung beim Schweißen der Folgelage zu einer verstärkten Austenitbildung (helle Bereiche nahe der Schmelzlinien). Dahingegen ist im Nahtinneren weniger Austenit vorhanden. Diese Beobachtung tritt unabhängig von den verarbeiteten Duplexsorten und verwendeten Streckenenergien auf. Weiterhin kommt es in den Blockschweißungen analog zu den Stegschweißungen zur Bildung von Sekundäraustenit. Dieser tritt insbesondere in der WEZ einer überschweißten Lage nahe der Schmelzlinie zur Folgelage auf, siehe Bild 31. Das Nahtinnere hingegen ist weitestgehend frei von γ_2 . Analog zu den Stegen widerspricht diese Beobachtung den Annahmen, die auf Basis des ZTA-Diagrammes und der Temperaturzyklen getroffen wurden. Für die γ_2 -Bildung scheint

offensichtlich viel weniger Zeit notwendig zu sein als die Ausscheidungslinien suggerieren. Dies lässt sich jedoch darauf zurückführen, dass die von Hosseini et al. genutzte Legierung frei von Wolfram und Kupfer ist. Die hier genutzte Legierung enthält von beiden Elementen jeweils ca. 0,5 %. Wie in Bild 1 ersichtlich ist, verschieben beide Elemente die Ausscheidungslinien hin zu höheren Temperaturen und zu kürzeren Zeiten.



G 22 9 3 N L ($E_{ssq} = 3,0 \text{ kJ/cm}$)



G 25 9 4 N L ($E_{ssq} = 5,6 \text{ kJ/cm}$)

Bild 30: Gefügeausbildung in den Blockschweißungen. Ätzung: Beraha II.

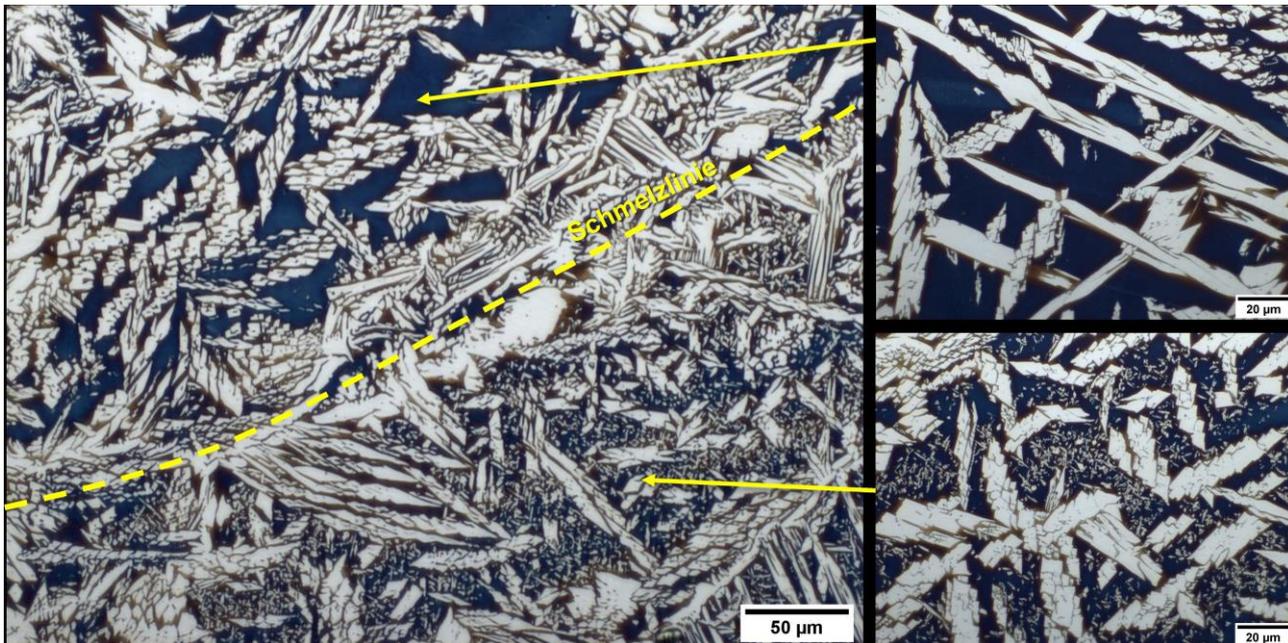


Bild 31: Sekundäraustenitbildung in den Blockschweißungen am Beispiel des Blockes aus G 25 9 4 N L mit $E_{ssq} = 5,6 \text{ kJ/cm}$. Ätzung: Beraha II.

Im Hinblick auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis weisen die Blöcke bei vergleichbaren Schweißparametern etwas höhere Ferritgehalte als die Stege auf. Dies ist sowohl an den Ferrit-%-Gehalten (Bildanalyse) als auch an den FN-Werten (Feritscope®) zu erkennen, siehe Bild 32. Als Ursache dafür sind die höheren Abkühlraten und geringeren Verweilzeiten in hohen Temperaturbereichen durch die Blockgeometrie anzusehen. Weiterhin ist auch hier wieder ein leichter Einfluss der Streckenenergie auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis wahrzunehmen. So führt eine steigende Streckenenergie zu einem sinkenden Ferritgehalt.

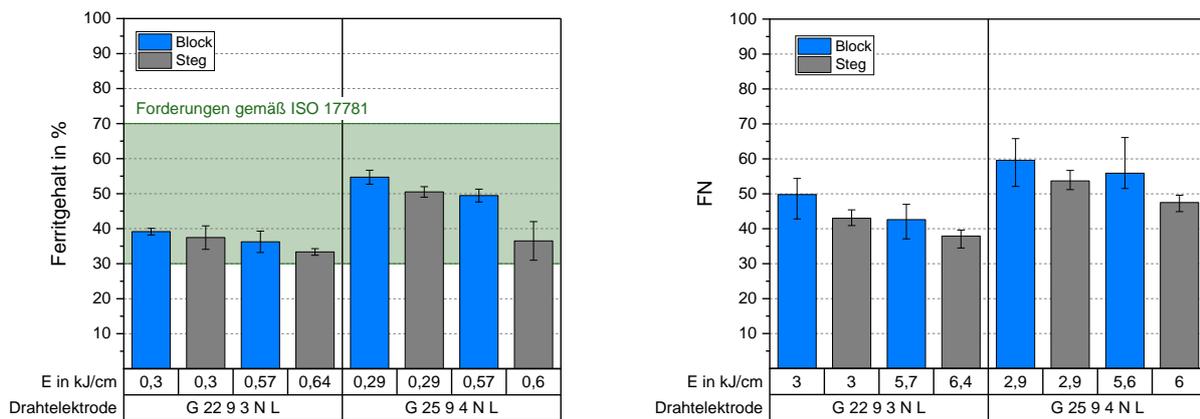


Bild 32: Einfluss der Probengeometrie und der Streckenenergie auf den Ferritgehalt (in % und FN) in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Werte repräsentieren die mittlere Block-/Steghöhe

5.3.4 Einfluss der Probengeometrie auf innere Unregelmäßigkeiten

Die Schweißungen der Blöcke wurden vollmechanisiert ausgeführt, d. h. die Positionierung des Brenners erfolgte nach jeder Raupe manuell durch den Anlagenbediener. Infolge der manuellen Ausrichtung kommt es zu leichten Formabweichungen (Welligkeiten, Absatz) in der Außenkontur, wie Bild 33 beispielhaft illustriert. Weiterhin sind vereinzelte Bindefehler in den Blöcken aus G 25 9 4 N L festzustellen. Die Blöcke aus G 22 9 3 N L, welche mit dem CO₂-haltigen Schutzgas (ArHeC – 30/2) geschweißt wurden, sind hingegen frei von Bindefehlern. Daraus lässt sich schließen, dass beim Standardduplex eine Übertragbarkeit der Schweißparameter aus AP 2 (Stegschweißungen) gegeben ist. Beim Superduplexstahl hingegen sind Optimierungsmaßnahmen, wie z. B. eine Automatisierung der seitlichen Zustellung oder eine Anpassung der Schweißparameter erforderlich. Letztere der genannten Optimierungsmaßnahmen sind im Abschnitt 5.10 umgesetzt worden.

Neben der Auswertung anhand von Schlibfbildern erfolgte analog zu den Stegschweißungen außerdem Durchstrahlungsprüfungen. Hier zeigten sich bei beiden Blöcken aus G 22 9 3 N L Poren (siehe Bild 34), während die Blöcke aus der Superduplexdrahtelektrode keine Poren aufwiesen.

Der maximal ermittelte Porenanteil liegt bei 0,27 % und damit deutlich unterhalb des Grenzwertes nach ISO 5817 – Bewertungsgruppe B [91], der mit $\leq 2\%$ für mehrlagige Nähte angegeben ist.

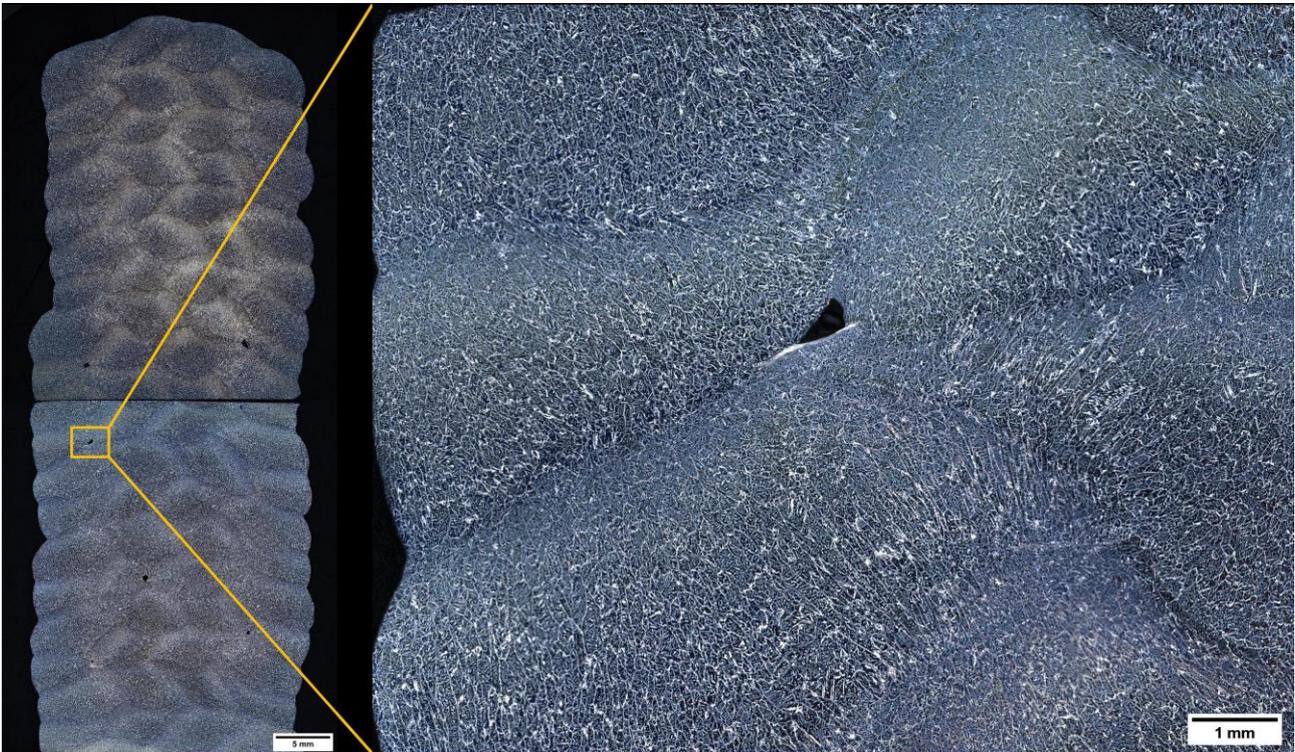


Bild 33: Querschliff eines Blockes aus G 25 9 4 N L mit $E_{SSQ} = 5,6$ kJ/cm. Ätzung: Beraha II.

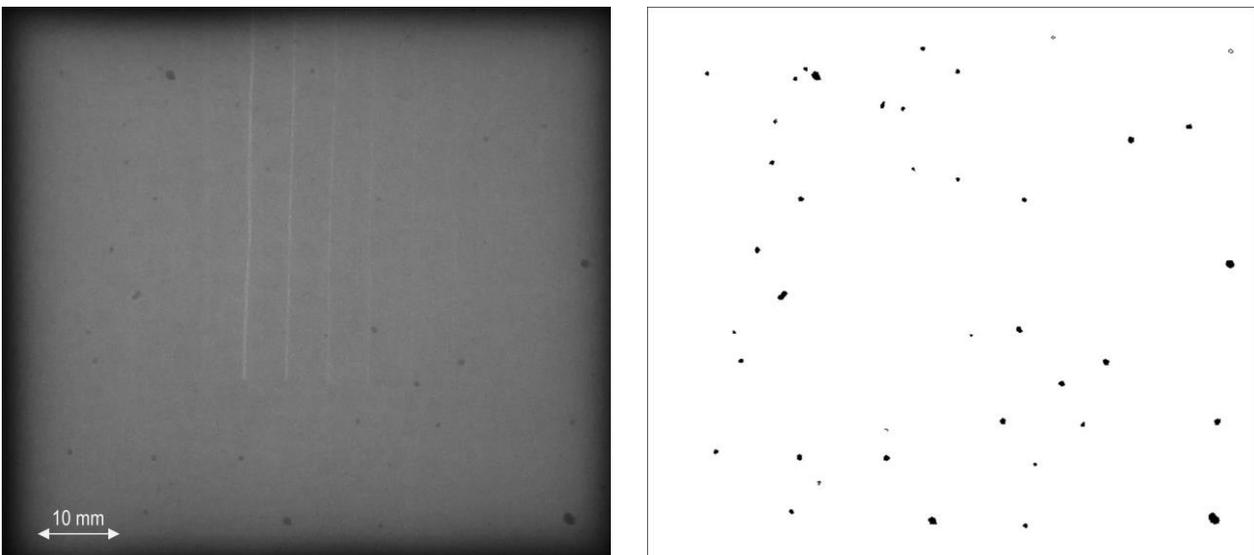


Bild 34: Bestimmung des Porenanteils mithilfe der Binärbildanalyse am Beispiel eines Blockes aus G 22 9 3 N L mit $E_{SSQ} = 5,7$ kJ/cm. Porenanteil hierbei 0,27 %

5.3.5 Einfluss der Probengeometrie auf die Korrosionsbeständigkeit

Analog zu den Stegen wurde an den Blöcken zum Nachweis der Korrosionsbeständigkeit die Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A [87] durchgeführt. In Übereinstimmung mit der DIN EN ISO 17781:2017 [16] wurden die Prüftemperaturen auf 22°C für die Blöcke aus Standardduplex (G 22 9 3 N L) und 35°C für die Blöcke aus Superduplex (G 25 9 4 N L) festgelegt. Als Akzeptanzkriterium gilt ein Massenverlust < 4 g/m². Die Ergebnisse der Korrosionsprüfung zeigt Bild 35 (links). Wie zu sehen ist, wird in keinem Fall der Grenzwert überschritten. Trotz teilweise offengelegter innerer Unregelmäßigkeiten (Poren, Bindefehler), wie Bild 35 (rechts) beispielhaft zeigt, sind optisch keine Korrosionserscheinungen (Lochkorrosion) zu erkennen.

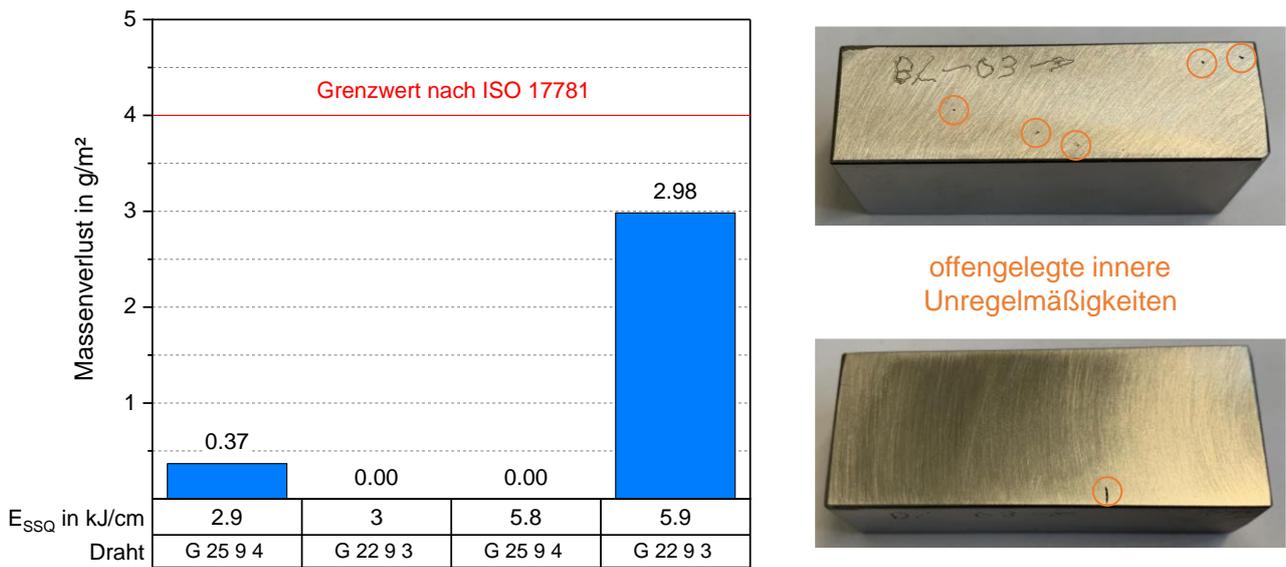


Bild 35: Links: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A. Rechts: Beispielhafte Korrosionsprobe mit offengelegten inneren Unregelmäßigkeiten (Poren, Bindefehler)

5.3.6 Fazit zum AP 3

Zusammenfassend lässt sich zum Einfluss der Probengeometrie schlussfolgern, dass die t_{12/8}-Abkühlzeiten bei den Blöcken durch die geometrisch bedingte bessere Wärmeableitung deutlich kürzer sind als bei vergleichbaren Stegschweißungen. Ähnlich wie bei den Stegen kommt es zu einer inhomogenen Gefügeausbildung innerhalb der Raupen. Der Ferritgehalt ist in den Blöcken aber bei vergleichbaren Schweißparametern höher als bei den Stegen, was auf die bessere Wärmeableitung zurückzuführen ist. Eine steigende Streckenenergie führt aber auch hier zu einem sinkenden Ferritgehalt. Trotz der deutlich kürzeren Verweilzeiten in hohen Temperaturbereichen kommt es zu einer Bildung von Sekundäraustenit infolge der Wiedererwärmung durch die Schweißung der Folgelagen. Im Hinblick auf die Korrosionsbeständigkeit konnten jedoch keine negativen Auswirkungen unter den geforderten Prüfbedingungen festgestellt werden.

5.4 Quantifizierung des Legierungseinflusses auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis sowie ggf. Ableitung eines Legierungskonzeptes

5.4.1 Versuchsdurchführung

Das Ziel dieses AP war es den Einfluss der Drahtzusammensetzung auf das Schweißgutgefüge zu bewerten. Auf Basis der Erkenntnisse aus AP 2 lag der Fokus dabei auf dem Ferrit-Austenit-Verhältnis sowie der Bildung von Sekundäraustenit. Zum Einsatz kamen hierbei alle in Tabelle 10 aufgeführten Zusatzwerkstoffe. Die Untersuchung erfolgte an der Geometrie Steg. Die Herstellung der Stege erfolgte mit dem in AP 2 als optimal ermittelten Parametersatz (vgl. Abschnitt 5.2.8), da zum einen das übergeordnete Ziel weiterhin die Steigerung des Ferritgehaltes ist und zum anderen dadurch die Vergleichbarkeit gewährleistet werden kann. Eine Übersicht der Prozessparameter gibt Tabelle 14. An den erzeugten Stegen wurde die chemische Zusammensetzung mittels AES und TGSE zur Bewertung des Zu-/Abbrand-Verhaltens bestimmt. Die Gefüge sind hinsichtlich Ferritgehalt und Phasenausscheidungen metallografisch bewertet worden. Weiterhin wurden Korrosionsprüfungen gemäß ASTM G48 – Methode A durchgeführt. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse war außerdem ein Legierungskonzept für eine angepasste Versuchsschmelze abzuleiten, sofern die gewünschten Schweißguteigenschaften nicht erreicht werden sollten.

Tabelle 14: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 4)

Parameter	Standardduplex	Superduplex
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)	
Schweißposition	PA	
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$	
Schutzgas	ArHeC – 30/2	ArHe – 30
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min	
Kontaktrohrabstand	12 mm	
Drahtvorschubgeschwindigkeit	7 m/min	
Lichtbogenkorrektur	0	
Dynamikkorrektur	0	
Schweißgeschwindigkeit	70 cm/min	
Streckenenergie	ca. 3 kJ/cm	
Zwischenlagentemperatur	$\leq 100^\circ\text{C}$	

5.4.2 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Gefügeausbildung

Die Ergebnisse der Ferritbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit der Drahtzusammensetzung, Streckenenergie und Lagenhöhe sind in Bild 36 dargestellt. Wie zu erkennen ist, spiegeln die FN und die Ferrit-%-Gehalte grundlegend die gleichen Tendenzen im

Hinblick auf den Einfluss der Drahtzusammensetzung wider. So ist z. B. zu sehen, dass mit dem Ni-reduzierten G Z 22 5 3 und dem höher Cr-legierten G Z 29 8 2 die höchsten Ferritgehalte in den erzeugten Stegstrukturen erzielbar sind. Im Falle des G Z 22 5 3 erreichen die Ferritgehalte z. T. sogar ein unzulässig hohes Maß. Dahingegen werden mit dem Standardduplexdraht G 22 9 3 N L deutlich geringere Ferritgehalte generiert. Dies war prinzipiell auch auf Basis der Vorhersage mithilfe des WRC-1992-Diagramms zu erwarten, wie die horizontalen Linien indizieren. Allerdings sind die tatsächlich gemessenen FN durchweg niedriger als die berechneten FN. Ursächlich dafür können die Zu- und Abbrände beim Schweißen (siehe Abschnitt 5.4.3), die die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes beeinflussen, und die im Vergleich zum Verbindungsschweißen langsamere Abkühlgeschwindigkeiten, die für eine übermäßige Austenitbildung sorgen, sein.

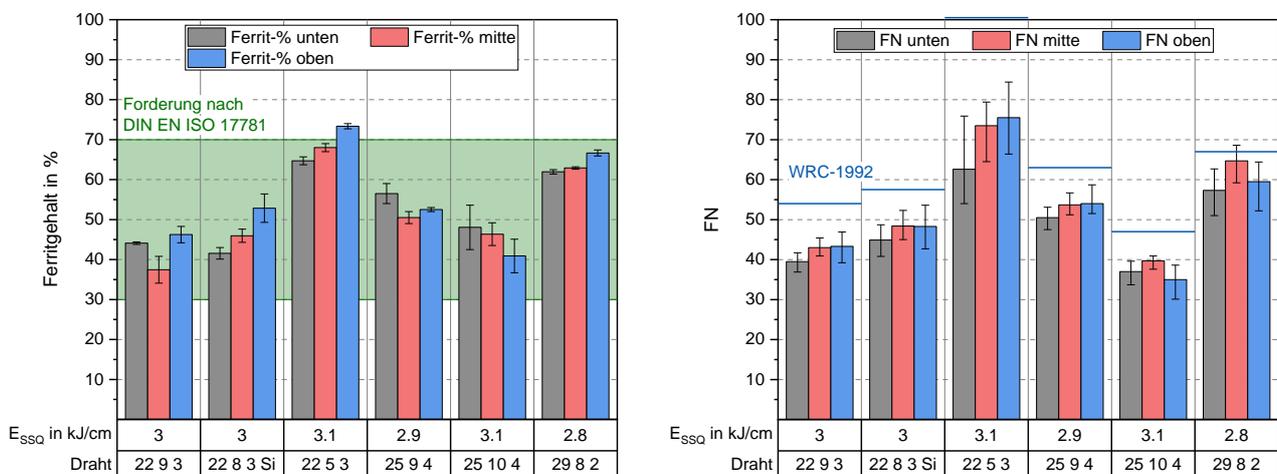


Bild 36: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht und Lagenhöhe bei vergleichbaren Streckenenergien

Die metallographische Untersuchung hinsichtlich unerwünschter Phasenausscheidungen zeigt, dass es, wie auch schon in den vorherigen AP's beobachtet, vielfach zur γ_2 -Bildung kommt. Es wurde in allen Proben γ_2 gefunden, mit Ausnahme von den Stegschweißungen aus G Z 25 10 4 und G Z 29 8 2. In den Proben aus G Z 22 5 3 wurden vereinzelte Anzeichen für γ_2 identifiziert, während in den Proben aus G 25 9 4 N L und G 22 9 3 N L schon größere Mengen an γ_2 gefunden wurden. Eine besonders starke γ_2 -Bildung wurde in den Stegen aus G Z 22 8 3 Si festgestellt. Eine konkrete Quantifizierung der γ_2 -Anteile war auch hier nicht möglich. Eine qualitative Einschätzung der γ_2 -Anteile ist dennoch Tabelle 15 vorgenommen worden. Als mögliche Ursache für die starke γ_2 -Bildung im G Z 22 8 3 Si ist der im Vergleich zu den anderen Drähten erhöhte Si-Gehalt anzusehen. Im Vergleich der Proben aus G Z 25 10 4 und G 25 9 4 N L liegt ein wesentlicher Unterschied im W-Gehalt. Während der G Z 25 10 4 kein messbaren W-Gehalt besitzt, beinhaltet der γ_2 -anfälliger G 25 9 4 N L mit 0,53 Gew.-% deutlich mehr Wolfram. Genau wie Silizium verschiebt Wolfram die Ausscheidungslinie im ZTA-Diagramm zu kürzeren Zeiten hin (vgl. Bild 1).

Im Steg aus G Z 22 5 3 wurden neben den γ_2 -Ausscheidungen weiterhin feine Nitridausscheidungen gefunden (Bild 37.) Dies begründet sich in der geringen Stickstofflöslichkeit des Ferrits in Kombination mit dem hohen Ferritgehalt im Steg aus G Z 22 5 3 und darin, dass da der überschüssige Stickstoff nicht in den Austenit diffundieren kann [31]. Die Nitride fungieren als Keimbildner für die γ_2 -Bildung bei der Wiedererwärmung durch die Folgelagen [92]. Anzeichen für intermetallische Phasen, wie σ -Phase, wurden auch hier in keinem der Stege gefunden.

Tabelle 15: Zusammenhang zwischen Sekundäraustenit (γ_2) und Drahtzusammensetzung (Angaben in Gew.-%)

← zunehmender γ_2 -Anteil	Draht	γ_2	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	W	N
	G Z 29 8 2	Nein	28,7	6,94	2,19	1,01	0,39	0,14	<0,01	0,363
	G Z 25 10 4	Nein	25,2	9,49	3,95	0,37	0,42	0,09	<0,01	0,269
	G Z 22 5 3	Ja	22,1	5,51	3,22	0,75	0,45	0,18	0,025	0,140
	G 25 9 4 N L	Ja	25,7	9,04	4,17	0,84	0,35	0,53	0,53	0,243
	G 22 9 3 N L	Ja	22,9	8,54	3,11	1,57	0,52	0,05	<0,01	0,160
	G Z 22 8 3 Si	Ja	23,1	8,59	3,13	1,58	0,78	0,09	<0,01	0,158

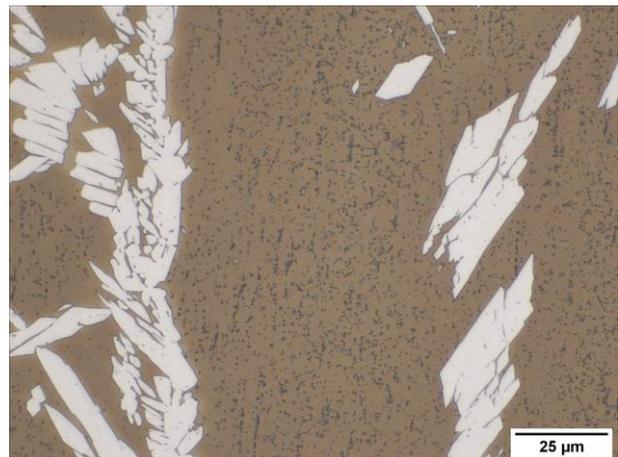
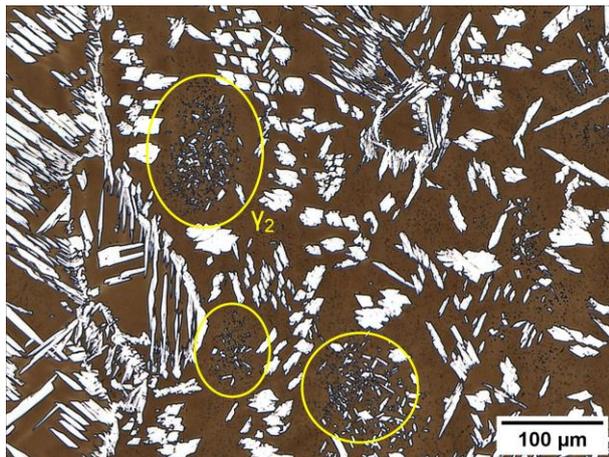


Bild 37: Ausscheidung von γ_2 und Nitriden im Steg aus G Z 22 5 3. Ätzung: Beraha II

5.4.3 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf das Zu-/Abbrandverhalten

Eine wesentliche Ursache für die starken Abweichungen zwischen vorhergesagter und gemessener FN, siehe Bild 36 (links), sind Zu- und Abbrände der Legierungselemente beim Schweißen. So wurde z. B. ein signifikanter Zubrand von Kohlenstoff beim G 22 9 3 N L oder Stickstoff beim G Z 22 5 3 festgestellt (vgl. Bild 38 bis Bild 41).

Wie bereits in Abschnitt 5.2.7 erläutert, wird der C-Zubrand bei den Stegen aus Standardduplex hauptsächlich durch das CO_2 -haltige Schutzgas verursacht. Bei den Superduplexstegen bleibt der C-Gehalt nahezu auf einem Niveau. Der Sauerstoffanteil hingegen steigt bei allen Stegen an, wobei der Zubrand bei den Standardduplexstegen durch das CO_2 -haltige Schutzgas am höchsten ist. Trotz

des inerten Schutzgases bei den Superduplexstegen lässt sich eine Sauerstoffaufnahme nicht verhindern, was auf die schlechte Wärmeableitung und eine damit verbundene starke Sekundäroxidation zurückzuführen ist (siehe auch Abschnitt 5.2.7). Beim G Z 22 5 3 ist ein ausgeprägter Zubrand an Stickstoff zu beobachten. Als Ursache für die hohe N-Aufnahme ist zum einen die prozessbezogene langsame Abkühlung und zum anderen der geringe Ni-Gehalt anzusehen. Je geringer der Ni-Gehalt ist, desto höher ist die N-Löslichkeit im schmelzflüssigen Duplexstahl [93].

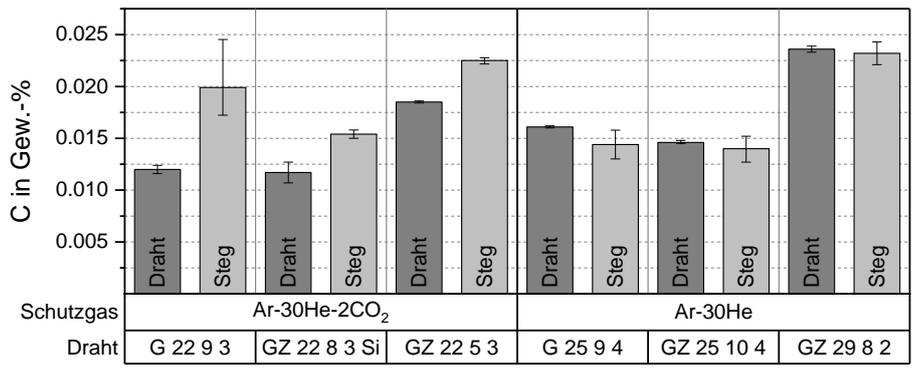


Bild 38: Zu-/Abbrand von Kohlenstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.

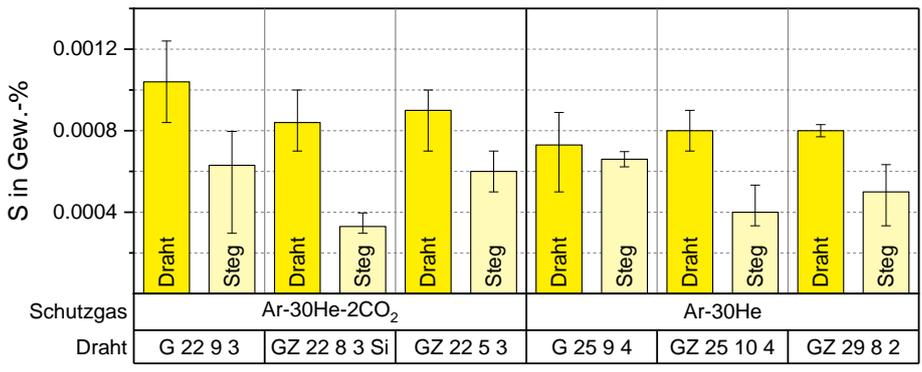


Bild 39: Abbrand von Schwefel in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.

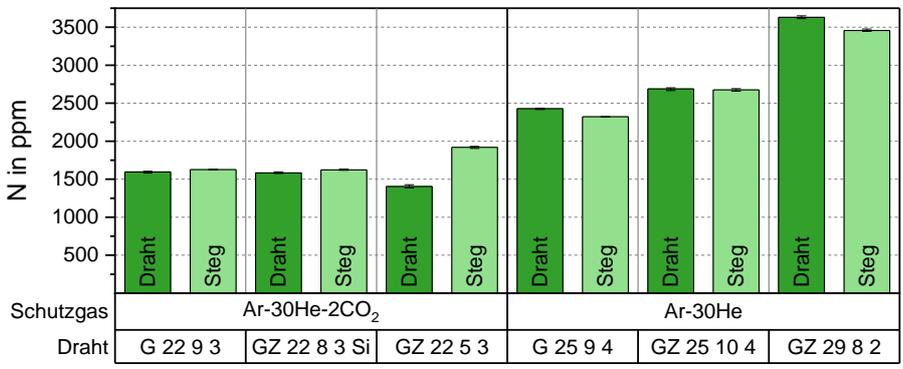


Bild 40: Zu-/Abbrand von Stickstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.

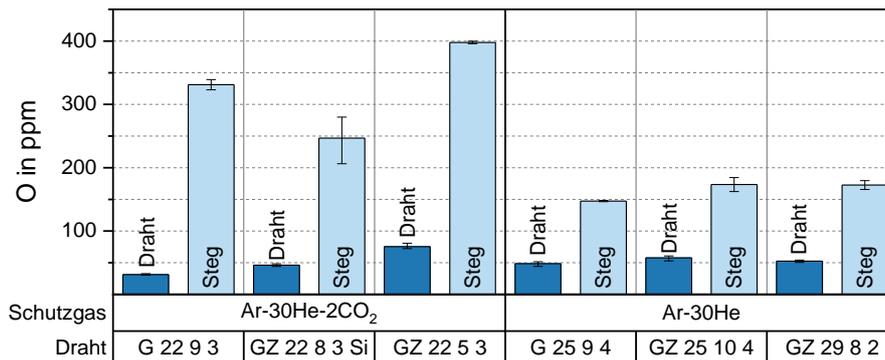


Bild 41: Zubrand von Sauerstoff in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes. Gemessen mittels TGSE.

In Kombination mit der langsamen Abkühlung kann so der Stickstoff aus der Atmosphäre aufgenommen werden. Bei den anderen beiden Standardduplexdrähten ist der N-Zubrand hingegen marginal, was auf die höheren Ni-Gehalte und von vornherein auch höheren N-Gehalte (vgl. Tabelle 10) zurückzuführen ist. Bei den Stegen aus Superduplex kommt es aufgrund des sehr hohen N-Gehaltes in den Drähten sogar zu einem N-Abbrand. Die festgestellten Zu- und Abbrände führen zu Abweichungen zwischen den für die Drahtanalysen und für die Stege berechneten Chrom- und Nickel-Äquivalenten und somit zu den aus dem WRC-1992-Diagramm ermittelten FN-Werten (vgl. Bild 7). Es zeigt sich jedoch, dass die aus dem WRC-1992-Diagramm bestimmten FN-Werte der Stege nur eine geringe Divergenz zu den mit dem Ferritscope gemessenen FN-Werten aufweisen (Bild 42.)

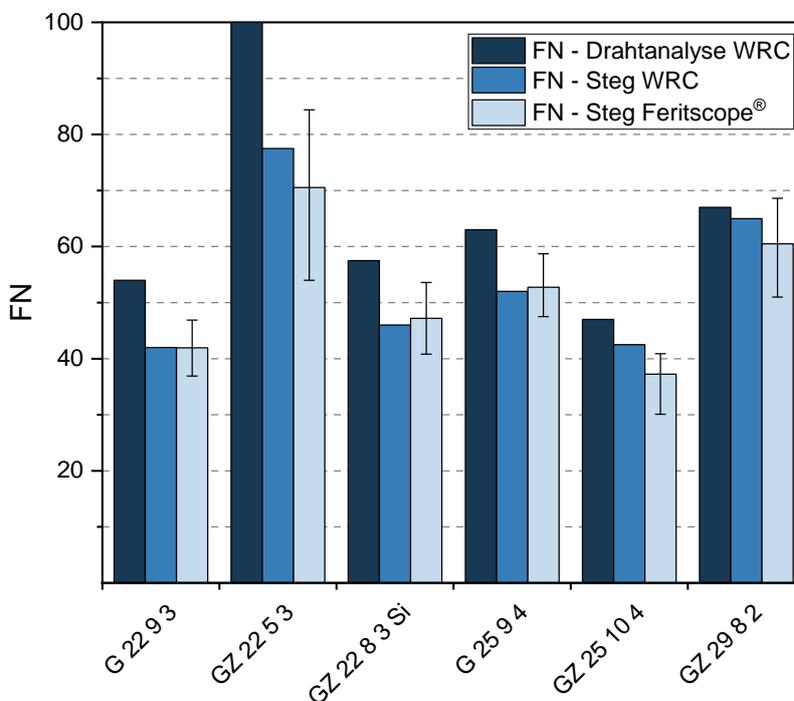


Bild 42: Gegenüberstellung der für die Drahtanalyse und für die Stege aus dem WRC-1992-Diagramm ermittelten FN und der an den Stegen mit dem Ferritscope® gemessenen FN

5.4.4 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Korrosionsbeständigkeit

Analog zu den Stegen in AP 2 (vgl. Abschnitt 5.2.6) wurden diese Stege zum Nachweis der Korrosionsbeständigkeit nach ASTM G48 – Methode A [87] und DIN EN ISO 17781:2017 [16] geprüft. Die Ergebnisse der Korrosionsprüfung zeigt Bild 43. Wie zu sehen ist, wird in keinem Fall der Grenzwert überschritten. Auch hier ist wieder kein negativer Einfluss des Sekundäraustenits oder der Nitride, welche in der Literatur vielfach als schädigend beschrieben werden [26, 36, 92], auf das Korrosionsverhalten unter den geforderten Prüfbedingungen festzustellen.

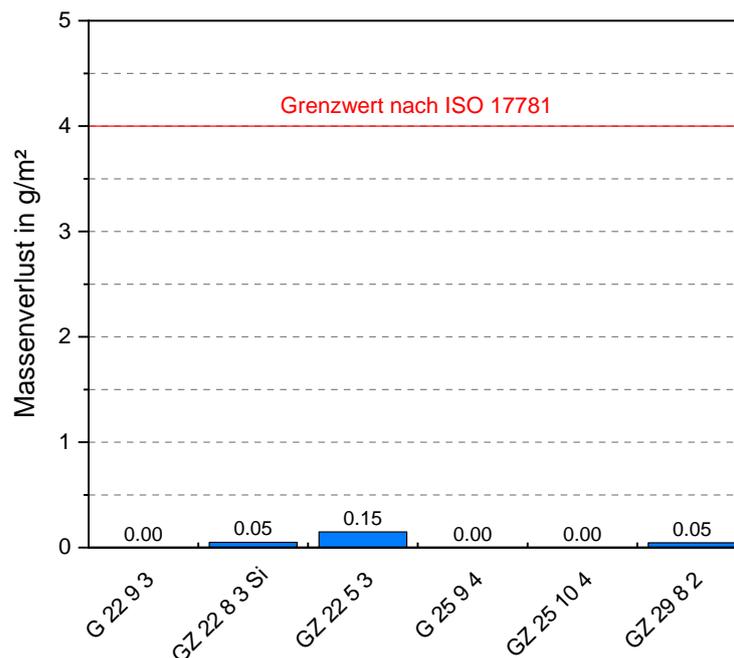


Bild 43: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A

5.4.5 Ableitung eines angepassten Legierungskonzeptes

Die Untersuchungsergebnisse an den Superduplexdrähten vom Typ G Z 25 10 4 und G Z 29 8 2 deuten aufgrund des erreichten Ferrit-Austenit-Verhältnisses und der Abwesenheit von Sekundäraustenit auf eine Eignung zum additiven Schweißen hin. Bei den Standardduplexdrähten hingegen scheint eine Anpassung der Legierungszusammensetzung notwendig zu sein, um zum einen die Gefahr der γ_2 -Bildung zu verringern und zum anderen ein ausgeglichenes Ferrit-Austenit-Verhältnis über einen weiten Schweißparameterbereich (vgl. AP 2 in Abschnitt 5.2.4) zu ermöglichen. Daher wird ein angepasstes Legierungskonzept vorgeschlagen, auf Basis dessen weiterführende Untersuchungen durchgeführt werden können. Das empfohlene Legierungskonzept zeigt Tabelle 16. Der Cr-, Mo-, Mn-, Cu-, W- und N-Gehalt entsprechen grundlegend der nominellen Zusammensetzung des G 22 9 3 N L bzw. G Z 22 8 3 Si. Der Ni-Gehalt hingegen sollte zwischen 7,5–8,0 Gew.-

% liegen. Dadurch ließe sich gemäß WRC-1992-Diagramm ein Chrom-Equivalent von $\approx 26,1$ und ein Nickel-Equivalent von $\approx 11,4$ – $11,9$ erzielen, was 60–65 FN entspricht. Weiterhin sind die Si- und W-Gehalte auf $\text{Si} \leq 0,4$ und $\text{W} < 0,01$ Gew.-% zu begrenzen, um die γ_2 -Bildung zu verhindern. Als vorteilhaft ist bei dem vorgeschlagenen Legierungskonzept anzusehen, dass sich die Wertebereiche innerhalb der Vorgaben nach DIN EN ISO 14343:2017 [72] befinden.

Tabelle 16: Ableitung eines angepassten Draht-Legierungskonzeptes (Angaben in Gew.-%. Einzelwerte sind ca.-Werte, wenn nicht anders angegeben)

↓ zunehmender γ_2 -Anteil	Draht	γ_2	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	W	N
	G Z 29 8 2	Nein	28,7	6,94	2,19	1,01	0,39	0,14	<0,01	0,363
	G Z 25 10 4	Nein	25,2	9,49	3,95	0,37	0,42	0,09	<0,01	0,269
	G Z 22 5 3	Ja	22,1	5,51	3,22	0,75	0,45	0,18	0,025	0,140
	G 25 9 4 N L	Ja	25,7	9,04	4,17	0,84	0,35	0,53	0,53	0,243
	G 22 9 3 N L	Ja	22,9	8,54	3,11	1,57	0,52	0,05	<0,01	0,160
	G Z 22 8 3 Si	Ja	23,1	8,59	3,13	1,58	0,78	0,09	<0,01	0,158
Legierungskonzept (Standardduplex)			23,0	7,5– 8,0	3,1	1,6	$\leq 0,4$	0,09	<0,01	0,160
ISO 14343-A – G 22 9 3 N L			21,0– 24,0	7,0– 10,0	2,5– 4,0	<2,5	<1,0	<0,5	-	0,1–0,2

5.4.6 Fazit zum AP 4

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse, dass die höchsten Ferritgehalte in den Stegen aus dem Ni-reduzierten G Z 22 5 3 und dem höher Cr-legierten G Z 29 8 2 erreicht werden können. Die FN-Werte sind durchweg niedriger als auf Basis der reinen Drahtzusammensetzung durch das WRC-1992-Diagramm prognostiziert wurde. Bei Berücksichtigung der prozessbedingten Zu- und Abbrände liefert das WRC-Diagramm jedoch durchaus gute Prognosen. Weiterhin wurde vielfach eine Sekundäraustenitbildung festgestellt, welche aber keine negativen Auswirkungen auf die Korrosionsbeständigkeit unter den geforderten Prüfbedingungen zeigt. Intermetallische Phasenausscheidungen (z. B. Sigma-Phase) wurden hingegen nicht gefunden. Der G Z 25 10 4 und G Z 29 8 2 offerieren scheinbar die beste Eignung zum additiven Schweißen unter den untersuchten Drähten aufgrund der Abwesenheit von γ_2 und einem akzeptablen Ferrit-Austenit-Verhältnis. Für den Bereich der Standardduplexdrähte wurde ein angepasstes Legierungskonzept abgeleitet, um eine bessere Eignung für das WAAM® zu erreichen.

5.5 Erforschung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur auf den Austenit-Anteil

5.5.1 Versuchsdurchführung

Die Abkühlraten und somit die Zeit, die der Umwandlung von Ferrit in Austenit sowie der Ausscheidung von γ_2 zur Verfügung steht, kann u. a. über Streckenenergie und Zwischenlagentemperatur (T_{ZW}) gesteuert werden. Um eine möglichst schnelle Abkühlung zu gewährleisten, wurde angestrebt beide sehr gering zu halten. Daher erfolgte in den bisherigen Schweißungen eine Begrenzung der maximalen Zwischenlagentemperatur auf 100 °C. Dies führt jedoch zu einer signifikanten Verlängerung der Fertigungszeiten [12] und macht die Herstellung additiv gefertigter Komponenten mitunter unwirtschaftlich. Im AP 5 wurde daher der Einfluss höherer Zwischenlagentemperaturen auf das Gefüge (F/A-Verhältnis und sekundäre Phasenausscheidungen) bewertet. Dazu wurden Stege mit den in der Literatur maximal zulässigen Zwischenlagentemperaturen (250 °C für Standardduplex, 150 °C für Superduplex, vgl. Tabelle 2) hergestellt. Als Standardduplex kamen der G 22 9 3 N L und als Superduplex der G 25 9 4 N L zur Anwendung. Um eine möglichst konstante T_{ZW} von der 1. Lage an zu gewährleisten, wurde das Substrat vor dem Schweißen im Ofen vorgewärmt. Als Schweißparameter wurden die "Worst Case"-Parameter aus AP 2 (vgl. Abschnitt 5.2) verwendet, um die T_{ZW} über alle Lagen hinweg möglichst konstant auf einem Niveau halten zu können. Eine Übersicht der im AP 5 verwendeten Prozessparameter zeigt Tabelle 17. Beim Schweißen erfolgten die Ermittlung der Abkühlzeiten und der Temperaturzyklen. Die Gefüge wurden hinsichtlich Ferritgehalt und Phasenausscheidungen metallografisch bewertet.

Tabelle 17: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 5)

Parameter	G 22 9 3 N L	G 25 9 4 N L
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)	
Schweißposition	PA	
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$	
Schutzgas	ArHeC – 30/2	ArHe – 30
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min	
Kontaktrohrabstand	12 mm	
Drahtvorschubgeschwindigkeit	6 m/min	
Lichtbogenkorrektur	0	
Dynamikkorrektur	0	
Schweißgeschwindigkeit	30 cm/min	
Streckenenergie	ca. 6 kJ/cm	
max. Zwischenlagentemperatur	250 °C	150 °C

5.5.2 Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und den Temperaturzyklus

Wie oben beschrieben, wurde das Substrat im Ofen vorgewärmt, um eine möglichst konstante T_{ZW} über alle Lagen hinweg ($T_{ZW} = 150\text{ °C}$ für den G 25 9 4 N L bzw. 250 °C für den G 22 9 3 N L) zu gewährleisten. Dennoch konnte die T_{ZW} nicht über alle Lagen konstant gehalten werden, da z. T. zu lange Pausen durch die manuelle Brennerausrichtung und das Anschweißen der Thermoelemente entstanden sind. Der Verlauf der T_{ZW} in Abhängigkeit der Lagen ist in Bild 44 dargestellt. Die blaue Linie indiziert die Referenz aus den vorherigen Schweißungen mit G 25 9 4 N L NL ($T_{ZW, \max} = 100\text{ °C}$) bei gleichen Schweißparametern.

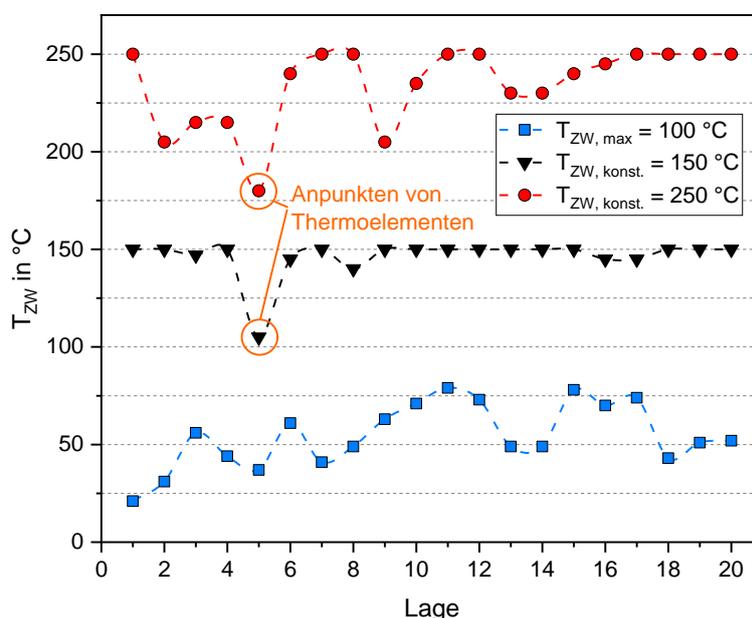


Bild 44: Erreichte Zwischenlagentemperaturen

Wenngleich die T_{ZW} nicht über alle Lagen hinweg konstant gehalten werden konnte, zeigen die Ergebnisse eindeutig, dass die $t_{12/8}$ -Zeit signifikant mit zunehmender T_{ZW} ansteigt, siehe Bild 45. Analog zu den Ergebnissen in AP 2 (vgl. Abschnitt 5.2.3) wird auch hier ersichtlich, dass die unteren Lagen durch die geometrisch bedingte Wärmeableitung trotz der Vorwärmung des Substrates schneller abkühlen als die oberen Lagen. Ab etwa 4.–5. Lage pendeln sich die $t_{12/8}$ -Zeiten wieder auf einem Niveau ein.

Ziel war es weiterhin wieder die Verweilzeiten in den für kritische Ausscheidungen relevanten Temperaturbereichen zu ermitteln und im ZTA-Diagramm abzutragen. Aufgrund eines technischen Fehlers bei der Datenaufzeichnung, der erst nachträglich festgestellt wurde, können die Verweilzeiten jedoch nicht ausgewertet werden. Es ist aber davon auszugehen, dass sich die Verweilzeiten analog zu den $t_{12/8}$ -Zeiten hin zu längeren Zeiten verschieben und sich die Gefahr hinsichtlich unerwünschter Phasenausscheidungen vergrößert.

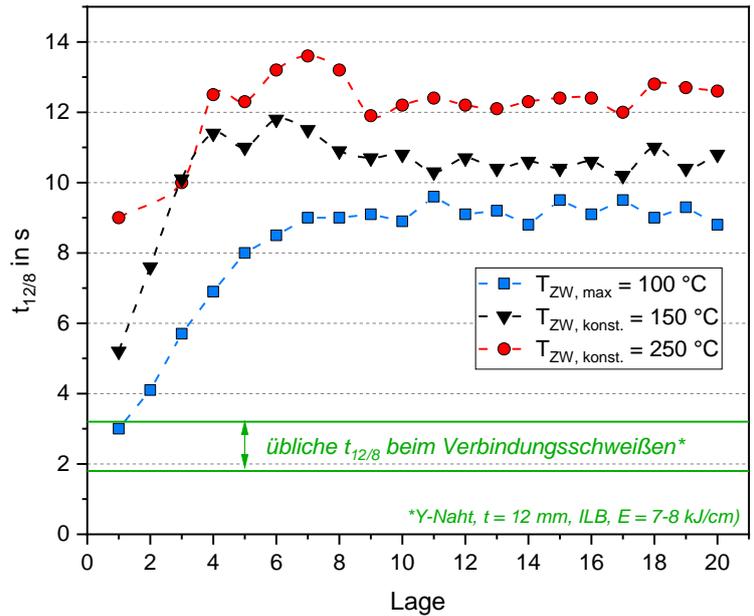


Bild 45: Einfluss der T_{ZW} auf die $t_{12/8}$ -Zeit in Abhängigkeit der Lage

5.5.3 Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Gefügeausbildung

In Bild 46 ist der Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf den Ferritgehalt dargestellt. Am Beispiel des G 22 9 3 N L ist anhand der Ferrit-%-Messungen (Bildanalyse) und FN-Messungen sehr gut zu erkennen, dass der Ferritgehalt durch eine Erhöhung der T_{ZW} sinkt. Dies ist auf die mit der T_{ZW} zunehmenden $t_{12/8}$ -Zeit zurückzuführen.

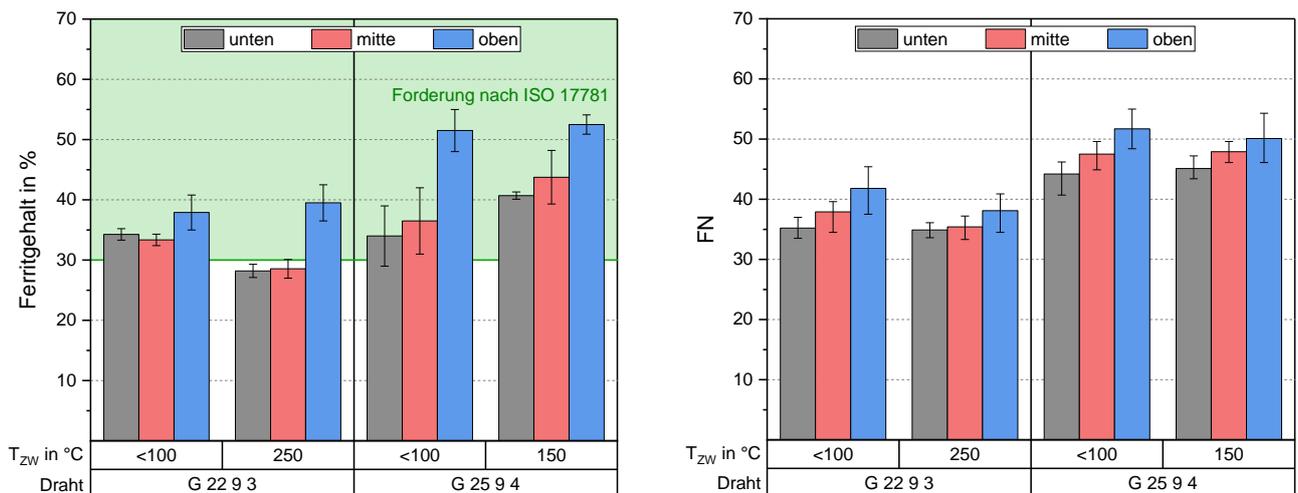


Bild 46: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit von Zwischenlagentemperatur (T_{ZW}) und Lagenhöhe am Beispiel des G 22 9 3 N L und G 25 9 4 N L

So führt die höhere T_{ZW} zu ca. 4–6 % (absolut) weniger Ferrit, sodass die Forderung nach DIN EN ISO 17781 deutlich unterschritten wird. Der G 25 9 4 N L hingegen verhält sich beim Ferrit-%-Gehalt entgegengesetzt. Die Ursache dessen ist jedoch nicht eindeutig auszumachen. Bereits bei den Untersuchungen im AP 2 (vgl. Abschnitt 5.2.4) wies der G 25 9 4 N L schon relativ starke Schwankungen beim Ferritgehalt in Abhängigkeit der Streckenenergie auf. Demzufolge kann das hier vorliegende Ergebnis auch diesen Streuungen unterlegen sein. Wohlmöglich liegen die gewählten T_{ZW} (< 100 °C vs. 150 °C) auch zu nahe beieinander, um eindeutige Zusammenhänge abzuleiten. Obwohl die Erhöhung der T_{ZW} zu deutlich langsameren Abkühlraten und vermutlich auch längeren Verweilzeiten in den für kritische Ausscheidungen relevanten Temperaturbereichen führt, konnten keine intermetallischen Phasenausscheidungen, wie σ -Phase, festgestellt werden. Die γ_2 -Bildung ist vergleichbar zu den Erscheinungen, die bereits in den vorherigen Abschnitten festgestellt wurden.

5.5.4 Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Fertigungszeit

Die Fertigungszeit zur Herstellung der Stege setzt sich im Wesentlichen aus der Schweißzeit und den Nebenzeiten zusammen. Die Nebenzeiten werden insbesondere durch die Wartezeit für das Abkühlen der Stege bis auf die festgelegte maximale Zwischenlagentemperatur bestimmt. Die Erhöhung der T_{ZW} führt folglich dazu, dass die Fertigungszeit durch die signifikant geringeren Nebenzeiten erheblich reduziert wird, siehe Bild 47. Dadurch wird ein deutlich höherer Nutzungsgrad (Verhältnis von Schweißzeit t_s zur Fertigungszeit t_{Ges}) erreicht.

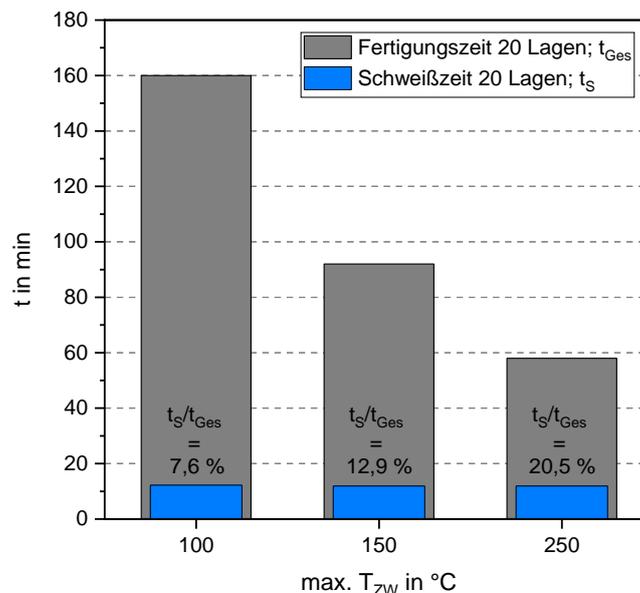


Bild 47: Einfluss der T_{ZW} auf die Fertigungszeit t_{Ges} und den Nutzungsgrad (Verhältnis von Schweißzeit t_s zur Fertigungszeit t_{Ges})

5.5.5 Fazit zum AP 5

Zusammenfassend lässt sich zum Einfluss der Zwischenlagentemperatur schlussfolgern, dass die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit signifikant mit zunehmender T_{ZW} ansteigt. Die zunehmenden $t_{12/8}$ -Zeiten können in der Folge zu einer übermäßigen Austenitbildung und damit zu unzulässig niedrigen Ferritgehalten führen, wie am Beispiel des G 22 9 3 N L gezeigt wurde. Aus metallurgischer Sicht ist demzufolge die Wahl einer geringeren T_{ZW} zu empfehlen. Aus fertigungstechnischer Sicht hingegen hat eine höhere T_{ZW} den Vorteil, dass die Nebenzeiten durch die geringeren Wartezeiten signifikant reduziert werden können und somit ein höherer Nutzungsgrad und eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit erreicht werden können.

5.6 Erforschung des Einflusses einer zusätzlichen Kühlung auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis

5.6.1 Versuchsdurchführung

Eine weitere Option zur Erhöhung der Abkühlraten ist der Einsatz zusätzlicher Mittel zur Wärmeab-
leitung. Untersucht wurden die Auswirkungen des Schweißens im Wasserbad, aber auch einer Küh-
lung durch einen zusätzlichen Schutzgasstrom. Diese Untersuchungen erfolgten ebenfalls anhand
der Geometrie Steg mit dem im AP 2 (vgl. Abschnitt 5.2) ermittelten "Worst Case"-Parametersatz
($v_S = 30 \text{ cm/min}$, $v_{Dr} = 6 \text{ m/min}$, $E \approx 6 \text{ kJ/cm}$), da sich davon ausgehend das Verbesserungspotential
der Kühlmaßnahmen am zielführendsten bewerten lässt. Als Zusatzwerkstoff wurde der
G Z 22 8 3 Si verwendet. Eine Übersicht der im AP 6 verwendeten Prozessparameter zeigt Tabelle
18. Während der Schweißungen wurden die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten aufgezeichnet. An den gefertigten
Schweißproben erfolgten Sicht- und Durchstrahlungsprüfungen. Weiterhin sind metallographische
Untersuchungen durchgeführt und die Ferritanteile ermittelt worden. Mittels TGSE wurde überprüft,
inwiefern durch die Kühlmaßnahmen eine Gasaufnahme erfolgt.

Tabelle 18: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 6)

Parameter	Einstellung	
Kühlmedium	Ar, NH-5	Wasser
Zusatzwerkstoff	G Z 22 8 3 Si	
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)	
Schweißposition	PA	
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ$, $\beta = 0^\circ$	
Schutzgas	ArHeC – 30/2	
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min	
Kontaktrohrabstand	12 mm	
Drahtvorschubgeschwindigkeit	6 m/min	
Lichtbogenkorrektur	0	
Dynamikkorrektur	0	
Schweißgeschwindigkeit	30 cm/min	
Streckenenergie	ca. 6 kJ/cm	
max. Zwischenlagentemperatur	50 °C	21 °C (Wassertemperatur)

5.6.2 Konzept zur Kühlung mittels Wasserbades

Für die Schweißungen im Wasserbad wurde ein Wasserbehälter in den Abmessungen 580 x
320 x 170 mm verwendet. Das Wasser wurde nach jeder geschweißten Lage manuell nachgefüllt,
um den Abstand zwischen Naht- und Wasseroberfläche (h_w) anzupassen, siehe Bild 48. Der opti-
male Abstand im Hinblick auf einen Kompromiss zwischen einer Reduzierung der $t_{12/8}$ -Zeit und einer

akzeptablen Nahtoberfläche wurde zunächst anhand einer Parameterfindung ermittelt. Anschließend wurde ein kompletter Steg (20 Lagen) mit dem als optimal ermittelten Abstand h_W gefertigt. Zur Gewährleistung einer konstanten Wasserbadtemperatur von 21 °C, ist das Wasser in regelmäßigen Abständen gewechselt worden.

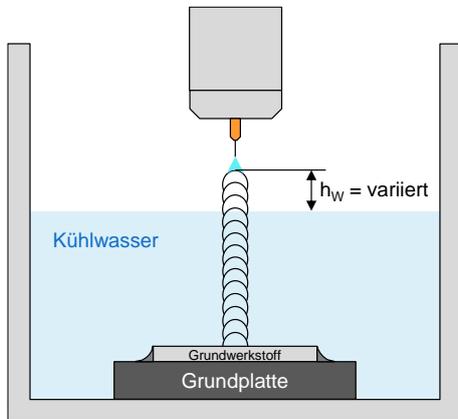


Bild 48: Schema der Wasserbadschweißungen. h_W = Abstand zwischen Naht- und Wasseroberfläche

5.6.3 Einfluss der Wasserbadhöhe auf die $t_{12/8}$ -Zeit, den Schweißprozess und die Nahtoberfläche

Bild 49 stellt den Einfluss von h_W auf die $t_{12/8}$ -Zeit dar. Wie zu sehen ist, nimmt die $t_{12/8}$ -Zeit mit zunehmenden h_W kontinuierlich zu. Ab einem h_W von ca. ≥ 15 mm erreicht die $t_{12/8}$ -Zeit wieder Werte, die auch ohne zusätzliche Kühlmaßnahmen bei gleichen Schweißparametern vorliegen (siehe roter Bereich).

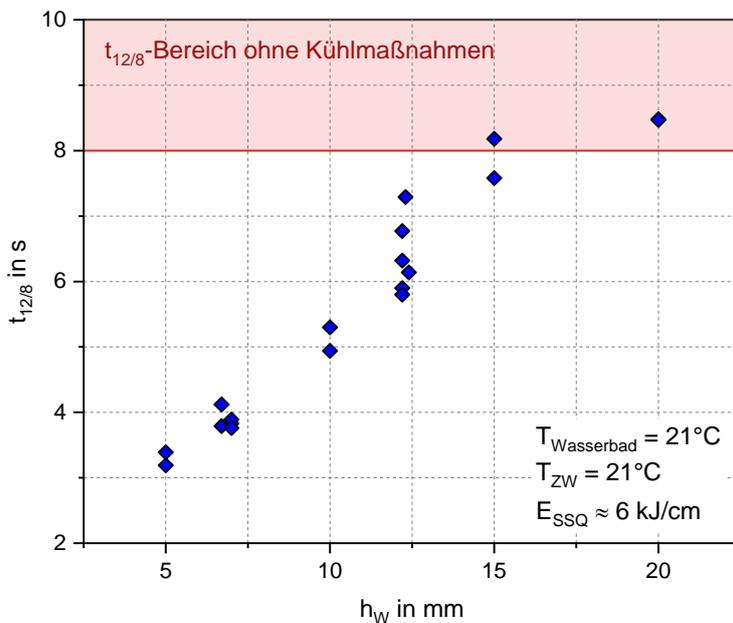


Bild 49: Einfluss des Abstandes von Naht- zur Wasseroberfläche (h_W) auf die $t_{12/8}$ -Zeit

Für einen nutzbaren Effekt des Wasserbades auf die $t_{12/8}$ -Zeit muss h_w also kleiner 15 mm sein. Dem positiven Effekt der $t_{12/8}$ -Zeitreduzierung steht jedoch eine negative Auswirkung auf die Nahtoberfläche gegenüber. Je kleiner h_w , desto rauer wird die Nahtoberfläche. Weiterhin bilden sich mit kleiner werdendem h_w zunehmend fest anhaftende Oxid- bzw. Schlackeschichten, welche sich mit einer Drahtbürste z. T. nicht oder nur schwer entfernen lassen, siehe Bild 50.

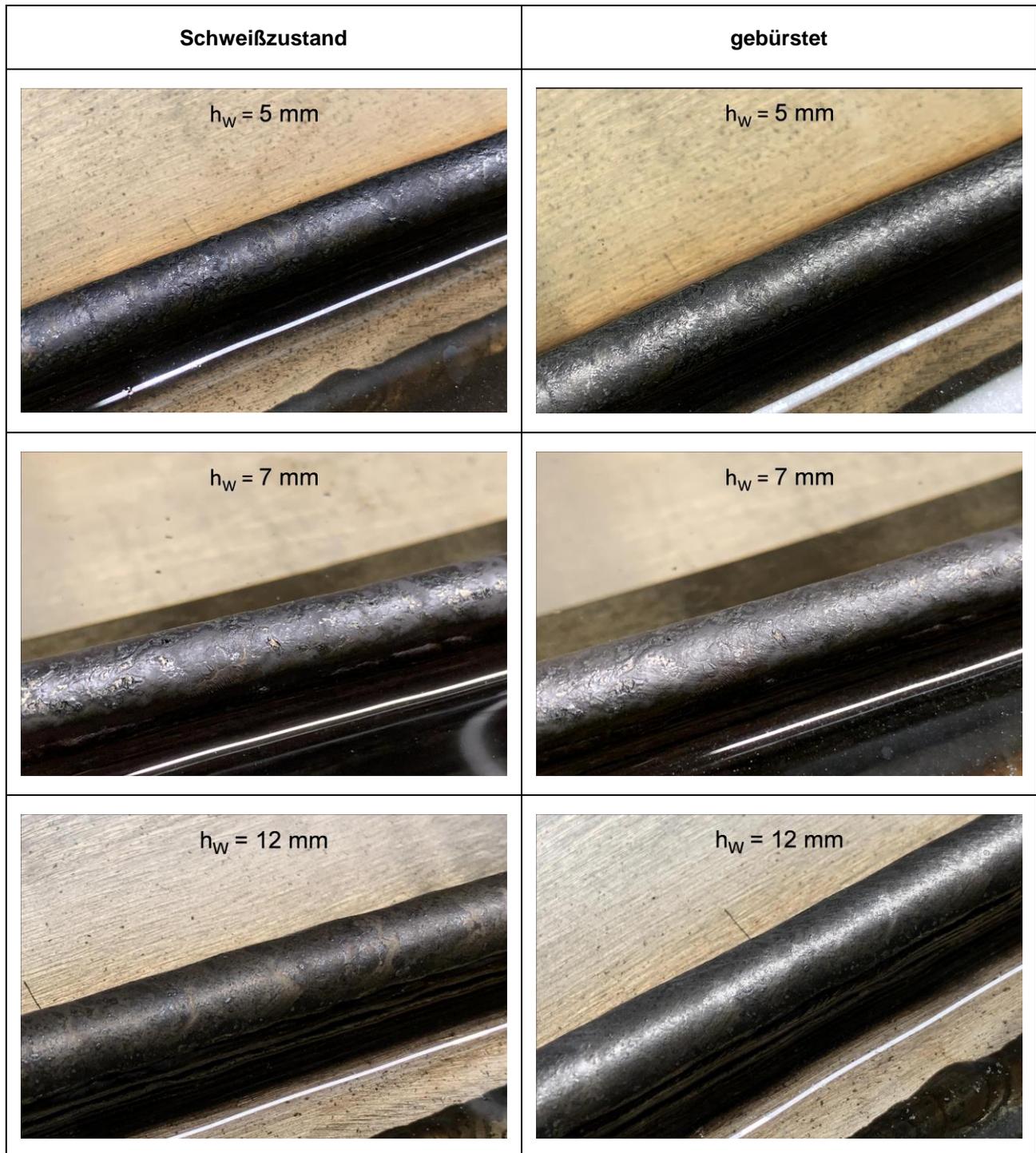


Bild 50: Nahtoberflächen im Schweißzustand und gebürstet in Abhängigkeit des Abstandes von Naht- zur Wasseroberfläche (h_w)

Dies steht vermutlich mit der mit kleiner werdendem h_w zunehmenden Verdampfung des umgebenden Wassers in Zusammenhang. Durch den Lichtbogendruck und die heiße Schweißnaht kommt es bei kleinen h_w außerdem zu einer starken Bildung von fein verteilten Wasserspritzern in der Umgebung des Lichtbogens, siehe Bild 51.

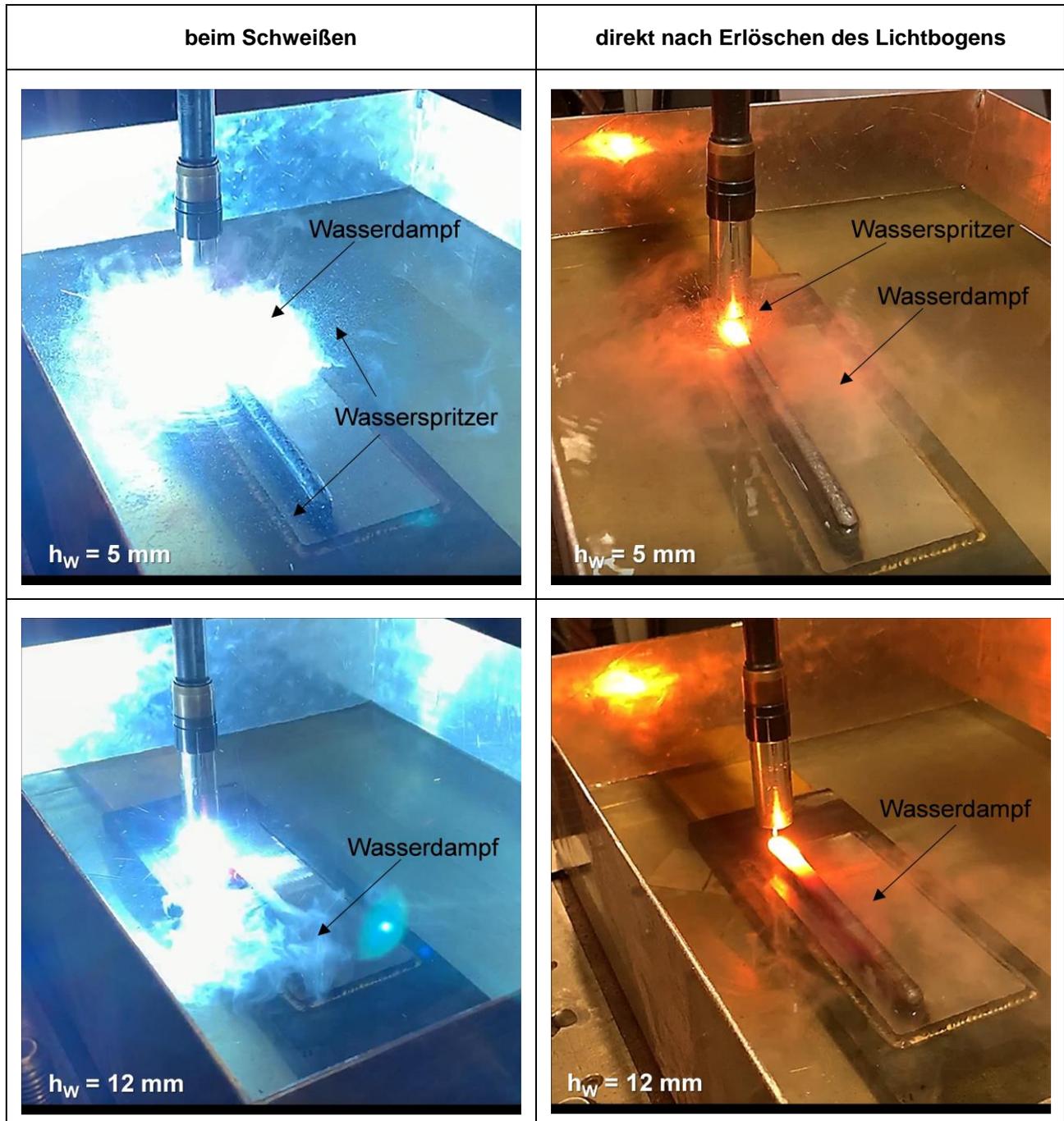


Bild 51: Wasserdampf- und -spritzerbildung in Abhängigkeit von h_w

Der Schweißprozess an sich wird jedoch nicht merklich durch das Wasserbad beeinflusst. Strom- und Spannungsverlauf waren unabhängig von h_w sehr regelmäßig und wiesen keine signifikanten Unstetigkeiten auf. Als Kompromiss aus reduzierter $t_{12/8}$ -Zeit und akzeptabler Nahtoberfläche wurde

ein (h_w) von 7 mm, entsprechend einer $t_{12/8}$ -Zeit von ca. 4 s, für die folgende Stegschweißung mit 20 Lagen ausgewählt, um den Einfluss auf das Gefüge und innere Unregelmäßigkeiten zu überprüfen.

5.6.4 Einfluss der Wasserbadkühlung auf die Gefügeausbildung

In Bild 52 ist der Einfluss der Kühlmaßnahme in Form der Wasserbadkühlung auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis dargestellt. Als Referenz dient eine adäquate Schweißung, die mit identischen Schweißparametern, aber ohne externe Kühlmaßnahme, hergestellt wurde. Trotz der deutlich schnelleren Abkühlung der Schweißnähte im Wasserbad ($t_{12/8, \text{Wasserbad}}$ ca. 4 s vs. $t_{12/8, \text{ohne Kühlung}}$ ca. 10 s) ist weder ein signifikanter noch eindeutiger Einfluss auf den Ferritgehalt festzustellen. Die Messungen mittels Feritscope deuten auf einen etwas höheren Ferritgehalt in den im Wasserbad gefertigten Stegen hin, während die Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse ein widersprüchliches Ergebnis liefert. Die Ursache dafür ist unklar. Letztendlich zeigen die Ergebnisse aber, dass die externe Kühlmaßnahme im Wasserbad keinen signifikanten Vorteil hinsichtlich des A-F-Verhältnisses mit sich bringt.

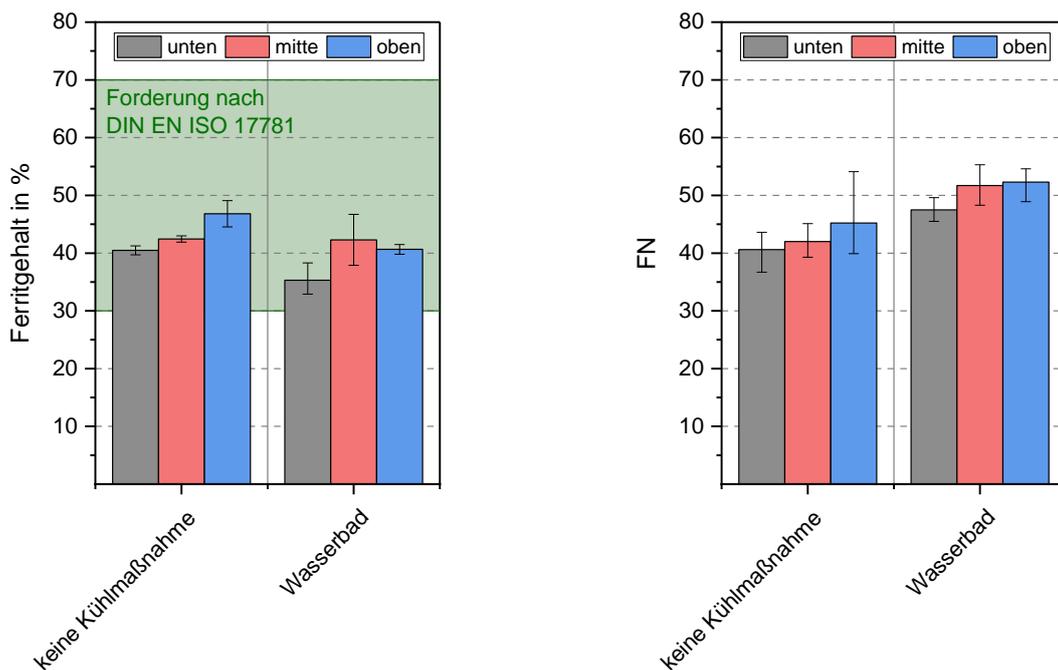


Bild 52: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit der Kühlung und Lagenhöhe am Beispiel des G Z 22 8 3 L Si

Auch die Bildung von Sekundäraustenit kann durch die Wasserbadkühlung weder unterdrückt noch vermindert werden. Wie Bild 53 zeigt, kommt es weiterhin zu einer großflächigen γ_2 -Bildung.

5.6.5 Einfluss der Wasserbadkühlung auf innere Unregelmäßigkeiten und die Gasaufnahme

Trotz der relativ starken Wasserdampfbildung treten keine inneren Unregelmäßigkeiten auf, wie die Ergebnisse der Durchstrahlungsprüfung zeigen. Im Hinblick auf eine Gasaufnahme ist allerdings festzustellen, dass der Sauerstoffgehalt im Vergleich zu einer Schweißung ohne Kühlmaßnahme deutlich durch die Wasserbadkühlung ansteigt (Bild 54)

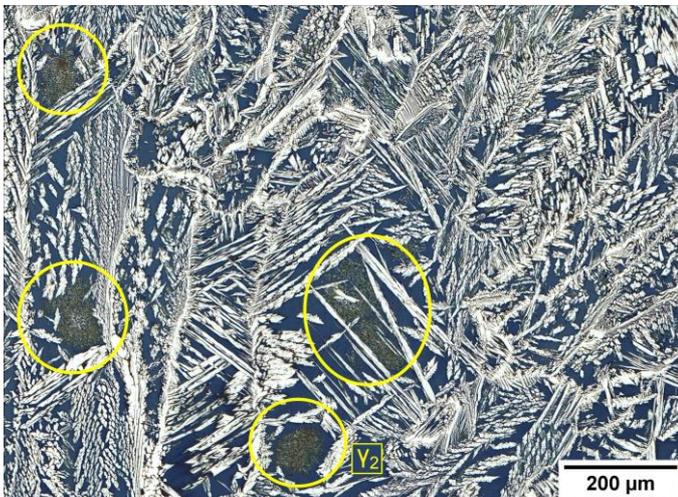


Bild 53: Sekundäraustenit im Gefüge wasserbadgekühlter Steg

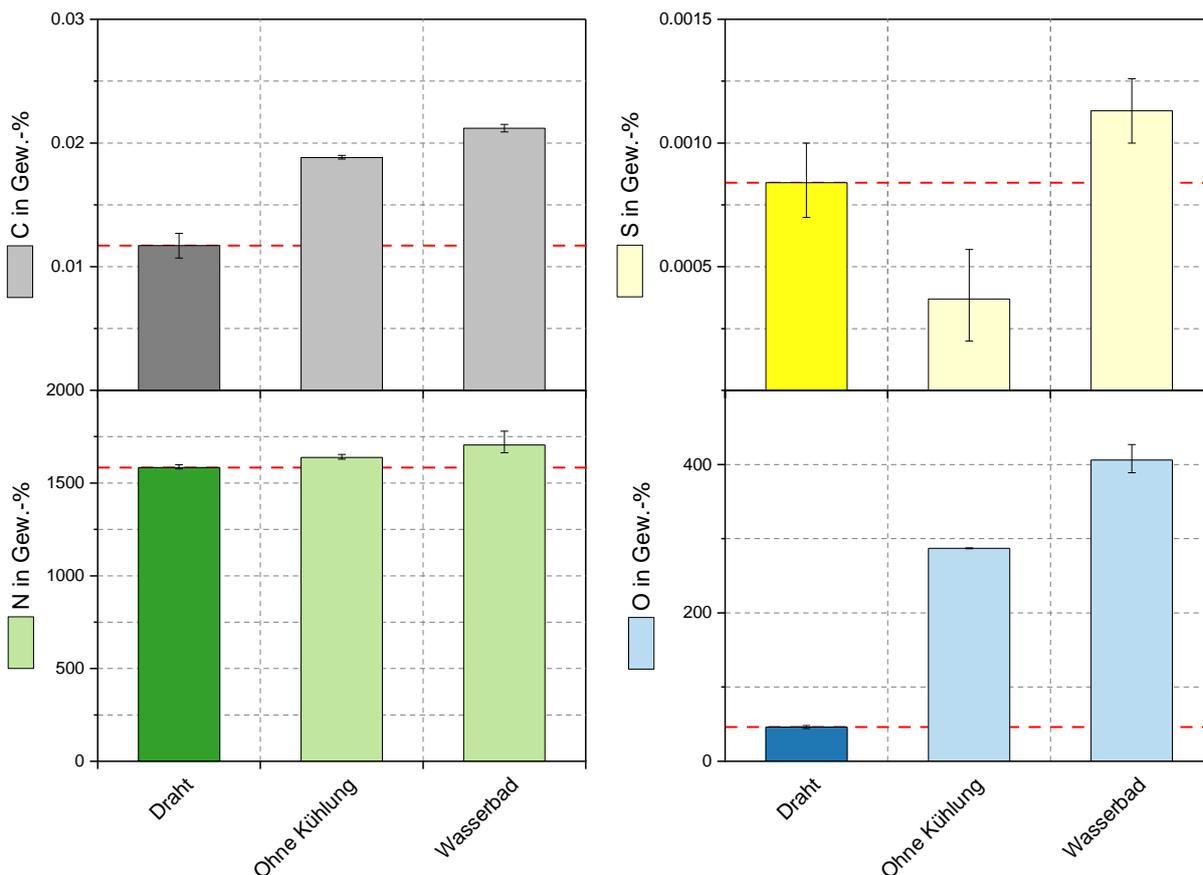


Bild 54: Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit der Kühlmethode an den Stegen aus G Z 22 8 3 Si. Gehalte im Draht als Referenz (Werte = absolute Gehalte)

Auch die Gehalte an Kohlenstoff, Schwefel und Stickstoff haben durch die Wasserbadkühlung zugenommen. Alle Gehalte liegen aber innerhalb der Grenzwerte nach DIN EN ISO 14343 [72].

5.6.6 Konzept zur Kühlung mittels zusätzlichem Schutzgasstrom

Zur Kühlung mittels zusätzlichem Schutzgasstrom wurde eine Kupferdüse mit einer Austrittsöffnung von 1,2 mm verwendet, die direkt hinter dem Brenner angebracht wurde, siehe Bild 55. Variiert wurden die Abstände a und b , der Auftreffwinkel α sowie die Zusammensetzung und die Durchflussmenge des Kühlgases. Die optimalen Einstellungen im Hinblick auf einen Kompromiss zwischen einer Reduzierung der $t_{12/8}$ -Zeit und einer akzeptablen Nahtoberfläche wurden auch hier zunächst anhand einer Parameterfindung ermittelt. Um einen zusätzlichen Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf die Abkühlung zu vermeiden, wurde eine T_{zw} von max. 50 °C festgelegt.

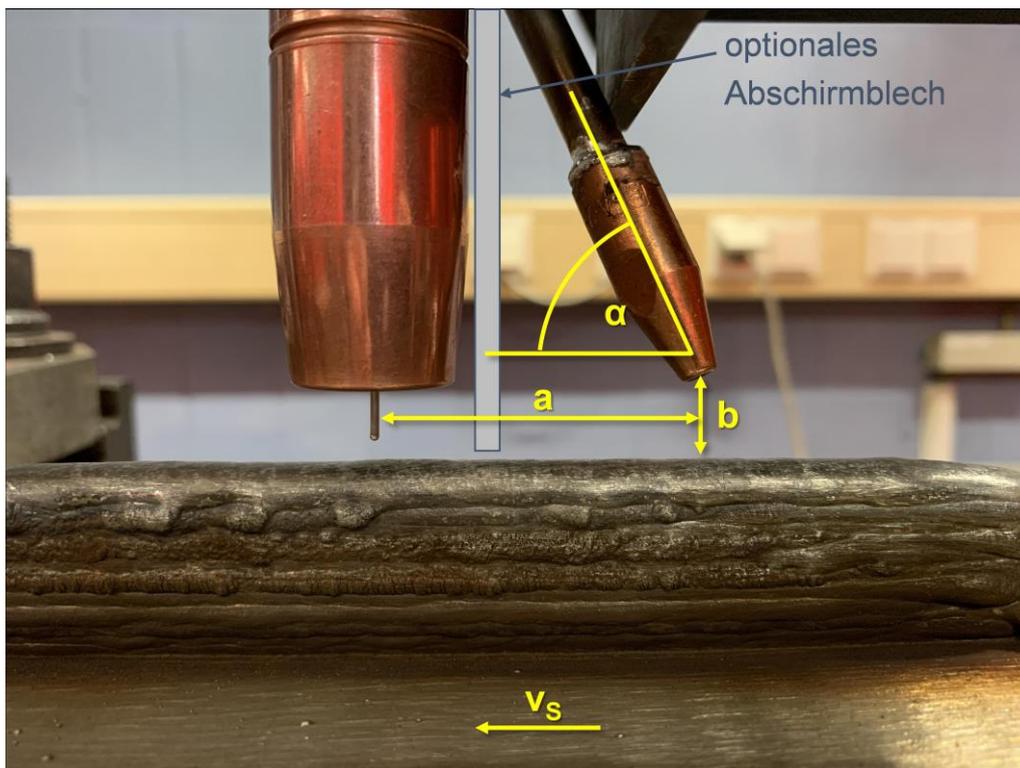


Bild 55: Versuchsaufbau zum Schweißen mittels zusätzlichem Schutzgasstrom

5.6.7 Einfluss der Schutzgaskühlung auf die $t_{12/8}$ -Zeit, den Schweißprozess und die Nahtoberfläche

Die Ergebnisse zeigen, dass durch eine zusätzliche Schutzgaskühlung eine signifikante Reduzierung der $t_{12/8}$ -Zeit erreicht werden kann. Die erreichbaren $t_{12/8}$ -Zeiten liegen im Bereich der Wasserbadkühlung, siehe Tabelle 19. Allerdings ist auch hier je nach Parametereinstellung (a , b , α) mit inakzeptablen Nähten zu rechnen. Insbesondere der Abstand a und der Winkel α scheinen eine besonders starke Auswirkung zu haben. Je größer der Winkel ist, also je steiler das Gas auf die Naht auftritt, und je kleiner der Abstand a ist, desto größer ist die Gefahr, dass das kühlende Gas durch den Aufprall in Richtung Lichtbogen strömt und das primäre Schutzgas und das Schmelzbad durch Mitnahme von Luft negativ beeinflusst.

Tabelle 19: Ergebnisse zur Untersuchung des Einflusses der zusätzlichen Schutzgaskühlung

Schutzgas	Menge in l/min	a in mm	b in mm	α in °	Schutzblech ja/nein	$t_{12/8}$ in s	Nahtqualität
Ar	30	31	5	83	nein	5,7	n. i. O.
Ar	30	40	7	74	nein	3,3	n. i. O.
Ar	30	50	5	60	nein	4,4	n. i. O.
Ar	30	45	13	68	nein	3,5	n. i. O.
Ar	30	45	8	33	nein	5,1	i. O.
Ar	30	35	8	36	nein	3,8	i. O.
Ar	30	27	8	32	nein	-	n. i. O.
Ar	45	35	8	36	nein	3,6	n. i. O.
Ar	30	30	8	68	ja	3,7	n. i. O.
NH-5	20	35	7	36	nein	4,0	i. O.
NH-5	30	35	8	36	nein	3,3	i. O.

Dies ist sowohl an Instabilitäten im Schweißprozess als auch an der Nahtoberfläche deutlich zu sehen (Bild 56 und Bild 57). Der Versuch ein Abschirmblech zwischen Brenner und zusätzlicher Schutzgasdüse zu positionieren blieb ohne Erfolg. Als optimale Parameter im Hinblick auf eine reduzierte $t_{12/8}$ -Zeit und eine akzeptable Nahtoberfläche erwiesen sich $a = 35$ mm, $b = 8$ mm und $\alpha = 36^\circ$ (Tabelle 19, grün schattierte Zeilen). Neben Argon 4.6 als kühlendes Schutzgas wurde außerdem das Formiergas NH-5, ein Gemisch aus Stickstoff und 5 % Wasserstoff, getestet, da sich Vorteile durch die reduzierende Wirkung und die höhere Wärmeleitfähigkeit und -kapazität erhofft wurden. Die $t_{12/8}$ -Zeit reduzierte sich jedoch nur marginal. Aufgrund dessen und weil die im Wasserbad geschweißten Stege keine vorteilhafte Gefügeausbildung im Hinblick auf das F/A-Verhältnis und die γ_2 -Bildung ergab, erfolgte an den Stegen mit zusätzlicher Schutzgaskühlung keine ausführliche Gefügeanalyse.

5.6.8 Fazit zum AP 6

Die $t_{12/8}$ -Zeit lässt sich sehr effektiv mit externen Abkühlmaßnahmen reduzieren. Bei den Schweißungen im Wasserbad ist hervorzuheben, dass der Schweißprozess auch bei kleinen Abständen zwischen Naht- und Wasseroberfläche nicht merklich beeinflusst wird. Bei Verwendung einer zusätzlichen Schutzgaskühlung hingegen reagiert der Schweißprozess deutlich sensibler auf den Versuchsaufbau. Bei optimierter Einstellung können aber mit beiden Kühlvarianten optisch gute Nähte mit einer ca. 50%igen Reduzierung der $t_{12/8}$ -Zeit gegenüber dem Ausgangswert ohne Kühlung erreicht werden. Das F/A-Verhältnis und die γ_2 -Bildung verbesserte sich jedoch nicht merklich, sodass der erhöhte Versuchsaufwand in diesem Kontext als nicht nutzbringend einzustufen ist.

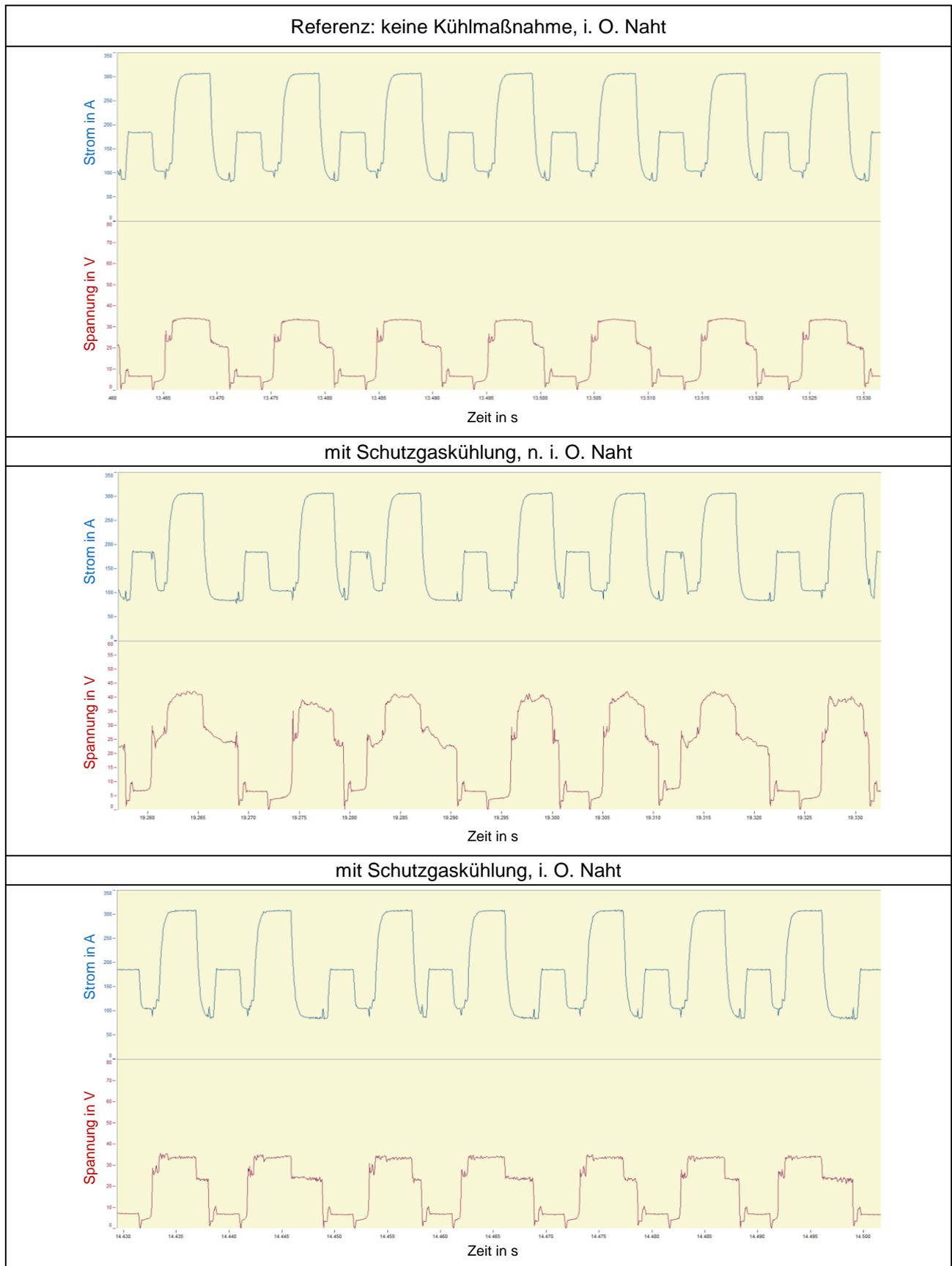


Bild 56: Vergleich beispielhafter Strom-/Spannungs-Zeit-Verläufe mit und ohne Schutzgaskühlung

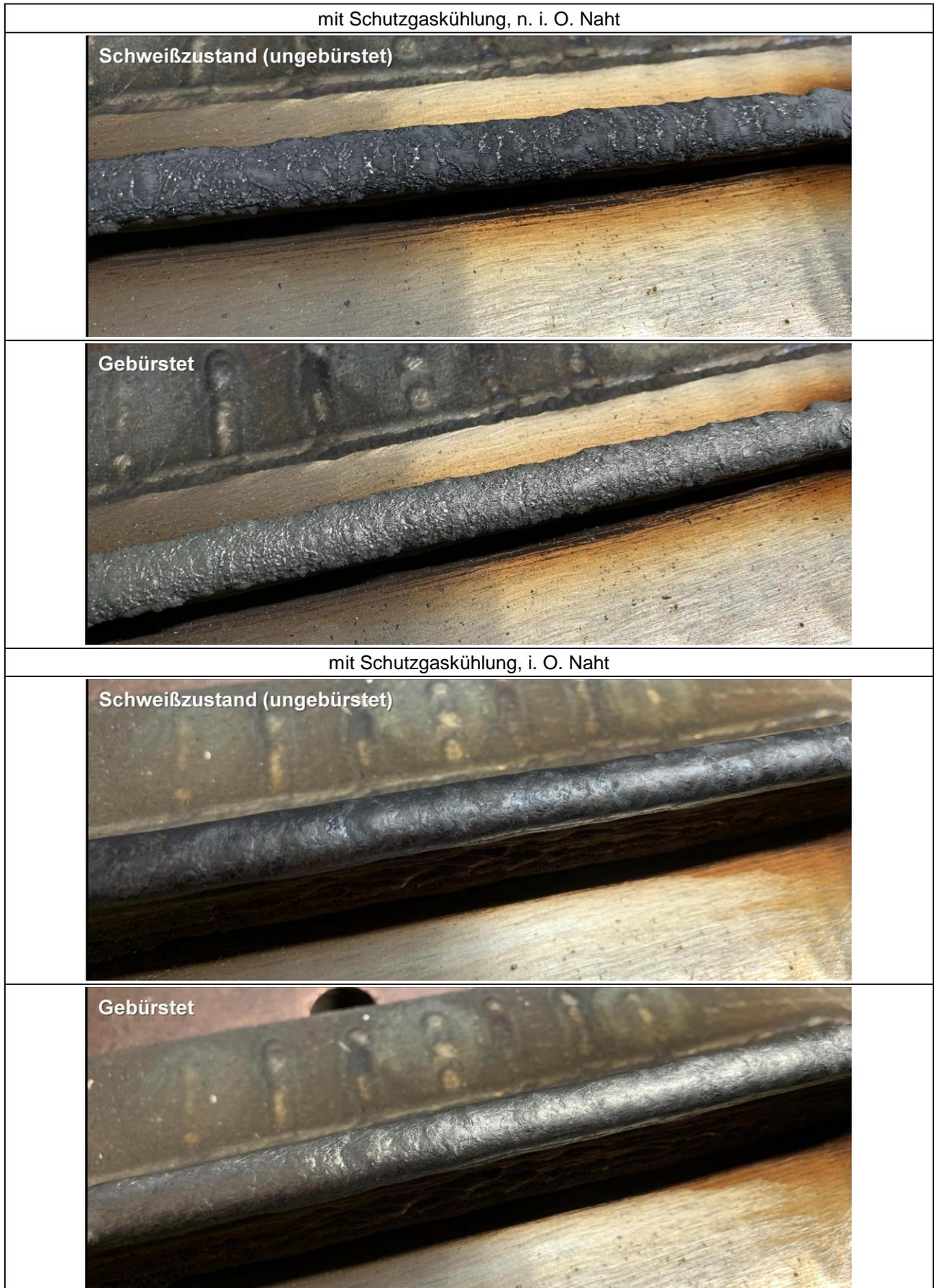


Bild 57: Vergleich beispielhafter Nahtoberflächen von Schweißungen mit zusätzlicher Schutzgaskühlung

Im Hinblick auf die Wirtschaftlichkeit lässt die Anwendung zusätzlicher Kühlmaßnahmen, insbesondere des Wasserbades, aber eine signifikante Steigerung der Produktivität postulieren, da die erforderlichen Zwischenlagentemperaturen deutlich schneller erreicht werden, auch wenn hier keine konkrete zahlenmäßige Abschätzung des Nutzungsgrades (Verhältnis von Schweißzeit zur Fertigungszeit) möglich ist.

5.7 Erforschung des Einflusses der Schutzgaszusammensetzung auf das Gefüge

5.7.1 Versuchsdurchführung

Gebräuchlich sind im Bereich des Verbindungsschweißens dickwandiger Komponenten aus Duplex-Stählen Ar-He-Gemische mit geringen Aktivgaszusätzen. Die hohe Wärmeleitfähigkeit von Helium verbessert zwar Benetzung und Fließverhalten der Schmelze, erhöht jedoch auch die Schmelzbadtemperatur und kann somit zu längeren Abkühlzeiten führen. Daher wurde das Potential He-freier Schutzgase zum Absenken der Abkühlzeiten durch Einsatz von 2-Komponenten-Schutzgasen, bestehend aus Argon mit variierenden Anteilen von CO₂ untersucht. Wie sich in einem vorherigen Forschungsprojekt [58] zeigte, ist im Zusammenhang mit diesen Schutzgasen das Auftreten von Poren und oxidischen Einschlüssen möglich. Diese stellen bei der Fertigung von Komponenten mit funktionalen Oberflächen eine potentielle Gefahr dar, weil die Imperfektionen bei der anschließenden Fräsbearbeitung freigelegt werden könnten und dann Ausgangspunkte für eine Lochkorrosion darstellen. Deshalb war es ein weiteres Ziel dieses Arbeitspaketes, in Abhängigkeit der Duplexsorte die noch zulässigen Anteile an Aktivgaskomponenten zu ermitteln. Bei den Schweißungen mit Standardduplex wurden hierfür die CO₂-Anteile zwischen 0–2,5 % CO₂ (Rest Argon) und mit Superduplex zwischen 0–1,0 % CO₂ (Rest Argon) variiert.

Über die im Forschungsantrag geplanten Untersuchungen hinaus wurden auf Basis der Zwischenergebnisse außerdem Schweißungen mit dem G Z 22 5 3 in Kombination mit Ar-N-Schutzgasgemischen mit variierenden Stickstoffgehalten durchgeführt, um die Möglichkeit zur Verschiebung des F-A-Verhältnisses in Richtung 50:50 zu prüfen.

Weiterhin wurden am Beispiel des G 22 9 3 N L Schweißungen in einer Schutzgaskammer durchgeführt, um die, durch die vergleichsweise großen Schmelzbäder und schlechte Wärmeableitung beim WAAM® von einfachen Stegen hervorgerufene, Sekundäroxidation zu reduzieren und die Auswirkung auf die Porenbildung zu überprüfen.

Alle Schweißungen erfolgten mit den gleichen Kennlinien und Einstellparametern. Eine Kennlinienanpassung bzw. Parameteroptimierung für die jeweiligen Schutzgase stand hierbei nicht im Fokus. Eine Übersicht der im AP 7 verwendeten Prozessparameter zeigt Tabelle 20. Als Probengeometrie wurden wieder Stege verwendet. Während der Schweißungen wurden die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten

aufgezeichnet. Die gefertigten Schweißproben wurden mittels Sicht- und Durchstrahlungsprüfung bewertet. Die Überprüfung des Schweißgutgefüges erfolgte mit Hilfe metallografischer Untersuchungen und mit chemischen Analysen sowie der Korrosionsprüfung gemäß ASTM G48 - Methode A.

Tabelle 20: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 7)

Parameter	Einstellung		
Zusatzwerkstoff	G 22 9 3 N L	G Z 29 8 2	G Z 22 5 3
Schweißverfahren	MSG-CMT (Kennlinie CMT 1934)		
Schweißposition	PA		
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$		
Schutzgas	ArC – 0–2,5	ArC – 0–1,0	ArN – 3,0–5,0
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min		
Kontaktrohrabstand	12 mm		
Drahtvorschubgeschwindigkeit	7 m/min		
Lichtbogenkorrektur	0		
Dynamikkorrektur	0		
Schweißgeschwindigkeit	70 cm/min		
Streckenenergie	ca. 3 kJ/cm		
max. Zwischenlagentemperatur	100 °C		

5.7.2 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die $t_{12/8}$ -Zeit

Die Ergebnisse zum Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Abkühlgeschwindigkeit zeigen, dass die Abkühlung durch die Verwendung He-freier Schutzgase nicht beschleunigt werden kann, siehe Bild 58.

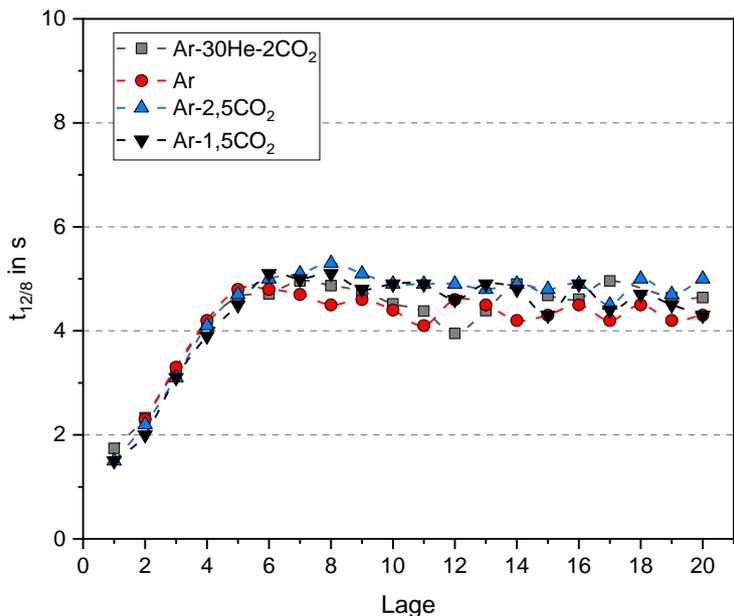


Bild 58: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die $t_{12/8}$ -Zeit

Unabhängig vom verwendeten Schutzgas liegen die $t_{12/8}$ -Zeiten sehr nahe beieinander. Auch die Verwendung von reinem Argon bewirkt keine merkliche Erhöhung der Abkühlrate. Die theoretischen Überlegungen können somit nicht bestätigt werden. Im Hinblick auf eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit besitzen He-freie Schutzgase kein Potential.

5.7.3 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtoberfläche

Zur Vermeidung von unerwünschten Zu- und Abbränden werden hochlegierte Werkstoffe vorwiegend mit inerten Schutzgasen bzw. Schutzgasgemischen oder mit Schutzgasgemischen, die nur geringe Anteile an Aktivgaskomponenten aufweisen, geschweißt. Über die Schutzgaszusammensetzung kann die Oberflächenspannung der Schmelze beeinflusst werden. Aufgrund der hohen Oberflächenspannung hochlegierter Schmelzen, werden dem Ar-haltigen Schutzgas in der Praxis oftmals Anteile an Helium oder CO_2 beigemischt. Dadurch wird die Oberflächenspannung herabgesetzt und die Anbindung verbessert. Dies wird bei den Stegschweißungen insbesondere in der Seitenansicht deutlich, wie Bild 59 am Beispiel der Stege aus G 22 9 3 N L illustriert.

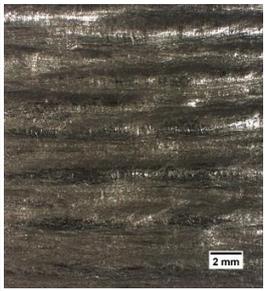
Schweißzusatz	G 22 9 3 N L			
Schutzgas	Ar-30He-2CO ₂	Ar-2,5CO ₂	Ar-1,5CO ₂	Ar
Seitenansicht				
v_s	70 cm/min			
$v_{Dr, Soll}$	7 m/min			
$v_{Dr, Ist}$	6,6 min/min	6,4 min/min	6,5 min/min	6,7 min/min
$U_{MW, SSQ}$	17,5 V	16,7 V	16,1 V	15,6 V
$I_{MW, SSQ}$	202 A	201 A	202 A	203 A
$E_{MW, SSQ}$	3,0 kJ/cm	2,9 kJ/cm	2,8 kJ/cm	2,7 kJ/cm

Bild 59: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtübergänge und die Schweißparameter (Ist-Werte) bei gleichen Einstellparametern (Soll-Werte) am Beispiel des G 22 9 3 N L

Während die Stege, die mit den Aktivgas-haltigen Schutzgasen geschweißt wurden, sehr glatte und gleichmäßige Nahtübergänge aufweisen, ist die Stegschweißung mit reinem Argon durch einen ungleichmäßigen Nahtübergang gekennzeichnet. Weiterhin wird die Auswirkung der

Schutzgaszusammensetzung auf die Schweißspannung ersichtlich. Mit steigendem Anteil an CO₂ bzw. Helium steigt auch die Schweißspannung bei gleicher Stromstärke.

Bei den Stegschweißungen mit dem Superduplex G Z 29 8 2 lässt sich der Effekt hinsichtlich der Anbindung schlechter erkennen, was vermutlich an der durch den höheren Cr-Gehalt verursachten höheren Schmelzbadviskosität liegt, siehe Bild 60. Die Auswirkung der Schutzgaszusammensetzung auf die Schweißspannung wird aber auch hier ersichtlich.

	G Z 29 8 2				
Schutzgas	Ar-30He	Ar-30He-0,5CO ₂	Ar-0,5CO ₂	Ar-1,0CO ₂	Ar
Seitenansicht					
V _S	70 cm/min				
V _{Dr, Soll}	7 m/min				
V _{Dr, Ist}	6,9 m/min	6,4 m/min	6,3 m/min	6,3 m/min	6,5 m/min
U _{MW, SSQ}	15,9 V	17,1 V	15,8 V	16,6 V	14,9 V
I _{MW, SSQ}	203 A	200 A	201 A	200 A	202 A
E _{MW, SSQ}	2,8 kJ/cm	2,9 kJ/cm	2,7 kJ/cm	2,8 kJ/cm	2,6 kJ/cm

Bild 60: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Nahtübergänge und die Schweißparameter (Ist-Werte) bei gleichen Einstellparametern (Soll-Werte) am Beispiel des G Z 29 8 2

5.7.4 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Steggeometrie

Wie bereits schon in den vorherigen AP's festgestellt wurde, führt das Regelverhalten der Schweißstromquelle bei gleichen Einstellparametern (Soll-Werte) zu unterschiedlichen realen Drahtvorschüben (Ist-Werte) und damit zu unterschiedlichen Abschmelzleistungen. Daher ist eine Aussage zum Einfluss von Helium bzw. CO₂ im Schutzgas auf die Steggeometrie in den vorliegenden Untersuchungen z. T. sehr vage und nicht eindeutig abzuleiten. Im Vergleich zu den mit 100 % Argon geschweißten Stegen lässt sich aber sehen, dass ein Verzicht auf Helium bzw. CO₂ tendenziell zu schmalere und höhere Stegen führt. Aufgrund der Viskosität der Schmelze kommt es beim G Z 29 8 2 in Kombination mit 100 % Argon darüber hinaus zu etwas schmalere und höhere Stegen als beim G 22 9 3 N L.

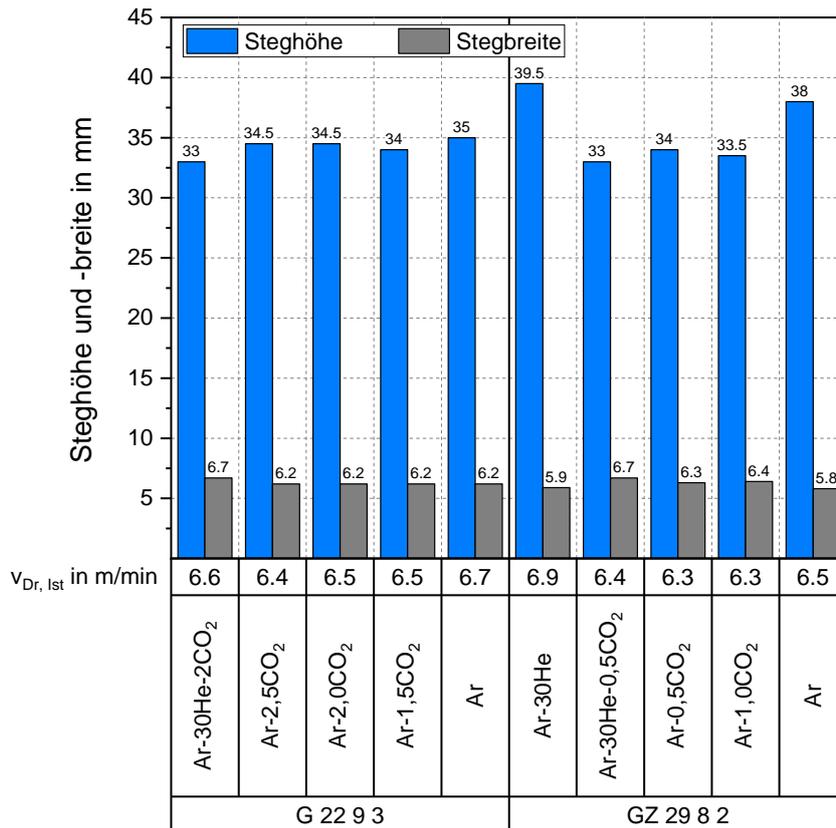


Bild 61: Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Steggeometrie in Abhängigkeit von Draht und gemessenem Drahtvorschub (20 Lagen)

5.7.5 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf das Zu-/Abbrandverhalten

Die Ergebnisse der TGSE an den Stegen aus G 22 9 3 N L zeigen, dass es unabhängig vom verwendeten Schutzgas erneut zu einem Zubrand von Kohlenstoff kommt, siehe Bild 62. Die Höhe des C-Zubrandes weist dabei eine Korrelation zum CO₂-Anteil im Schutzgas auf. Die C-Gehalte liegen aber alle unter dem nach DIN EN ISO 14343-A [72] geforderten Grenzwert von 0,03 Gew.-%. Der S-Gehalt in den Stegen liegt nahe am Gehalt des Drahtes. Die N-Gehalte sind kaum Schwankungen unterlegen und liegen sehr nahe beieinander. Ein massiver Zubrand ist bei den O-Gehalten festzustellen. Der Zubrand korreliert dabei mit den CO₂-Anteilen im Schutzgas. So weist die Stegschweißung mit 100 % Argon den vergleichsweise geringsten und die Stegschweißung mit Ar-2,5CO₂ den höchsten O-Zubrand auf. Als mögliche Ursache ist eine Kombination aus Primär- und Sekundäroxidation anzusehen. So kommt es zum einen zu einer Reaktion des Tropfens mit dem CO₂ im Schutzgas und zu einer Reaktion der Schmelze mit den Gasbestandteilen der Atmosphäre (Primäroxidation), wobei sich letzteres in dem im Vergleich zur Schutzgasdüse großen Schmelzbad begründet (vgl. Bild 27, Abschnitt 5.2.7). Zum anderen verursacht das lange Nachglühen aufgrund der

langsamen Wärmeableitung, wie bereits in Abschnitt 5.2.7 beschrieben, eine Sekundäroxidation. Dadurch weist selbst der mit 100 % Argon geschweißte Steg eine Sauerstoffaufnahme auf. Die Aufnahme von Sauerstoff und Stickstoff durch eine sekundäre Reaktion mit der umgebenden Atmosphäre lässt sich durch die Verwendung einer besseren Schutzgasabschirmung reduzieren, wie die Ergebnisse in Bild 62 mit dem Zusatz „Ar-SK“ (mit Argon geflutete Schutzgaskammer) zeigen. Eine Oxidation lässt sich zwar auch mit einer Kombination aus Argon als Primärschutzgas und der Schutzgaskammer nicht gänzlich verhindern, aber zumindest deutlich minimieren.

G 22 9 3 N L

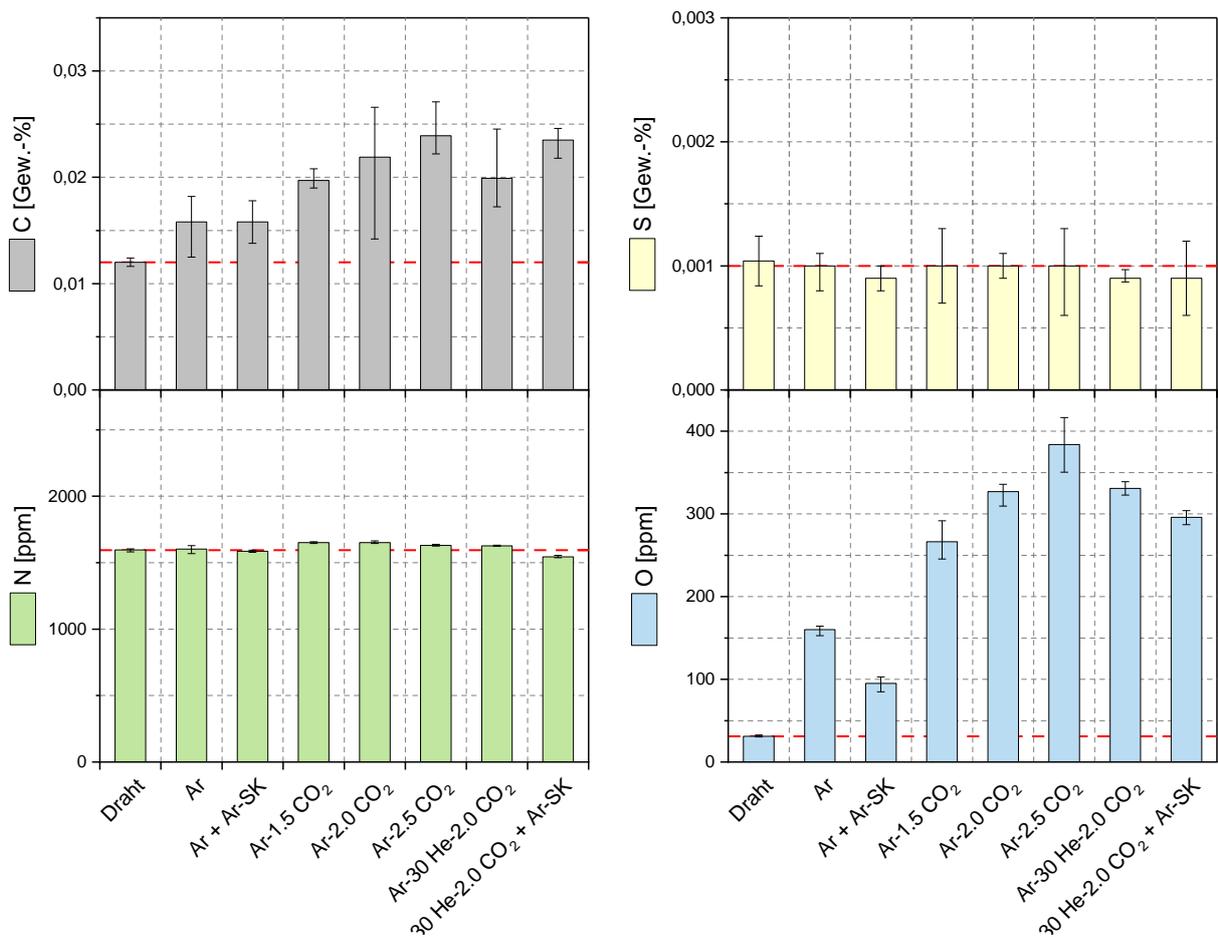


Bild 62: Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G 22 9 3 N L. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar). Ar-SK = mit Argon geflutete Schutzgaskammer

Ähnlich wie bei den Schweißungen mit dem G 22 9 3 N L zeigen auch die Stege aus G Z 29 8 2 einen Zubrand an Kohlenstoff, siehe Bild 63. Bei der Schweißung mit Ar-1,0CO₂ liegt der C-Gehalt im Steg sogar über dem nach DIN EN ISO 14343-A [72] geforderten Grenzwert von 0,03 Gew.-%. Der S-Gehalt schwankt um den Wert, der im Draht gemessen wurde, ohne erkennbare Abhängigkeit vom Schutzgas. Die S-Gehalte liegen aber innerhalb der Normvorgaben. Die N-Gehalte sind in den Stegen etwas niedriger als im Draht, was wahrscheinlich darauf zurückzuführen ist, dass der N-

Gehalt im G Z 29 8 2 ohnehin schon sehr hoch ist und beim Schweißen ein Teil davon entweicht. Ähnlich wie beim G 22 9 3 N L kommt es dann aber wieder aufgrund der oben beschriebenen Effekte zu einem massiven Sauerstoffaufnahme Auch hier lässt sich eine Korrelation zwischen dem O-Zu- brand und dem CO₂-Anteil im Schutzgas erkennen.

G Z 29 8 2

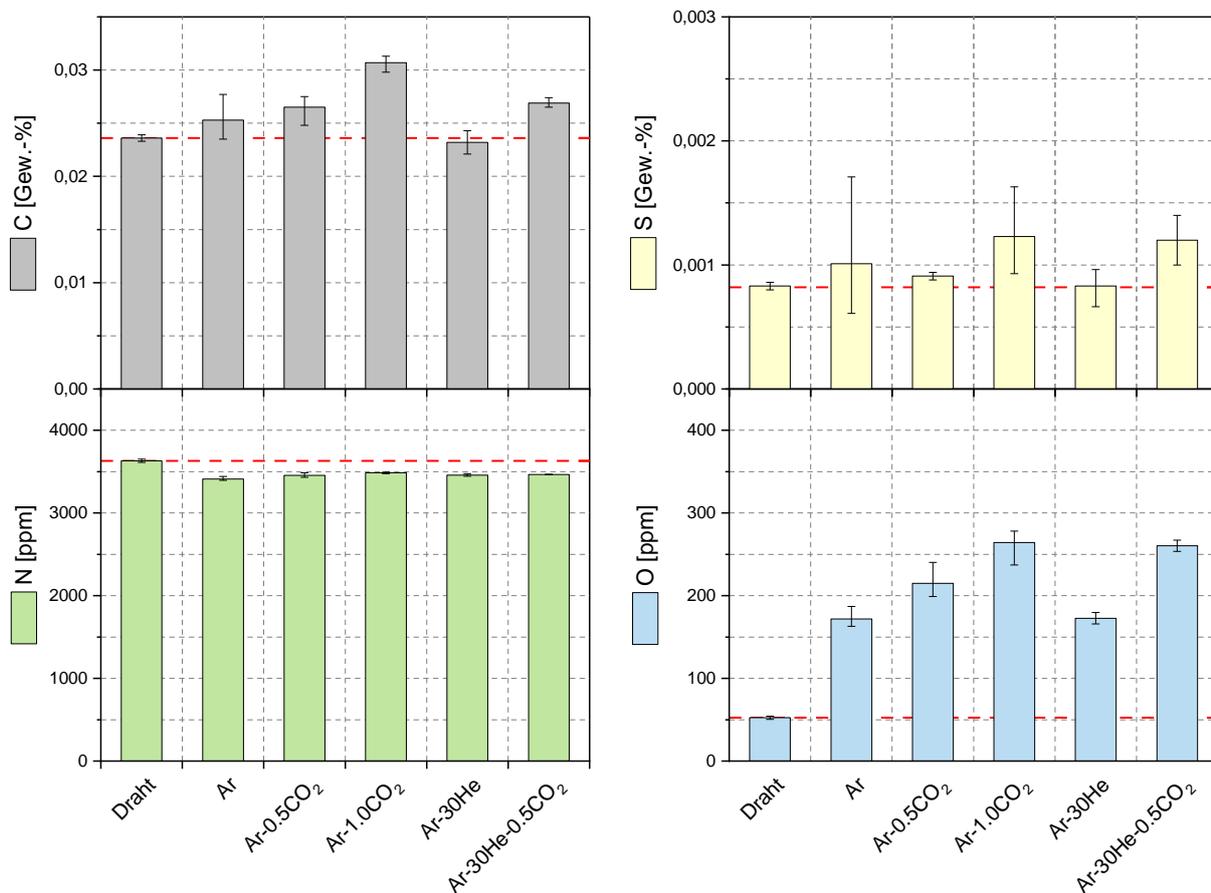


Bild 63: Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G Z 29 8 2. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar)

Bei den Stegen aus G Z 22 5 3, die mit Ar-N-Schutzgasgemischen geschweißt wurden, steigt der N-Gehalt im Schweißgut erwartungsgemäß mit zunehmenden N-Gehalt im Schutzgas an, siehe Bild 64. So ist z. B. bei Verwendung von einem Ar-N-Schutzgasgemisch mit 5 % Stickstoff eine Steigerung des N-Gehaltes im Schweißgut von 1150 ppm gegenüber dem Zusatzwerkstoff möglich. Aber auch bei Verwendung des Ar-He-CO₂-Schutzgasgemisches ist eine Aufstickung vorhanden.

G Z 22 5 3

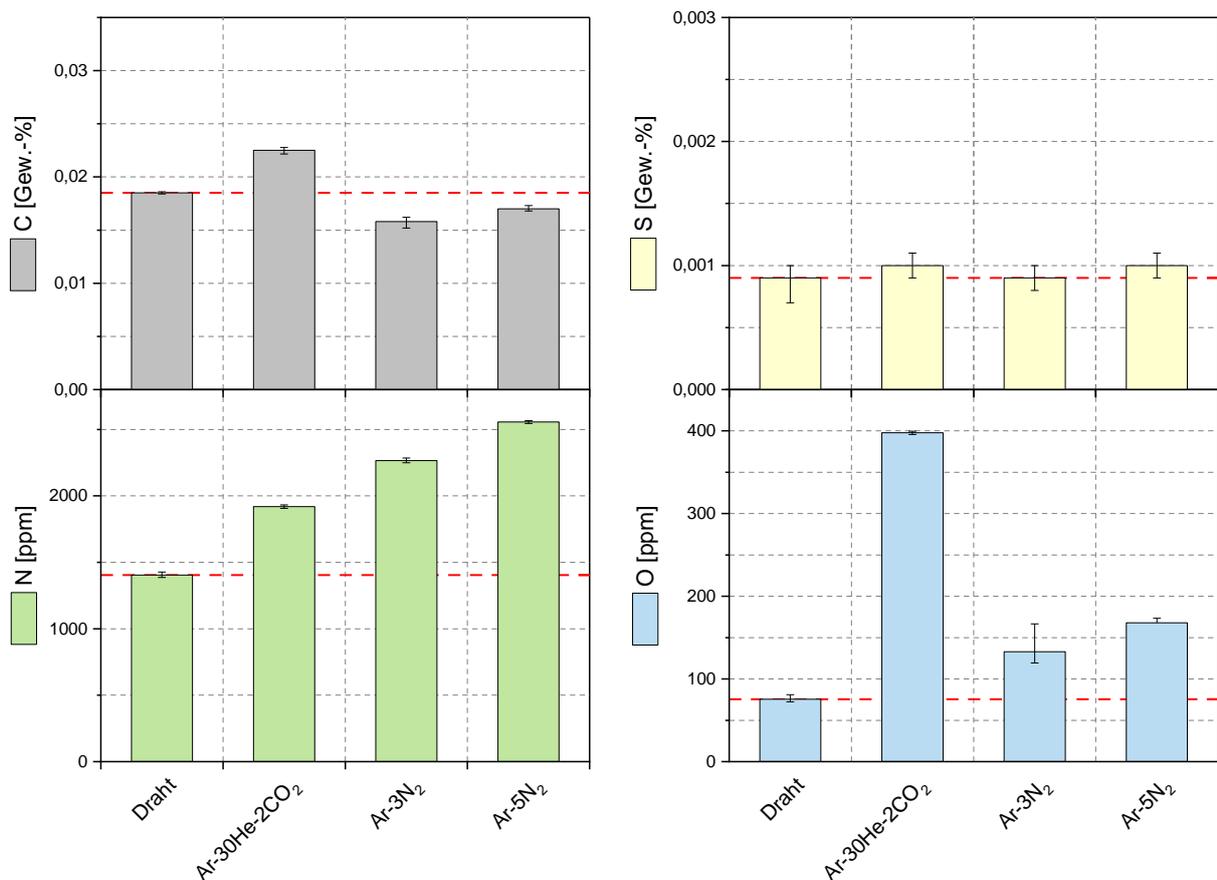


Bild 64: Ergebnisse der TGSE zur Bestimmung der Zu- und Abbrände in Abhängigkeit des Schutzgases an den Stegen aus G Z 22 5 3. Gehalte im Draht als Referenz (Werte stellen die absoluten Gehalte dar)

5.7.6 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Porenanfälligkeit

Mithilfe der Durchstrahlungsprüfung wurden die Porenanteile in den Stegen analog Abschnitt 5.2.5 (Bild 20) bestimmt. Die Ergebnisse des Einflusses der Schutzgaszusammensetzung auf die Porenbildung zeigt Bild 65. Wie am Beispiel des G 22 9 3 N L zu sehen ist, nimmt der Porenanteil mit zunehmendem CO₂-Anteil im Schutzgas zu. Dies korreliert sehr gut mit den ermittelten O-Gehalten im Schweißgut. Einzig die Stege, die mit 100 % Argon geschweißt wurden, sind frei von Poren. Auch am Beispiel des G Z 29 8 2 ist zu sehen, dass die Verwendung eines inerten Gases zu keinen bzw. nur sehr wenigen Poren führt.

Die Verwendung einer besseren Schutzgasabdeckung, hier beispielhaft mit einer Schutzgaskammer umgesetzt, kann die Porenbildung durch die Eliminierung atmosphärischer Einflüsse und damit zusammenhängender Oxidationsprozesse reduzieren. Bei Verwendung eines CO₂-haltigen Schutzgases muss aber immer mit einer durch das Schutzgas verursachten Oxidation im

Tropfenübergang gerechnet werden, die zu einer Porenbildung führt. Im Hinblick auf die in der DIN EN ISO 5817 [91] festgelegten Grenzwerte ist festzuhalten, dass die Porenanteile allesamt unter dem Grenzwert für einlagige Nähte von 1°% (Bewertungsgruppe B) liegen.

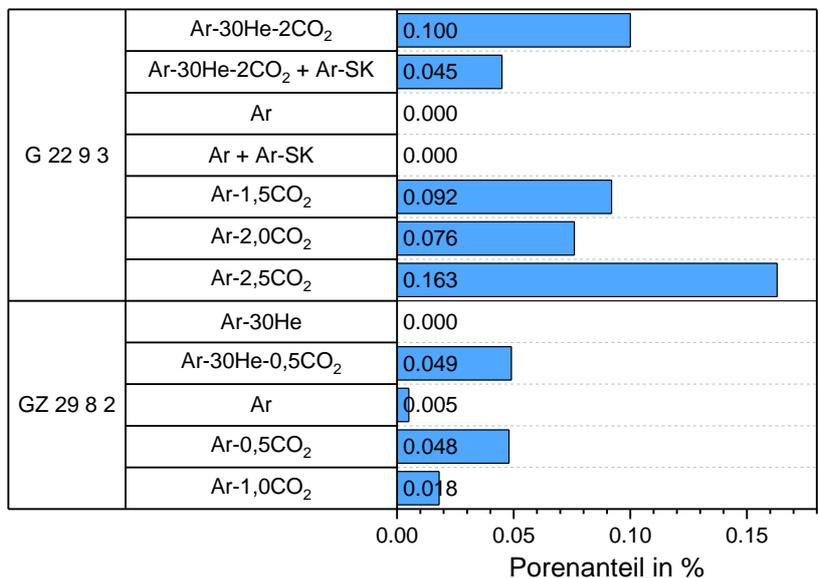
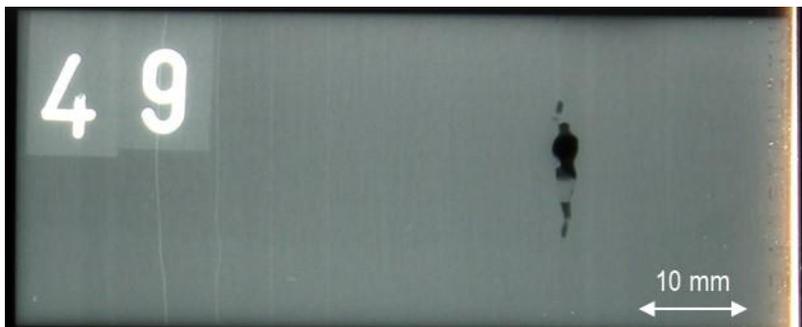


Bild 65: Porenanteile in Abhängigkeit der Schutzgaszusammensetzung und des Zusatzwerkstoffes. Ar-SK = mit Argon geflutete Schutzgaskammer

Beim Schweißen mit der Drahtelektrode G Z 22 5 3 mit dem stickstoffhaltigen Schutzgasen traten unzulässige einzelne massive Gaseinschlüsse in Form von Schlauchporen auf (siehe Bild 66).



Ar-3N



Ar-5N

Bild 66: Porenanteile in den Stegen von G Z 22 5 3, geschweißt mit Ar-3N

5.7.7 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Gefügeausbildung

Die Ergebnisse hinsichtlich des F-A-Verhältnisses zeigen, dass die Ferritgehalte der Schweißgüter aus G 22 9 3 N L und G Z 29 8 2 allesamt jeweils auf einem sehr ähnlichen Niveau liegen. Der CO₂-Anteil im Schutzgas hat bestenfalls nur einen sehr geringen Einfluss auf den Ferritanteil, siehe Bild 67.

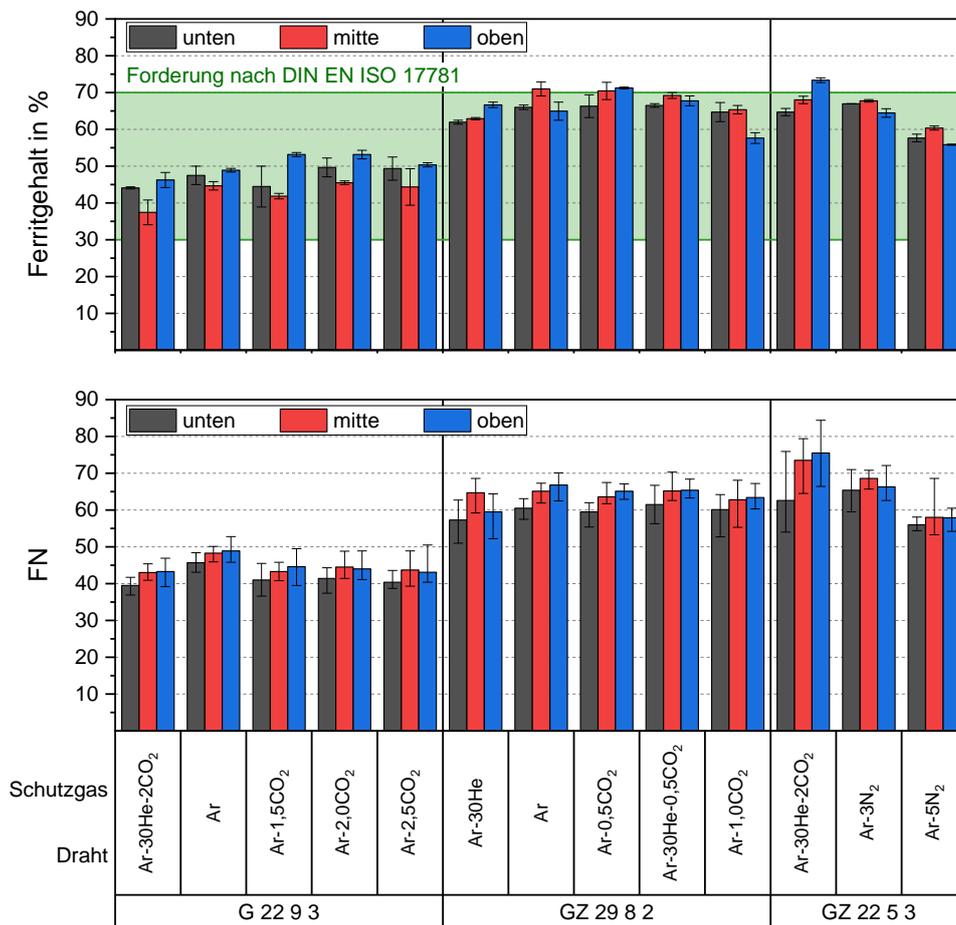


Bild 67: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Feritscope® (in FN) und Bildanalyse (in %) in Abhängigkeit von Draht, Streckenenergie und Lagenhöhe

Sowohl an den FN- als auch den Ferrit-%-Werten kann eine leichte Tendenz in Richtung sinkender Ferritgehalte mit zunehmendem CO₂-Anteil erkannt werden. Da die t_{12/8}-Zeiten jedoch nicht von der Schutzgaszusammensetzung beeinflusst werden, kann als Ursache nur der Zu-/Abbrand in Frage kommen. Wie in Abschnitt 5.7.5 gezeigt wurde, nimmt der C-Gehalt im Schweißgut leicht mit zunehmendem CO₂-Anteil im Schutzgas zu, was zu einer leichten Erhöhung des Ni-Äquivalentes und somit zu einem höheren Austenitanteil führen kann. Signifikante Zu-/Abbrände der anderen gefügebeeinflussenden Legierungselemente (z. B. Cr, Ni, Mo) konnten in Abhängigkeit des CO₂-Anteils nicht festgestellt werden. In den Schweißgütern aus G Z 22 5 3 hingegen ist ein eindeutiger Einfluss des N₂-Anteils im Schutzgas zu verzeichnen. Wie sowohl an den FN- als auch Ferrit-%-Werten zu sehen

ist, nimmt der Ferritgehalt signifikant mit steigendem N_2 -Anteil im Schutzgas ab. Der Stickstoff fördert die Austenitbildung im Schweißgut sehr effektiv, sodass auch mit dem G Z 22 5 3 akzeptable Ferritgehalte erreicht werden.

Ein signifikanter Einfluss des CO_2 -Anteils im Schutzgas kann aber im Hinblick auf die γ_2 -Bildung beim G 22 9 3 N L festgestellt werden. Während die mit CO_2 im Schutzgas geschweißten Stege allesamt reichlich γ_2 aufweisen, ist der mit 100 % Argon geschweißte Steg nahezu frei von γ_2 , siehe Bild 68. Aus chemischer Sicht bestehen kaum Unterschiede zwischen den Stegen. Eine Ausnahme bildet der O-Gehalt (vgl. Bild 62). Es kann vermutet werden, dass kleine, feine oxidische Einschlüsse als Keimbildner für eine γ_2 -Bildung dienen können, ähnlich wie es Nitride tun [34]. Belege gibt es für diese Hypothese in der Literatur jedoch nicht.

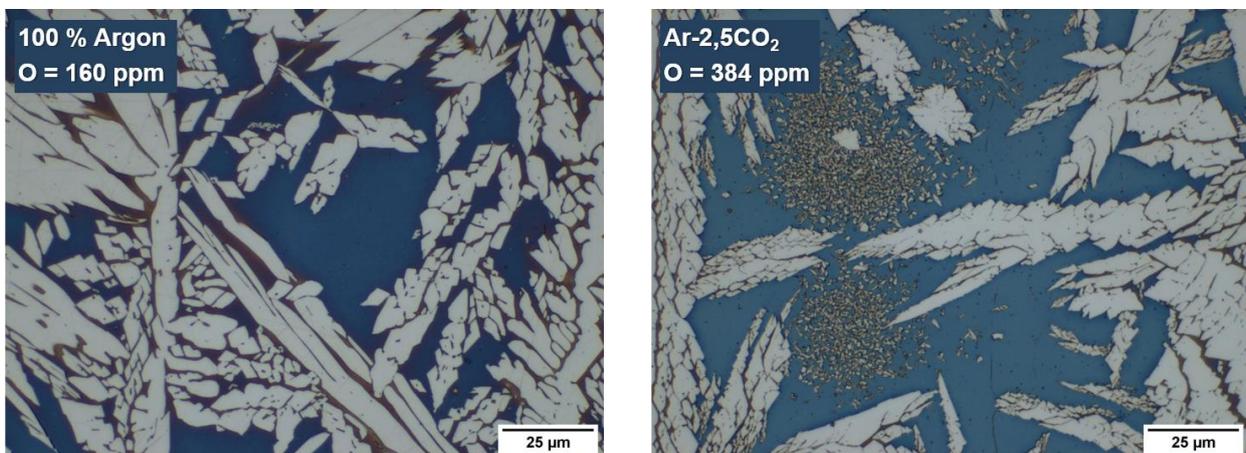


Bild 68: Einfluss des CO_2 -Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G 22 9 3 N L

Dieses Phänomen wurde stichprobenartig auch noch für den G Z 22 8 3 Si und den G Z 22 5 3 untersucht, siehe Bild 69 und Bild 70. Auch hier ist festzustellen, dass die γ_2 -Bildung vom CO_2 -Anteil im Schutzgas abhängt. Wenngleich die γ_2 -Bildung beim G Z 22 8 3 Si nicht komplett verhindert werden kann, wird sie hier zumindest reduziert.

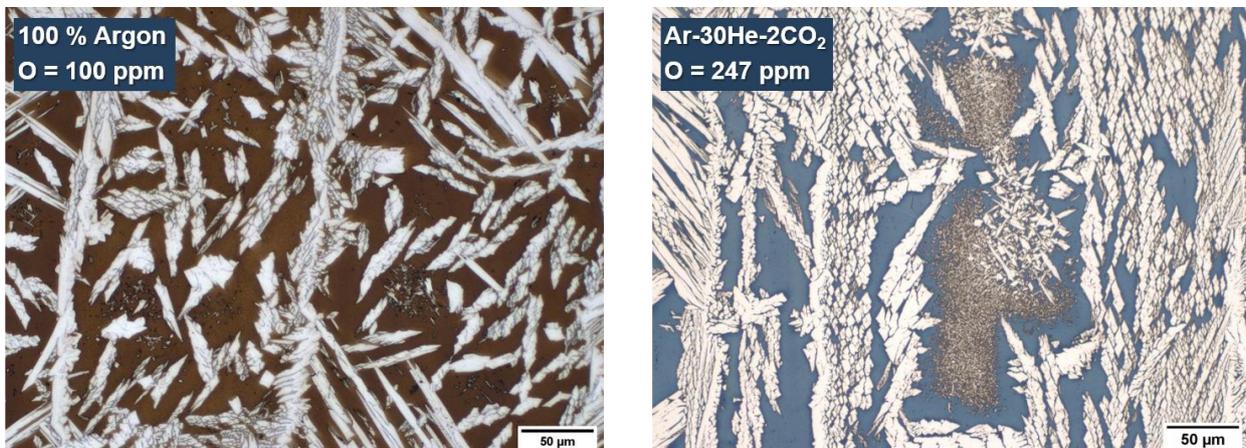


Bild 69: Einfluss des CO_2 -Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G Z 22 8 3 Si

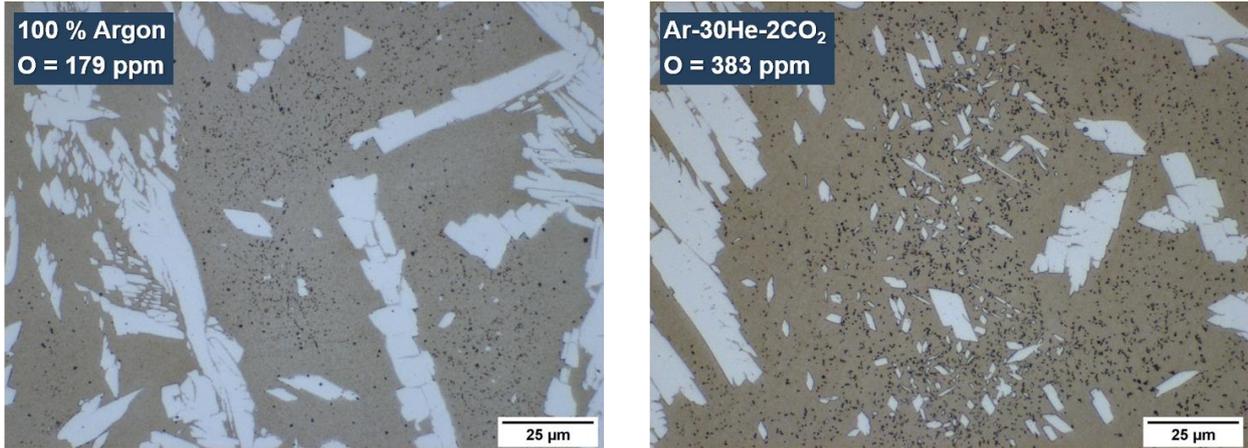


Bild 70: Einfluss des CO₂-Anteils im Schutzgas auf die γ_2 -Bildung am Beispiel des G Z 22 5 3

5.7.8 Einfluss der Schutzgaszusammensetzung auf die Korrosionsbeständigkeit

Die Ergebnisse der Korrosionsprüfung zeigt Bild 71. Wie zu sehen ist, wird in keinem Fall der Grenzwert unter den geforderten Prüfbedingungen überschritten.

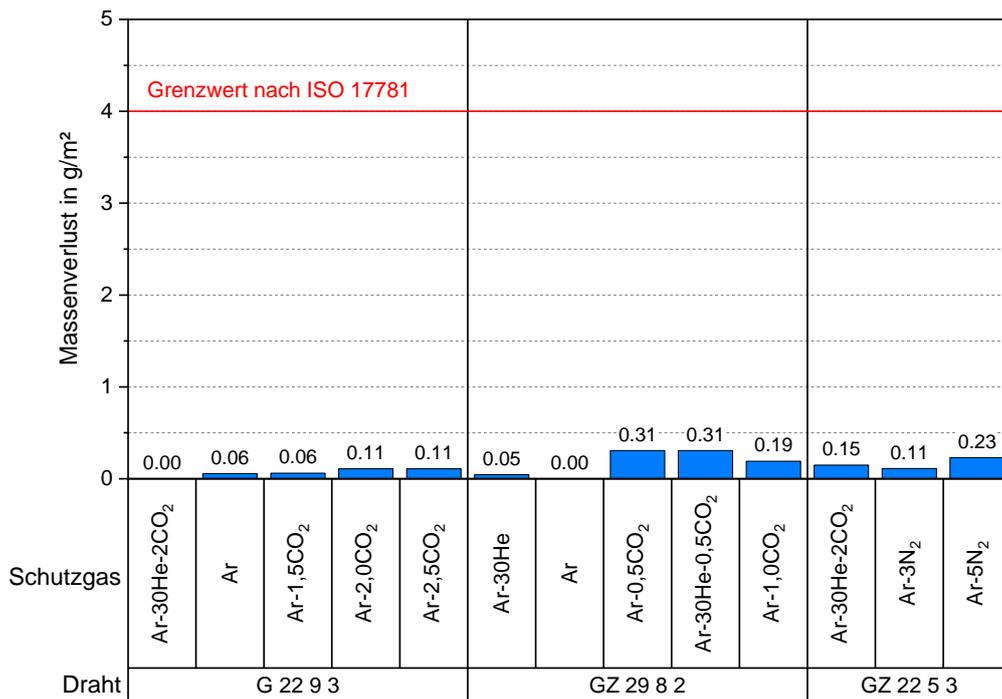


Bild 71: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A

5.7.9 Fazit zum AP 7

Wie die Ergebnisse zeigen, hat der CO₂- und He-Anteil im Schutzgas in den untersuchten Zusammensetzungen keinen Einfluss auf die $t_{12/8}$ -Zeit. Ein Potential He-freier Schutzgase hinsichtlich reduzierter Abkühlzeiten besteht demnach nicht. Im Hinblick auf die Nahtoberfläche und die Anbindung

ist zu sagen, dass He-haltige Schutzgase für einfache Steggeometrien (1 Raupe pro Lage) nicht zwingend notwendig sind. Es können auch mit den He-freien Ar-CO₂-Gemischen vergleichbare Nahtoberflächen erzeugt werden. Bei 100 % Argon ist allerdings mit einem schlechteren Benetzungsverhalten zu rechnen, was bei anderen Geometrien, wie z. B. der Geometrie Block, zu Bindefehlern führen kann. Von großem Vorteil ist demgegenüber aber die deutlich gesenkte Porenanfälligkeit bei Verwendung der inerten Gase, sodass die Gefahr einer Freilegung von Hohlräumen beim Fräsen zur Erzeugung der Endkontur reduziert wird. Darüber hinaus ist der Zubrand an Kohlenstoff und Sauerstoff bei Abwesenheit von CO₂ im Schutzgas am geringsten. Wie außerdem entdeckt wurde, ist bei CO₂-freien Schutzgasen mit einer deutlich reduzierten Sekundäraustenitbildung zu rechnen, was ebenfalls für eine Verwendung von 100 % Argon bzw. Ar-30He spricht. Aufgrund des vergleichsweisen großen Schmelzbades und der schlechten Wärmeableitung beim WAAM[®] von einfachen Stegen sollte auf eine ausreichend gute Schutzgasabdeckung geachtet werden, um die Oxidation und Porenbildung zu reduzieren.

5.8 Ermittlung der Anwendbarkeit weiterer energiereduzierter Verfahrensvarianten

5.8.1 Versuchsdurchführung

Bisweilen wird überwiegend der MSG-CMT-Prozess der Firma Fronius zum additiven Schweißen eingesetzt [2, 5, 6, 14, 69, 70, 94–97]. In diesem Arbeitspaket wurde stichprobenartig überprüft, inwiefern sich alternative geregelte Kurzlichtbogenvarianten zur Herstellung geometrischer Objekte eignen. Dazu wurde der ColdArc-Prozess der Firma EWM herangezogen. Eine Übersicht der Prozessparameter zeigt Tabelle 21.

Tabelle 21: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 8)

Parameter	Einstellung		
Zusatzwerkstoff	G Z 22 8 3 L Si		
Elektroden Durchmesser	1,0 mm	1,2 mm	
Schweißverfahren	ColdArc		
Schweißposition	PA		
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$		
Schutzgas	ArHeC – 30/2		
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min		
Kontaktrohrabstand	12 mm		
Drahtvorschubgeschwindigkeit	2 m/min	6 m/min	
Schweißgeschwindigkeit	70 cm/min	70 cm/min	30 cm/min
Streckenenergie	0,6 kJ/cm	2,6 kJ/cm	6,3 kJ/cm
max. Zwischenlagentemperatur	100 °C		

Die Untersuchungen wurden in Verbindung mit nur einer Duplexsorte für verschiedene Streckenenergien anhand der Geometrie Steg durchgeführt. Zur Prüfung der Stege erfolgten metallographische Untersuchungen und die Durchstrahlungsprüfung.

5.8.2 Unterschiede in der Schweißprozesscharakteristik

Durch die Schweißstromquellenhersteller wurden verschiedene Möglichkeiten entwickelt, um das Verhalten des Kurzlichtbogens in Bezug auf das Wiederezünden nach dem Kurzschluss zu verbessern und gleichzeitig die Wärmeeinbringung zu reduzieren. Bei der *Fa. Fronius* wird dies mit dem *CMT-Prozess* durch einen Eingriff in den Stromverlauf und den Drahtvorschub erreicht. Im Moment der Kurzschlussbildung wird die Drahtelektrode durch den mechanischen Antrieb im Brenner zurückgezogen und die Schmelzbrücke durch einen zusätzlichen kleinen Stromimpuls aufgelöst, siehe Bild 72 (Phase 1). Um eine Erhöhung der Stromdichte und Überhitzung der Schmelzbrücke zu verhindern, wird der Schweißstrom dabei auf ein Minimum beschränkt. Dadurch kann die

Spritzerbildung reduziert werden. Anschließend wird der Schweißstrom wieder erhöht und die Drahtelektrode vorwärts gefördert, siehe Bild 72 (Phase 2). Der Stromimpuls in der Vorwärtsbewegung ist in Höhe und Dauer so ausgelegt, dass sich ein Tropfen bildet. [98]

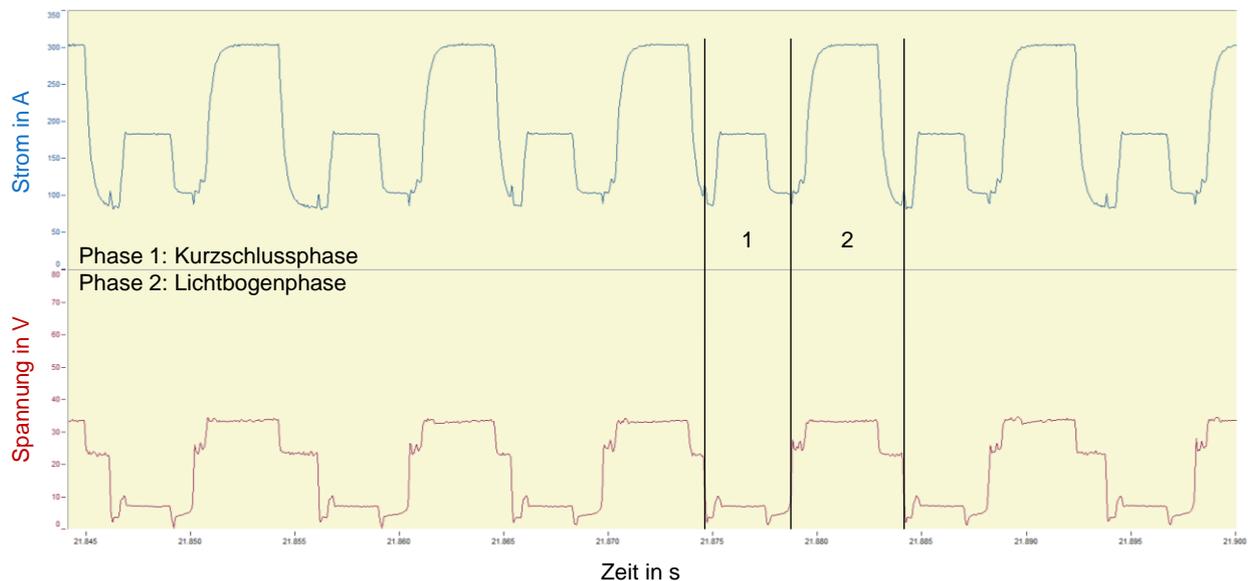


Bild 72: Beispielhafter Strom-Spannungsverlauf des CMT-Prozesses mittels HKS aufgezeichnet ($v_{Dr} = 6 \text{ m/min}$, Zeitfenster $\approx 0,05 \text{ s}$)

Beim *ColdArc*-Prozess der *Fa. EWM* wird ein energiereduzierter Kurzlichtbogen hingegen ohne mechanischen Drahrückzug umgesetzt. Hierbei erfolgt die Regelung ausschließlich in der Schweißstromquelle. Besonderes Augenmerk wird auf die elektrische Leistung beim Wiederspülen gelegt. Der Verlauf der Spannung bleibt wie beim herkömmlichen Kurzlichtbogenprozess erhalten und soll als Führungsgröße zur Regelung der Stromstärke dienen. Die Energie wird unmittelbar vor dem Wiederspülen in einem Zeitraum von weniger als $1 \mu\text{s}$ aus dem Lichtbogen herausgezogen, sodass ein sehr sanftes Wiederspülen des Lichtbogens ermöglicht wird. Dadurch kann auch die Spritzerbildung minimiert werden. Andererseits wird genügend schmelzflüssiges Material an der Elektrodenspitze benötigt. Um dies zu erreichen, besteht ein erhöhter Energiebedarf. Deshalb wird nach dem Wiederspülen des Lichtbogens die Stromstärke zu einem sogenannten „Aufschmelzimpuls“ kurzzeitig definiert hochgefahren, siehe Bild 73 (Phase 3). Erst nachdem dies geschehen ist, wird der Strom wieder auf sein niedriges Grundniveau abgesenkt. Danach beginnt der Zyklus von vorn. Der Aufschmelzimpuls bewirkt, dass sich ein immer wieder gleich großer Tropfen an der Elektrode bildet. Erst dadurch ist es möglich, die Stromstärke zwischen den Kurzschlüssen auf ein so geringes Niveau zu regeln, dass es zu keinen weiteren Aufschmelzungen der Drahtelektrode oder zum Erlöschen des Lichtbogens kommt. [99]

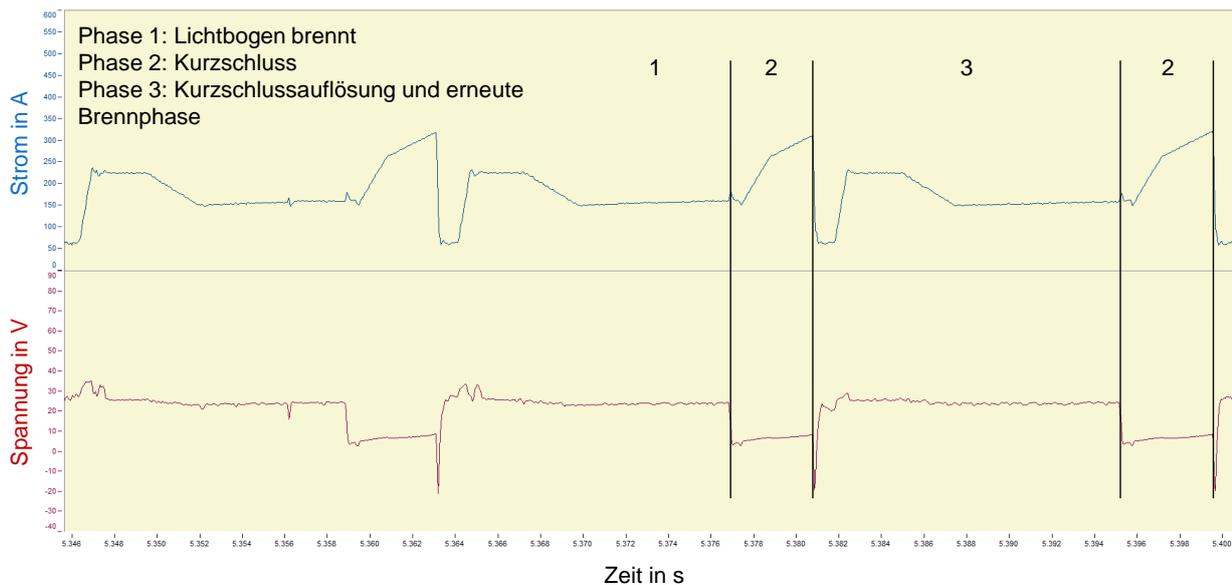


Bild 73: Beispielhafter Strom-Spannungsverlauf des ColdArc-Prozesses mittels HKS aufgezeichnet ($v_{Dr} = 6 \text{ m/min}$, Zeitfenster $\approx 0,05 \text{ s}$)

5.8.3 Einfluss der Schweißprozesscharakteristik auf innere Unregelmäßigkeiten

Zur Feststellung innerer Unregelmäßigkeiten, insbesondere Poren, Bindefehler und Einschlüsse, wurde die Durchstrahlungsprüfung durchgeführt. Während in keiner der Stegschweißungen Bindefehler oder Einschlüsse nachgewiesen werden konnten, wurden vereinzelt Poren festgestellt. Der maximal ermittelte Porenanteil beträgt jedoch nur 0,15 % und liegt damit, wie auch bei den CMT-Schweißungen, weit unter dem nach DIN EN ISO 5817:2014-Bewertungsgruppe B [91] vorgegebenen Grenzwert von 1 % (für einlagiges Schweißgut) bzw. 2 % (für mehrlagiges Schweißgut). Auch hier ist der CO_2 -Anteil im Schutzgas als ursächlich für die Porenbildung anzusehen.

Tabelle 22: Ermittelte Porenanteile in den mittels ColdArc erzeugten Stegen

Drahtvorschubgeschwindigkeit	2 m/min	6 m/min	
Schweißgeschwindigkeit	70 cm/min	70 cm/min	30 cm/min
Streckenenergie	0,6 kJ/cm	2,6 kJ/cm	6,3 kJ/cm
Porenanzahl	0	2	6
Porenanteil	0 %	0,02 %	0,15 %

5.8.4 Einfluss der Schweißprozesscharakteristik auf das Gefüge

Im Hinblick auf das Ferrit-Austenit-Verhältnis ist auch in den mittels ColdArc gefertigten Stegen festzustellen, dass eine Erhöhung der Streckenenergie zu einer Reduzierung des Ferritgehaltes führt, wie anhand der Ergebnisse der FN-Messungen und Bildanalyse in Bild 74 zu sehen ist. Weiterhin

ist den Ergebnissen zu entnehmen, dass die Schweißprozesscharakteristik keinen wesentlichen Einfluss auf den Ferritgehalt hat. Bei vergleichbaren Streckenenergien ergeben sich bei den ColdArc- und CMT-Schweißgütern sehr ähnliche Ferritgehalte.

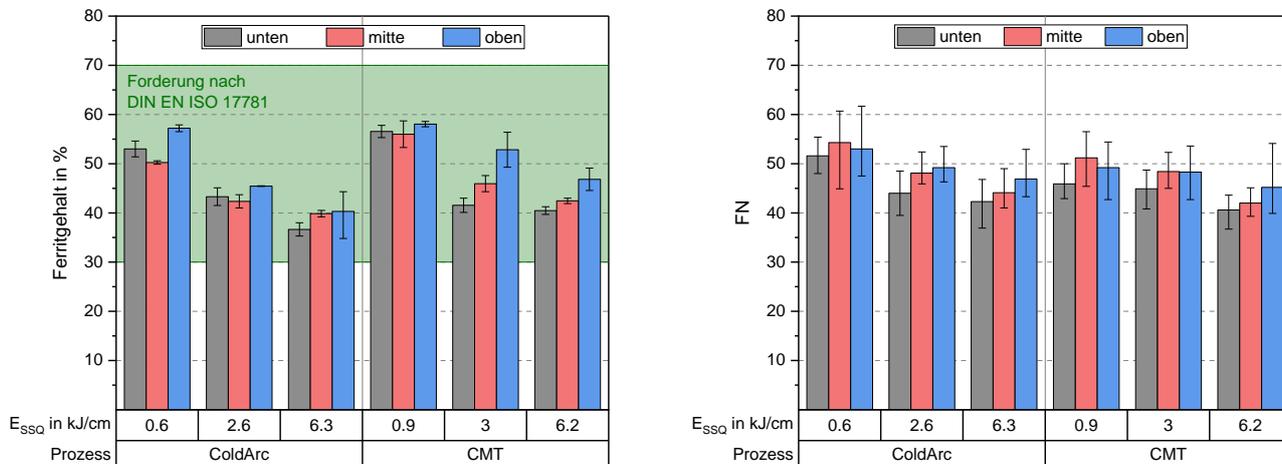


Bild 74: Ergebnisse der Ferritgehaltbestimmung mittels Bildanalyse (in %) und Feritscope® (in FN) in Abhängigkeit von Schweißprozess und Lagenhöhe am Beispiel des G Z 22 8 3 L Si

Auch hinsichtlich der γ_2 -Bildung sind keine wesentlichen Unterschiede zwischen den ColdArc- und CMT-Schweißungen festzustellen. So kommt es wie bei den CMT-Schweißungen mit dem G Z 22 8 3 L Si (vgl. Bild 19) auch bei den ColdArc-Schweißungen zu z. T. sehr starken γ_2 -Ausscheidungen, siehe Bild 75.

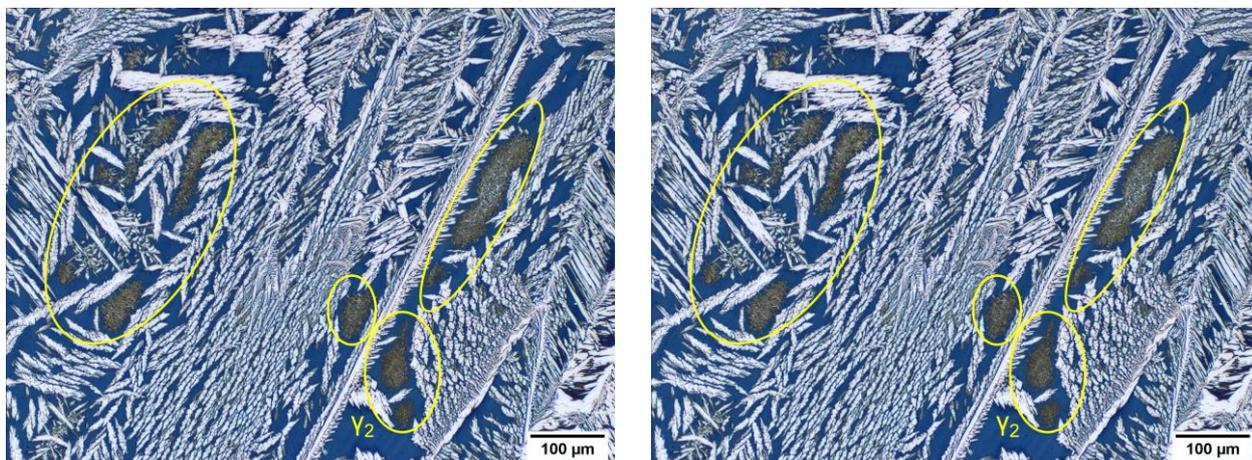


Bild 75: Auftreten von Sekundäraustenit in Stegen aus G Z 22 8 3 L Si. Parameter: ColdArc, E_{SSQ} = 2,6 kJ/cm. Ätzung: Beraha II

5.8.5 Fazit zum AP 8

Der ColdArc-Prozess stellt eine Alternative zu dem vielfach in der Literatur verwendeten CMT-Prozess zum additiven Schweißen von Duplexstahl dar. Es lassen sich vergleichbare Ergebnisse im Hinblick auf die Abwesenheit innerer Unregelmäßigkeiten sowie der Gefügeausbildung erzielen.

Trotz der unterschiedlichen Prozesscharakteristiken weisen auch beide Verfahren einen stabilen Schweißprozess (keine signifikanten Unregelmäßigkeiten im I-U-Verlauf, keine starke Spritzerbildung, gleichmäßige Nahtgeometrie) auf. Weitere unerwünschte Phasenausscheidungen, wie z. B. σ -Phase, konnten auch in den Schweißungen mittels ColdArc nicht festgestellt werden.

5.9 Verbesserungspotential einer Wärmenachbehandlung bzgl. der Gefügeausbildung

5.9.1 Versuchsdurchführung

Ziel dieses AP's ist die quantitative Erfassung des Einflusses einer Wärmenachbehandlung (WNB) auf die Verschiebung des F-A-Verhältnisses und somit auf die Eigenschaften des Schweißguts. Hierzu werden wärmebehandelte und nicht wärmebehandelte Proben einer Schweißverfahrensprüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 15614-1 unterzogen. Die durchzuführenden Tests umfassen metallografische Untersuchungen (Ferritgehalt, Härte, Ausscheidungen), die Durchstrahlungsprüfung, den Kerbschlagbiegeversuch (Charpy-V) bei tiefer Temperatur (-46 °C), die Quer- und Seitenbiegeprüfung, den Zugversuch und eine Korrosionsprüfung.

In Tabelle 23 sind die Prozessparameter zur Erzeugung der Stege zusammengefasst. Die Untersuchungen erfolgten sowohl mit einem Standard- als auch mit einem Superduplex-Schweißzusatz. Hergestellt wurden jeweils zwei Stege, von denen einer anschließend lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt wurde. Die Schweißungen wurden mit 100 % Argon durchgeführt, um zu überprüfen, ob sich Sekundäraustenit ausscheidet.

Tabelle 23: Übersicht der Prozessparameter zur Erzeugung der Stege (AP 9)

Parameter	Einstellung	
Grundwerkstoff / Dicke	1.4410 / 15 mm	
Zusatzwerkstoff	G Z 22 8 3 L Si	G Z 29 8 2 L
Elektrodendurchmesser	1,2 mm	
Schweißverfahren	MSG-CMT	
Schweißposition	PA	
Schweißbrennerstellung, -neigung	$\alpha = 0^\circ, \beta = 0^\circ$	
Schutzgas	Ar	
Schutzgasdurchflussmenge	18 l/min	
Kontaktrohrabstand	12 mm	
Drahtvorschubgeschwindigkeit	7 m/min	
Schweißgeschwindigkeit	70 cm/min	
Streckenenergie	2,6 kJ/cm	
max. Zwischenlagentemperatur	150 °C	
Prüfstückdimension	450 mm x 130 mm x 6 mm (ca. 75 Raupen)	

Das Lösungsglühen erfolgte im Ofen unter inerten Schutzgas (Ar 4.6) für den G Z 22 8 3 L Si bei einer Temperatur von 1060-1070 °C und für den G Z 29 8 2 L bei 1080-1090 °C. Die Haltezeit betrug aufgrund der Wanddicke jeweils 20 min. Die Stege lagen während der Glühung.

Die Prüfstückdimension (L x H x B) beträgt im Schweißzustand 450 x 130 x 6 mm und berücksichtigt Probenentnahmen mit horizontaler und vertikaler Lage. Den Probenentnahmeplan zeigt Bild 76.

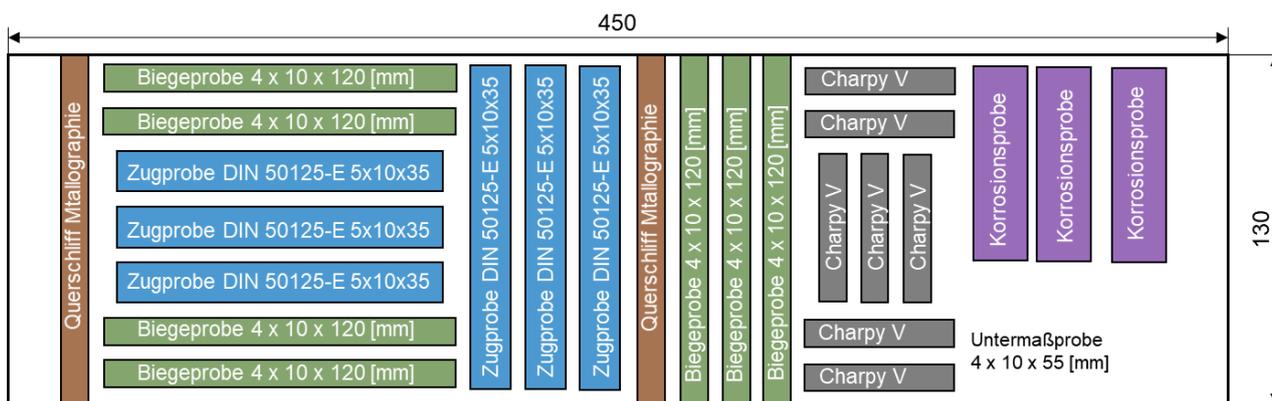


Bild 76: Probenentnahmeplan mit Kennzeichnung der Probenlage. S-Schliff, K-Kerbschlagbiegeprobe, B-Biegeprobe, Z-Zugprobe, C-Probe für die Korrosionsprüfung

5.9.2 Einfluss der WNB auf die Probengeometrie

Die Stege weisen im fertig geschweißten Zustand eine sehr gerade Form auf. Nach erfolgter WNB sind die Stege in horizontaler und vertikaler Richtung stark verzogen, siehe Bild 77. Dieser Verzug weist derart große Abweichungen von der ursprünglichen Form auf, dass eine Probenentnahme für die mechanisch-technologische Werkstoffprüfung nicht mehr möglich war. Zurückzuführen ist der Verzug vermutlich auf Schweißspannungen im Steg. Die Durchführung einer WNB an additiv geschweißten Bauteilen wird somit nicht empfohlen. Um dennoch Werkstoffkennwerte am wärmebehandelten Schweißgut ermitteln zu können, wurden erneut Stege geschweißt aus denen zunächst eine Entnahme der einzelnen Proben mit Aufmaß zum Fräsen erfolgte. Diese vereinzelt Proben wurden anschließend lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt. Abschließend erfolgte dann die Erzeugung der Endkontur mittels FräSENS.

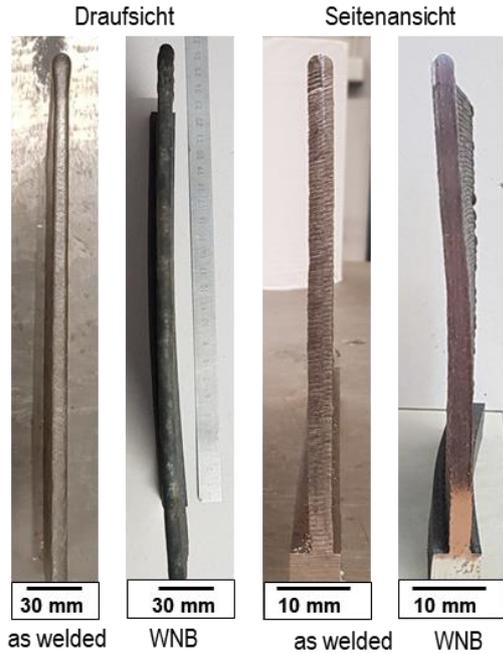


Bild 77: Einfluss der Wärmenachbehandlung auf die geometrische Form der geschweißten Stege

5.9.3 Einfluss der WNB auf die chemische Zusammensetzung und das Gefüge

Um zu überprüfen, ob es zu einer Diffusion von Sauer- oder Stickstoff in das mechanisch abgearbeitete Schweißgut während der Wärmebehandlung im Ofen kommt, erfolgten chemische Analysen der Stege in beiden Zuständen (Tabelle 24). Bei beiden Schweißzusätzen traten in den Schweißgütern trotz des Einsatzes des inerten Schutzgases eine leichte Zunahme an C und eine Reduktion an Cr und Ni auf. Zudem kam es infolge der Sekundäroxidation beim Schweißen zu einer etwa 3fachen Erhöhung der O-Gehalte. Beim Schweißen mit G Z 29 8 2 (hoher N-Gehalt) ist eine N-Effusion von ca. 400 ppm zu verzeichnen. Durch die WNB verändert sich die chemische Zusammensetzung der Schweißgüter nicht. Lediglich der O-Gehalt ist etwa 20 ppm höher.

Tabelle 24: Chemische Zusammensetzung der Drahtelektroden und der Stege im geschweißten und wärmebehandelten Zustand gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*

Drahtelektrode	C*, %	Si, %	Mn, %	P, %	S*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Nb, %	Cu, %	Ti, %
G Z 22 8 3	0,012	0,78	1,58	0,014	0,0008	23,1	8,59	3,13	0,019	0,09	0,005
as welded	0,016	0,80	1,58	0,012	0,0009	22,8	8,42	3,19	0,020	0,09	0,004
WNB	0,016	0,80	1,57	0,014	0,0009	22,7	8,45	3,19	0,020	0,09	0,004
G Z 29 8 2	0,024	0,39	1,01	0,015	0,0008	28,7	6,94	2,19	0,015	0,14	0,004
as welded	0,027	0,39	0,89	0,015	0,0009	28,3	6,70	2,30	0,013	0,13	0,004
WNB	0,027	0,39	0,89	0,014	0,0006	28,3	6,68	2,30	0,014	0,13	0,004
Drahtelektrode	Al, %	V, %	Co, %	W, %	Fe, %	N*, %	O*, ppm	Cr _{Eq} , %	Ni _{Eq} , %	PREN	FN

Fortsetzung

Draht- elektrode	C*, %	Si, %	Mn, %	P, %	S*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Nb, %	Cu, %	Ti, %
G Z 22 8 3	0,010	0,060	0,063	<0,01	62,5	1583	46	26,2	12,2	36,0	57,5
as welded	0,011	0,066	0,059	<0,01	62,7	1588	117	26,0	12,2	35,8	54,0
WNB	0,011	0,065	0,059	<0,01	62,8	1588	138	25,9	12,2	35,8	52,5
G Z 29 8 2	0,012	0,096	0,086	<0,01	60,2	3633	53	30,9	15,1	41,7	67,0
as welded	0,012	0,100	0,082	<0,01	60,5	3228	160	30,6	14,1	41,1	73,0
WNB	0,012	0,100	0,082	<0,01	60,6	3298	179	30,6	14,4	41,1	70,0

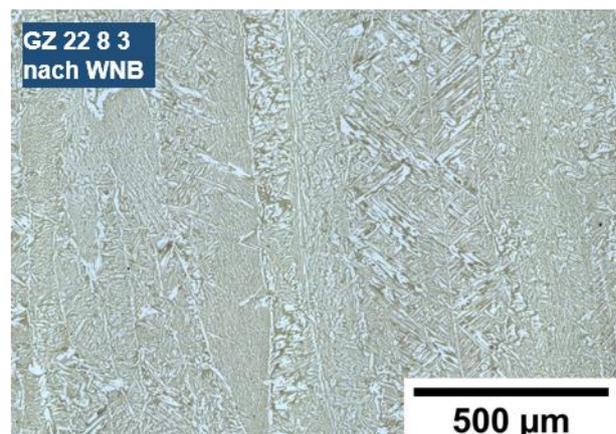
Hinweise:

1) Angaben sind Mittelwerte aus 3 Einzelmessungen

2) Berechnung der PREN (pitting resistance equivalent number) nach [16, 60] mit $PREN = Cr + 3,3 \times Mo + 16 \times N$

3) Ermittlung der FN (Ferritnummer) mit WRC-Diagramm [71]

Das Gefüge des Schweißgutes vor und nach der WNB zeigt Bild 78 und Bild 79. Vor der WNB setzt sich das Gefüge aus Korngrenzenaustenit, intragranularem Austenit, Widmanstättenaustenit sowie Ferritphase zusammen. Nach der WNB ist die austenitische Phase deutlich homogener verteilt. Die Wärmebehandlung führte sowohl beim Schweißgut des G Z 22 8 3 Si als auch des G Z 29 8 2 zu einer leichten Reduktion des Ferritanteils. Für das Standardduplexschweißgut konnte so ein Ferritanteil von 42 % erzielt werden. Das Superduplexschweißgut wies aufgrund des hohen Cr- und des gesenkten Ni-Gehaltes bereits vor der WNB einen sehr hohen Ferritanteil von 59 % auf. Durch die WNB wurde dieser auf 57 % reduziert (Bild 80). Die ebenfalls gemessenen FN-Werte bestätigen die Tendenz, dass die Ferritgehalte in den wärmebehandelten Proben geringer sind als in den geschweißten (Bild 81).



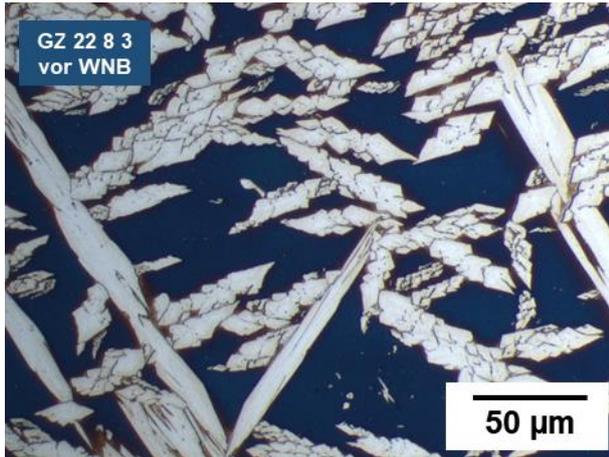


Bild 78: Gefügeaufnahmen der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand, Ätzung: Beraha II.

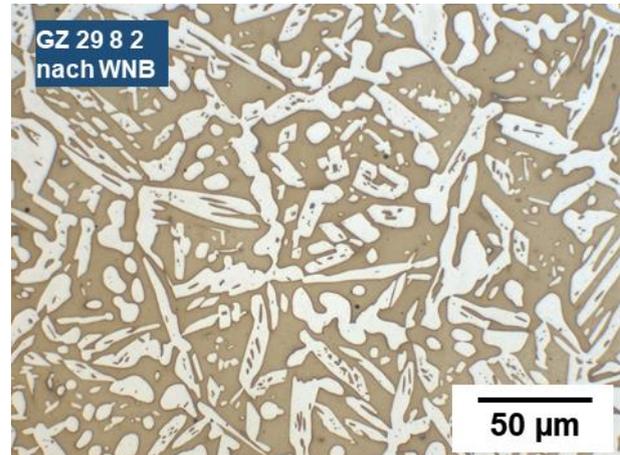
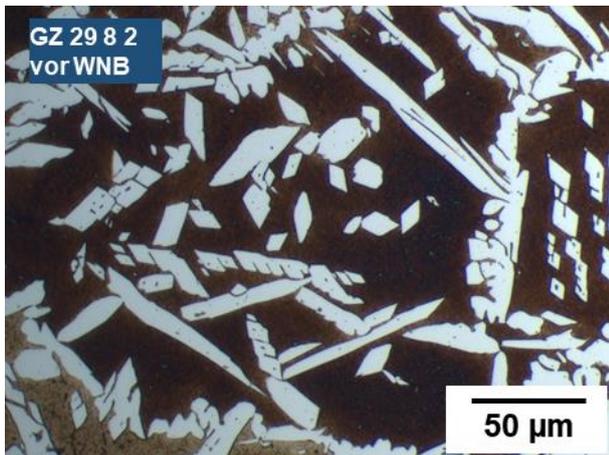
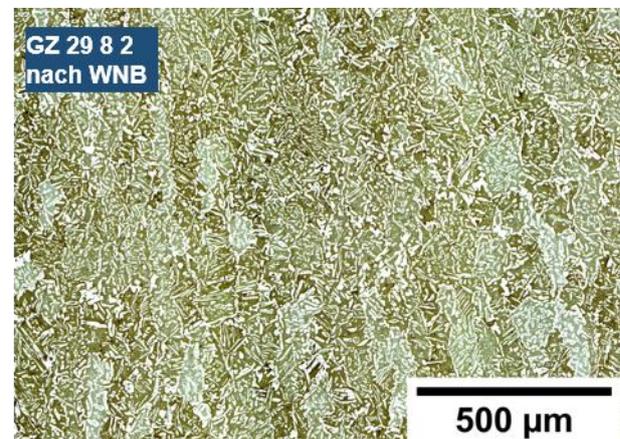
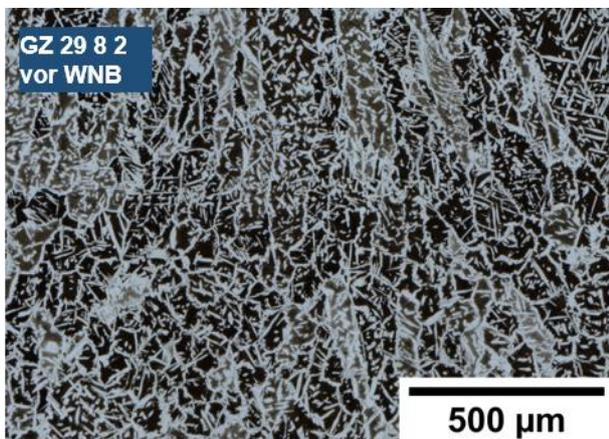


Bild 79: Gefügeaufnahmen der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand, Ätzung: Beraha II.

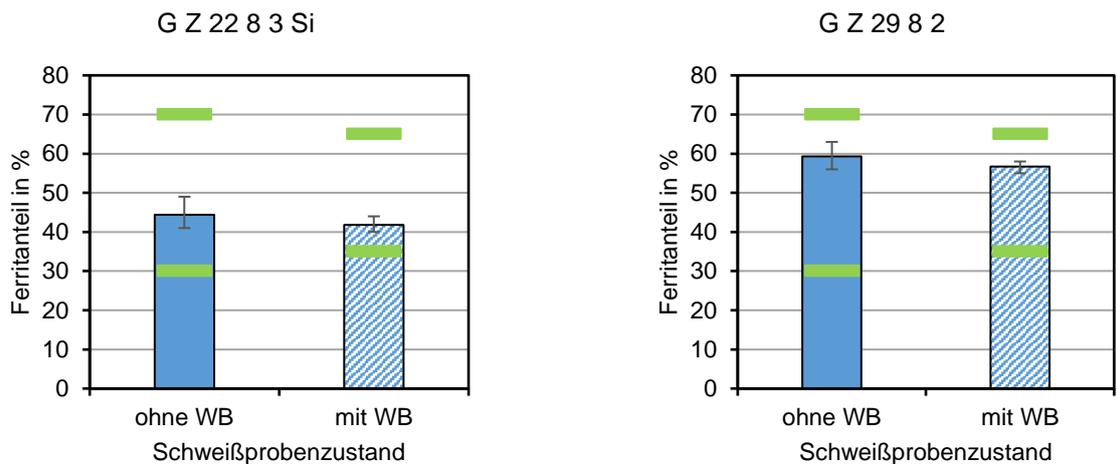


Bild 80: Prozentuale Ferritanteile der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

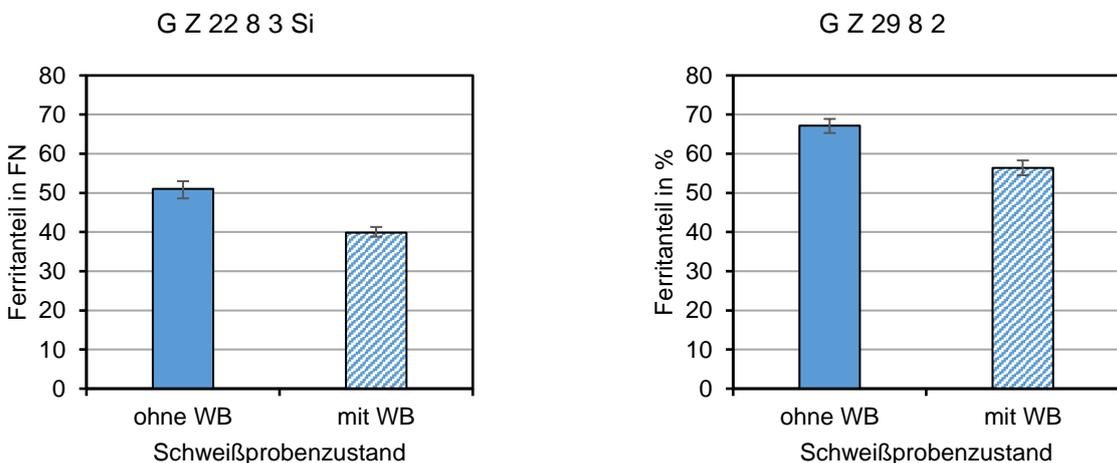


Bild 81: Magnet-induktive Ferritanteile (Feritscope®) der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Die ermittelten Härtewerte sind in Tabelle 25 und Bild 82 aufgeführt.

Tabelle 25: Ergebnisse der Härtemessungen der Stege im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Drahtelektrode	ohne Wärmenachbehandlung			mit Wärmenachbehandlung		
	MAX	MIN	MW	MAX	MIN	MW
G Z 22 8 3 Si	302	261	278	271	246	262
G Z 29 8 2	317	295	306	310	285	301

Im Schweißgut des G Z 22 8 3 Si kam es infolge der WNB zu einer leichten Reduzierung der Härte von 278 auf 262 HV10. Der Einfluss der WNB auf die Härte des Schweißgutes des G Z 29 8 2 ist hingegen vernachlässigbar gering.

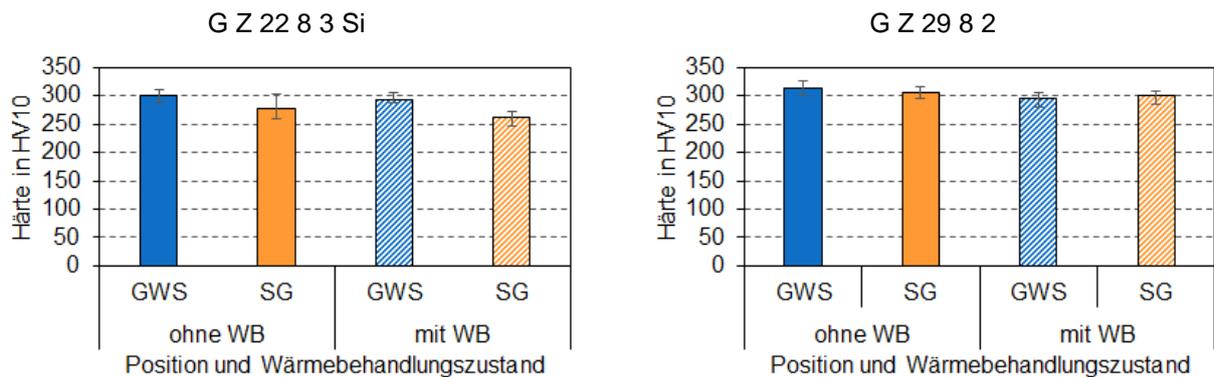


Bild 82: Härte des Grundwerkstoffes (GWS) und der Schweißgüter (SG) des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

5.9.4 Einfluss der WNB auf die mechanisch-technologischen Gütwerte

Die Kerbschlagbiegeprüfung erfolgte in Anlehnung an die DIN EN ISO 148-1:2017. Aufgrund der schmalen Stegbreite betrug die Dicke der Kerbschlagproben statt 10 mm nur 4 mm. Alle weiteren Maße entsprechen denen einer Standardprobe. Die Prüfung erfolgte bei -46 °C. Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs sind in Tabelle 28 und Bild 83 dargestellt.

Tabelle 26: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche bei -46 °C der Stege im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Drahtelektrode	Entnahme- richtung	ohne Wärmenachbehandlung					mit Wärmenachbehandlung				
		1	2	3	4	MW	1	2	3	4	MW
G Z 22 8 3 Si	horizontal	56	51	59	57	55,8	58	54	57	58	56,8
	vertikal	60	52	54	-	55,3	58	68	76	81	70,8
G Z 29 8 2	horizontal	34	34	33	32	33,3	54	57	55	64	57,5
	vertikal	39	32	38	-	36,3	65	56	59	60	60,0

Zu erkennen ist, dass die Proben mit vertikaler Probenlage im Steg etwas höhere Kerbschlagarbeitswerte aufweisen, als jene Proben, die dem Steg mit horizontaler Lage entnommen wurden. Darüber hinaus weisen die wärmebehandelten Proben trotz des höheren Ferritanteils etwas höhere Kerbschlagarbeitswerte auf.

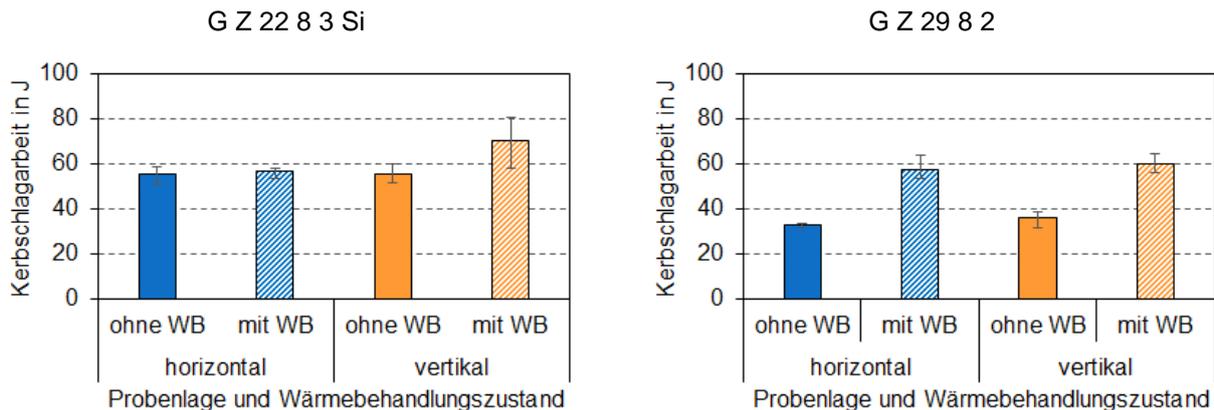


Bild 83: Kerbschlagarbeitswerte der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Die Durchführung der Zugversuche erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 50125:2016. Die Probenfertigung erfolgte nach Form E mit einer Probendicke von 4 mm, einer Probenbreite von 10 mm und einer Anfangsmesslänge von 35 mm. Die Kopfbreite betrug 15 mm und die Gesamtlänge 130 mm. Die quantitativen Ergebnisse und die Spannung-Dehnung-Diagramme der Zugversuche für beide Drahtelektroden sind in Tabelle 27, Bild 84 sowie Tabelle 28, Bild 86 dargestellt.

Tabelle 27: Ergebnisse der Zugversuche der Stege aus G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Zug- richtung	Kenngröße	ohne Wärmenachbehandlung				mit Wärmenachbehandlung			
		1	2	3	MW	1	2	3	MW
horizontal	Rp0,2 [MPa]	380	636	633	635	462	460	479	467
	Rm [MPa]	565	841	826	834	773	777	768	773
	A [%]	31,7	33,4	27,8	30,6	35,3	36,4	37,4	36,4
vertikal	Rp0,2 [MPa]	536	530	527	531	417	444	452	438
	Rm [MPa]	737	735	739	737	693	688	711	697
	A [%]	36,7	38,4	37,3	37,5	42,8	45,7	42,6	43,7

Die ermittelten Spannung-Dehnung-Verläufe der Proben einer Versuchsreihe zeigen mit Ausnahme der Versuchsreihe G Z 22 8 3 Si, horizontal, ohne WNB (Bild 84, links oben) eine gute Übereinstimmung. Die Probe 1 dieser Versuchsreihe mit den geringen Festigkeitswerten weist nicht den typischen duktilen Scherbruch auf, sondern einen zerklüfteten Bruch. Eine Betrachtung unter dem Mikroskop lässt kleine Hohlräume erkennen, vermutlich Poren (siehe Bild 85).

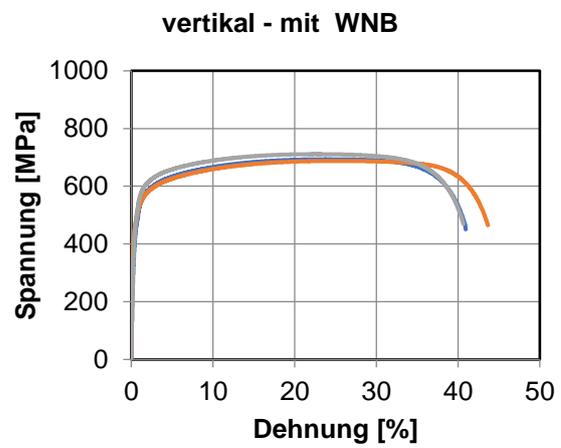
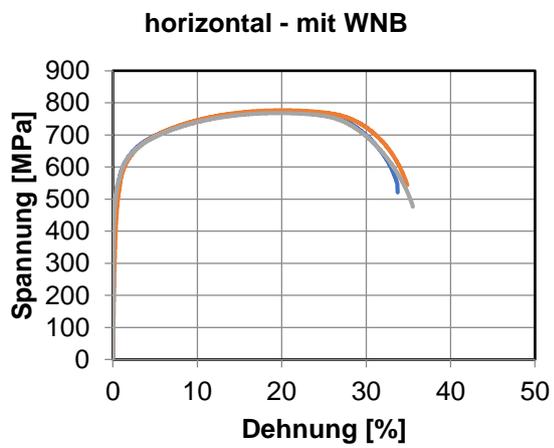
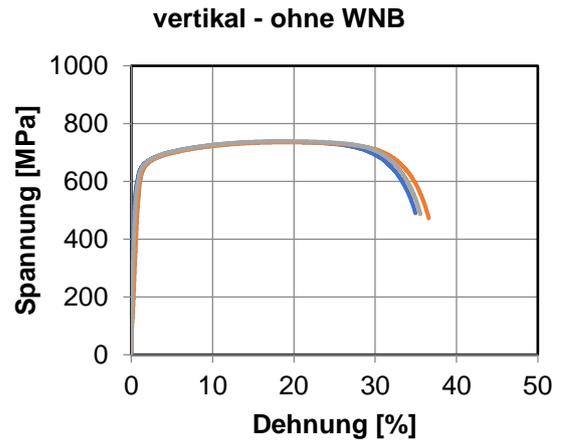
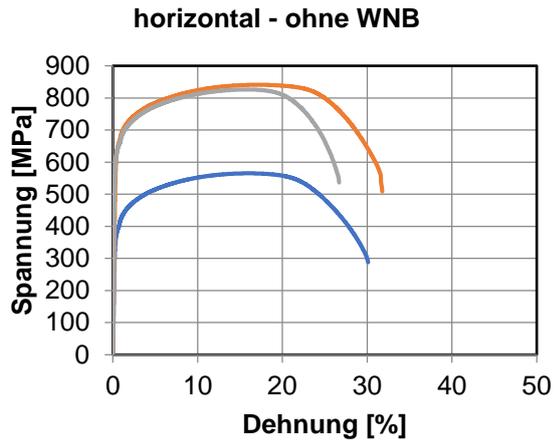


Bild 84: Spannung-Dehnung-Diagramme der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand. Links: Zugrichtung horizontal, Rechts: Zugrichtung vertikal

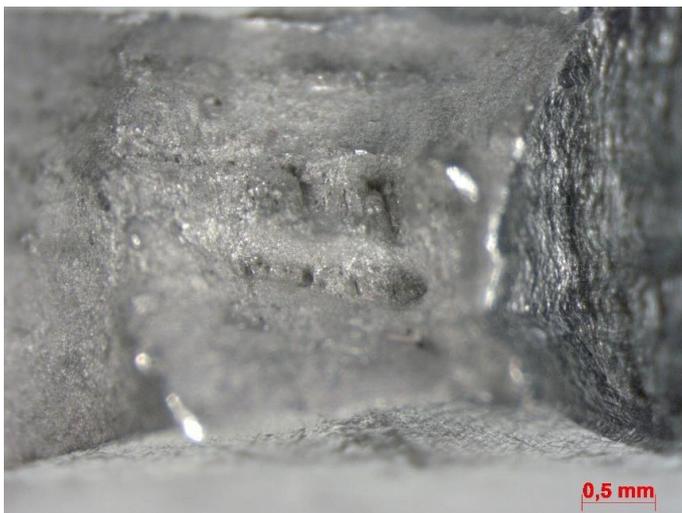


Bild 85: Bruchfläche einer Hälfte der Zugprobe 1 aus dem Steg aus G Z 22 8 3 Si (horizontal, ohne WNB)

Tabelle 28: Ergebnisse der Zugversuche der Stege aus G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Zug- richtung	Kenngröße	ohne Wärmenachbehandlung				mit Wärmenachbehandlung			
		1	2	3	MW	1	2	3	MW
horizontal	Rp0,2 [MPa]	780	763	780	747	580	579	658	606
	Rm [MPa]	893	896	894	894	866	869	869	868
	A [%]	31,3	32,2	32,2	31,9	34,7	34,0	38,3	35,7
vertikal	Rp0,2 [MPa]	710	727	702	713	655	599	563	606
	Rm [MPa]	871	879	886	878	851	846	867	855
	A [%]	30,0	27,5	29,4	29,0	34,4	31,5	34,7	33,6

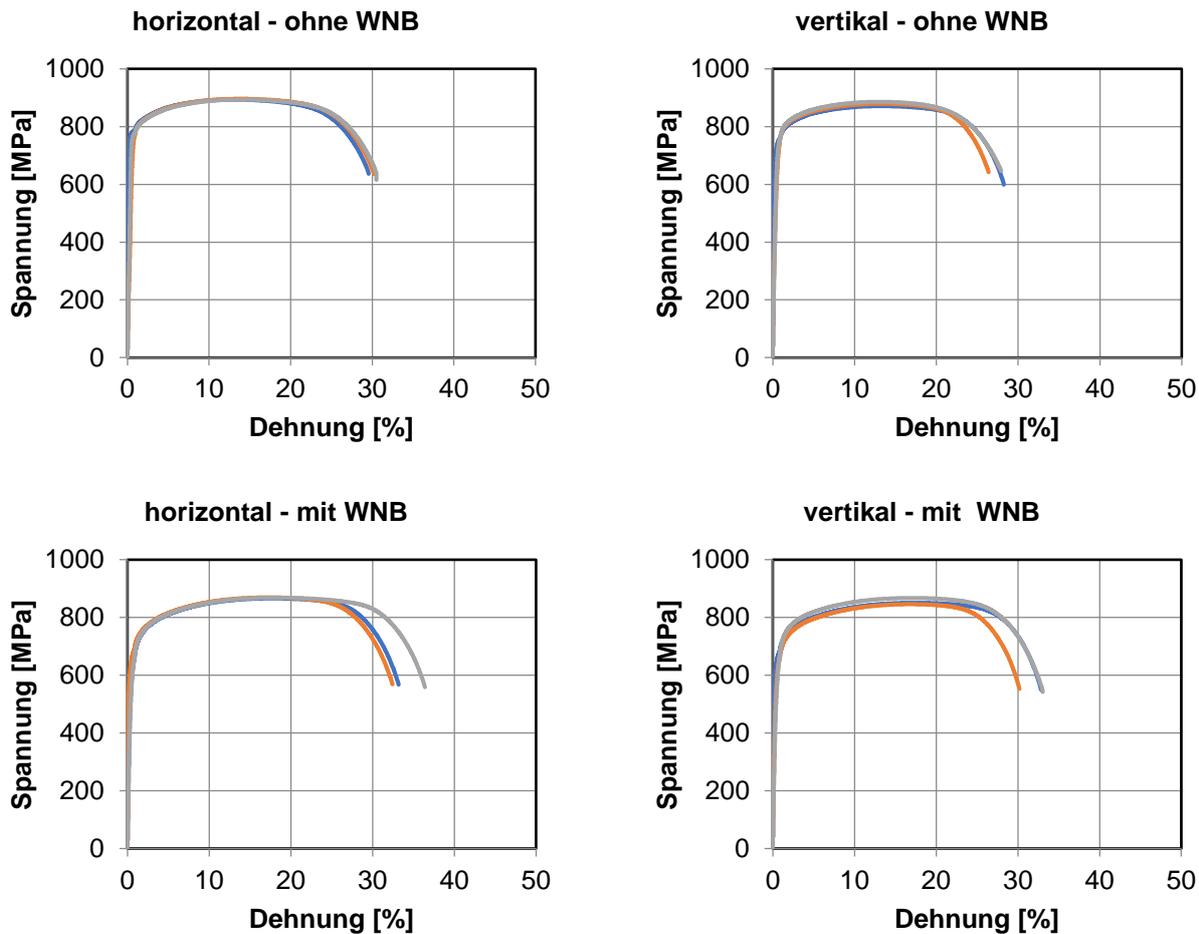


Bild 86: Spannung-Dehnung-Diagramme der Schweißgüter des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand. Links: Zugrichtung horizontal, Rechts: Zugrichtung vertikal

Die WNB führt bei beiden Drahtelektroden zu einer Abnahme von Dehngrenze und Zugfestigkeit während die Bruchdehnung zunimmt (vgl. Bild 87 und Bild 88). Auch die Probenlage hat Einfluss. Die vertikale Prüfrichtung ergibt leicht geringere Zugfestigkeiten und Dehngrenzen und ein verbesserte Bruchdehnung.

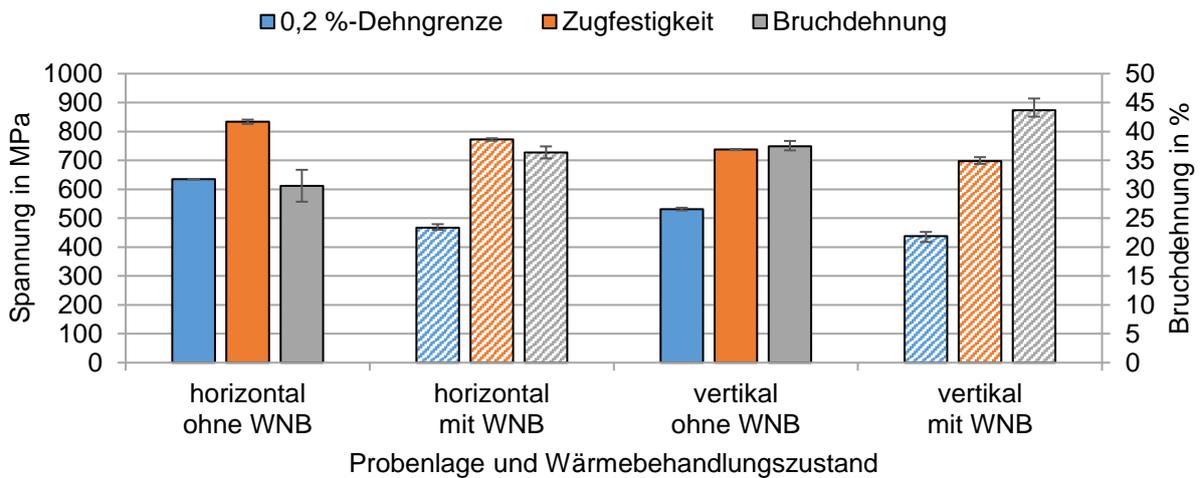


Bild 87: Gegenüberstellung der Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

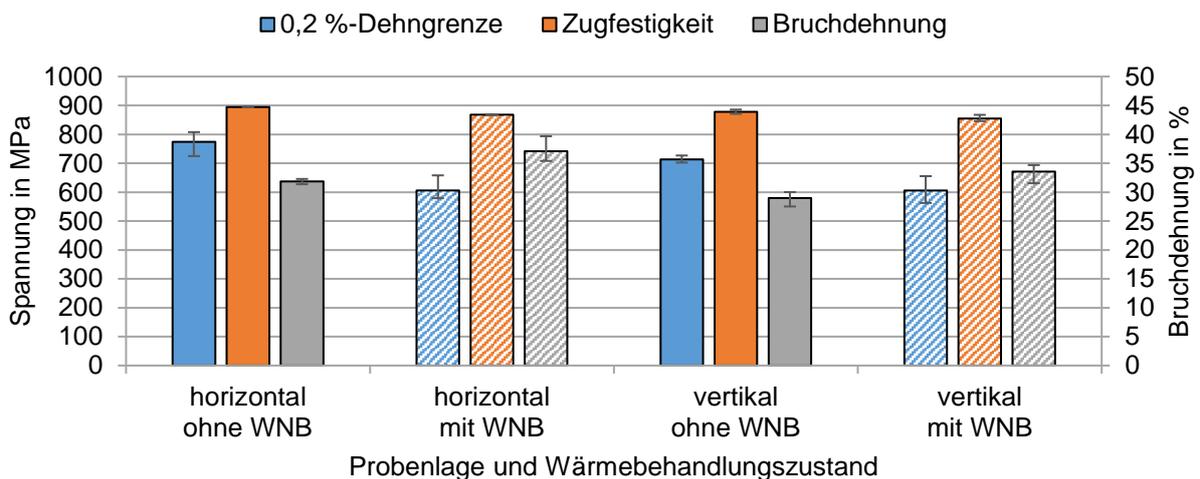


Bild 88: Gegenüberstellung der Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Bruchdehnung der Schweißgüter des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand

Die Biegeprüfung erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 7438:2021. Die Proben wurden mit einer Breite von 10 mm, einer Dicke von 4 mm und einer Länge von 120 mm gefertigt. Bild 89 zeigt die Proben nach der Biegeprüfung. Es wurden keine inneren Unregelmäßigkeiten aufgedeckt.

Die Korrosionsprüfung erfolgte mittels Tauchversuchen gemäß ASTM G48 – Methode A mit einer Prüftemperatur von 22 °C für den Standardduplex bzw. 35 °C für den Superduplex. Je Verfahrensvariante und Wärmebehandlungszustand wurden drei Proben geprüft. Im Standard-Duplexschweißgut lagen keine Unterschiede zwischen wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Proben auf. Hingegen war der Masseverlust beim wärmebehandelten Superduplex-Schweißgut etwas geringer als im Schweißzustand.

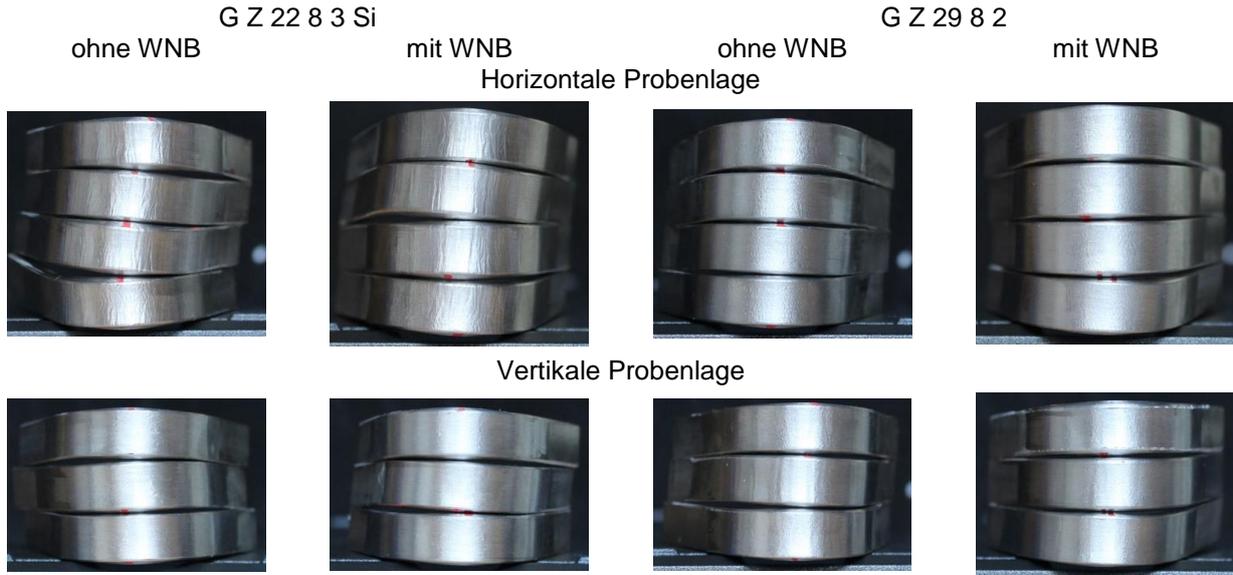


Bild 89: Biegeproben der Schweißgüter des G Z 22 8 3 Si und des G Z 29 8 2 im Schweißzustand und im wärmebehandelten Zustand weisen keine inneren Unregelmäßigkeiten auf

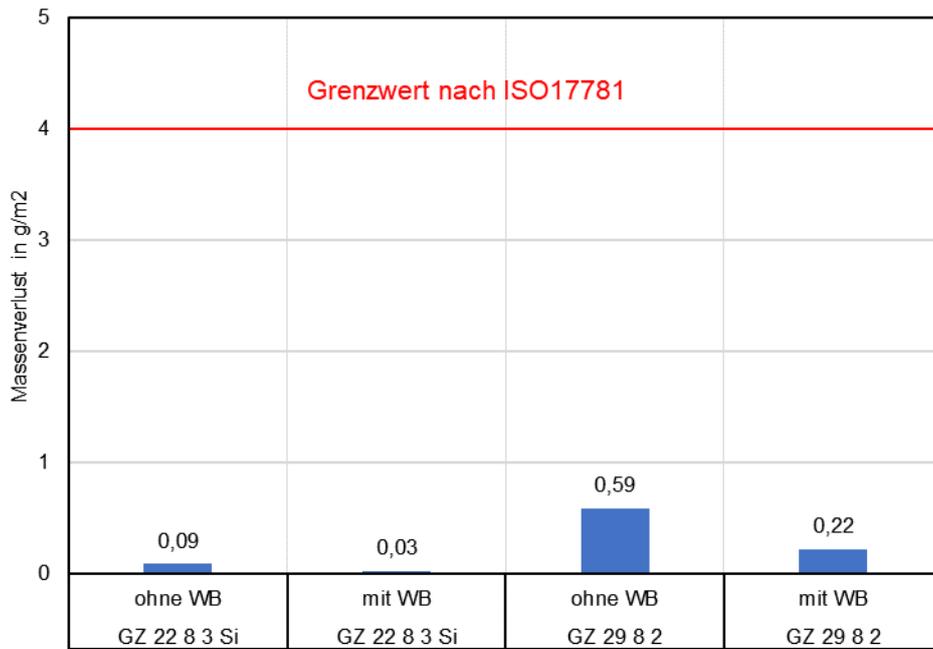


Bild 90: Ergebnisse der Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A im AP 9

5.9.5 Fazit zu AP 9

Die Wärmebehandlung am additiven Duplexschweißgut bewirkt eine leichte Reduzierung der Ferritanteile. Folglich reduzieren sich die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen. Die Werte der Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit nehmen zu. Grundlegend ist die WNB jedoch nicht notwendig, da der geschweißte Zustand schon die geforderten Ferritwerte für das Schweißgut erreicht. Zudem wurden durch die WNB Schweißspannungen freigesetzt, die zu einem starken Verzug des Bauteils (Steg mit großen Abmessungen) führten.

5.10 Verifikationsschweißung eines Rohrflansches inkl. Bauteilprüfung

5.10.1 Versuchsdurchführung

Die Prüfung der Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf ein reales Bauteil erfolgt mittels Schweißung eines Rohrflansches. In Abstimmung mit dem PA erfolgte die Bauteilschweißung mit dem Superduplex-Schweißzusatz G 25 9 4 N L (Charge 105721). Das Bauteil wurde so dimensioniert, dass nach erfolgreicher Durchstrahlungsprüfung Proben für chemische Analysen, Gefügeanalysen, Kerbschlagbiegeversuch, Zugversuch und Korrosionstest entnommen werden können. Die Maße des Bauteils können der Zeichnung in Bild 91 entnommen werden.

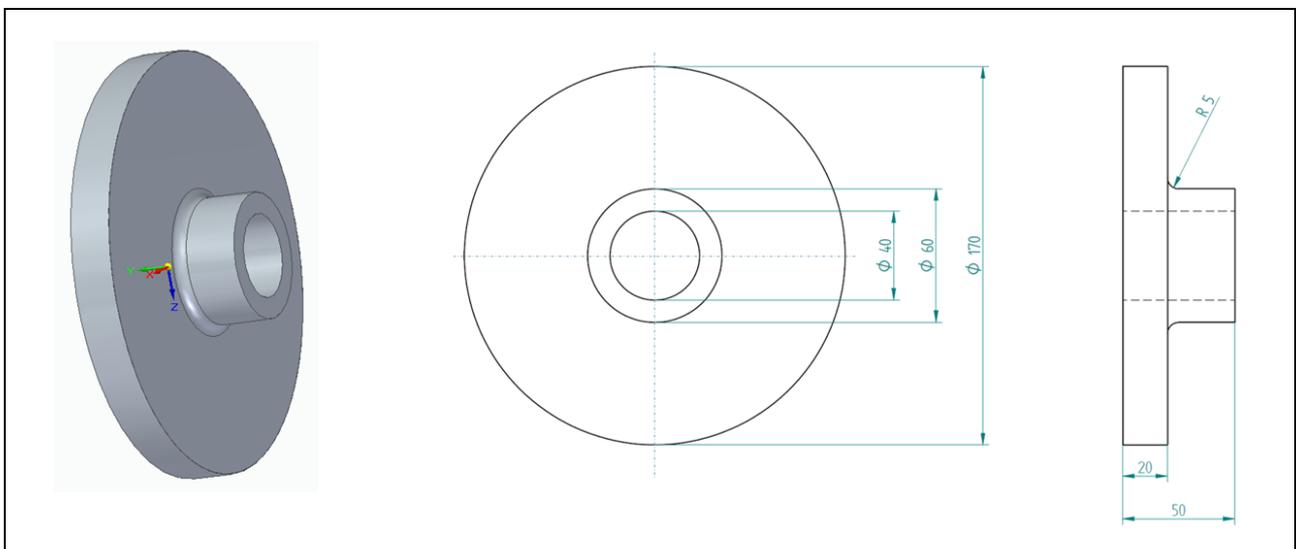


Bild 91: Zeichnung des Flansches mit Maßen

Die Bauteilschweißung erfolgte voll automatisiert auf einer 3DMP®-Anlage (arc 403) durch das PA-Mitglied GEFERTEC GmbH.

Aufgrund eines bindefehlerbehafteten Mehrlagenschweißgutes bei Verwendung der im Projekt erarbeiteten Empfehlungen mussten einige Anpassungen vorgenommen werden, die vorrangig eine Erhöhung der Wärmeeinbringung zum Ziel hatten. In Tabelle 29 erfolgt eine Gegenüberstellung der empfohlenen Parameter mit denen der Bauteilschweißung. Anstatt mit einer reinen CMT-Kennlinie (Ref-Nr. 1934) wurde die Bauteilschweißung mit einer CMT-Puls-Mix-Kennlinie (Ref-Nr. 1933) ausgeführt. Die Drahtvorschubgeschwindigkeit wurde auf 8,3 m/min gesteigert. Die durchschnittliche Streckenenergie betrug somit 5,0 kJ/cm. Die Zwischenlagentemperatur wurde nach jeder Bahn überwacht und betrug konstant 110 °C.

Tabelle 29: Gegenüberstellung der empfohlenen Parameter mit den realen Parametern der Bauteilschweißung

Parameter	Empfehlung	Bauteilschweißung
Kennlinienpaket	R01 - 2256	R01 – 2256
Kennlinie / Referenznummer	CrNi 22 9 3 / CMT 1934	CrNi 22 9 3 / CMT-Puls-Mix 1933
Schutzgas	ArHe-30	ArHe-30
Schutzgasvolumenstrom in l/min	18	17
Drahtvorschubgeschwindigkeit in m/min	7,0	8,3
Schweißgeschwindigkeit in cm/min	70	70
Streckenenergie in kJ/cm	3	5
Zwischenlagentemperatur in °C	100	110
Stickout in mm	12	12
Lichtbogenlängenkorrektur in %	0,0	0,01
Dynamikkorrektur in %	0,0	0,0

Einen Blick in den Arbeitsraum der Versuchsanlage zeigt Bild 92. Der Teil des Bauteils mit einem Außendurchmesser von 170 mm wurde mit 7 Schichten sowie je 15 Kreisbahnen und der Teil mit einem Außendurchmesser von 60 mm mit 11 Schichten sowie je 3 Kreisbahnen erzeugt. Die reine Schweißzeit betrug dabei 1,5 h und die Fertigungszeit 4,5 h. Es wurden 2 Bauteile gefertigt. Ein Bauteil verbleibt als Prototyp an der FE, und das andere wird für die Bauteilprüfung genutzt.



Bild 92: Versuchsstand mit geschweißtem Flansch

Für die Prüfung wurde der Flansch zerspanend bearbeitet und anschließend durchstrahlt. Den Probenentnahmeplan gibt Bild 93 wider.

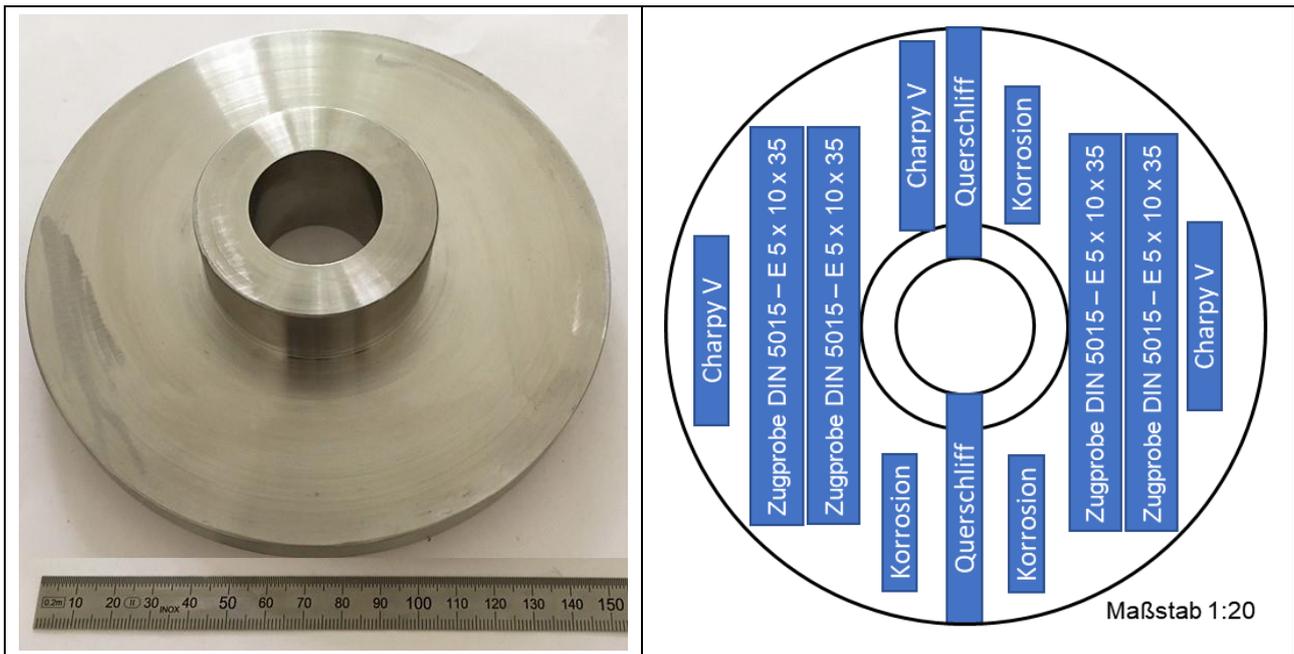


Bild 93: Bearbeiteter Flansch und Probenentnahmeplan

Aus dem Flansch wurden folgende Proben entnommen:

- 3 Zugproben: DIN 50125 – E 4 x 10 x 35
- 3 Kerbschlagbiegeproben Charpy-VWT: 10 x 10 x 55 [mm]
- 3 Korrosionsproben: 10 x 10 x 40 [mm]
- 2 metallographische Schlitze: 50 x 10 x 65 [mm]

5.10.2 Ergebnisse der Bauteilprüfung

Nach der mechanischen Bearbeitung des geschweißten Rohrflansches erfolgte zunächst eine Durchstrahlungsprüfung mit einem BPK ISO 19232-1 (EN 462) W10 FE. Die dabei erreichte Bildgütezahl nach DIN EN ISO 17636-1 lag bei 12 bzw. 13. Die Prüfung ergab keine innere Nahtunregelmäßigkeiten. Somit wird die Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817:2014-06 erfüllt.

Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes der Bauteilschweißung zeigt die Tabelle 30. Bedingt durch das inerte Schutzgas traten keine signifikanten Zu- oder Abbrände an Legierungselementen auf. Es ist jedoch die Tendenz zu erkennen, dass der Anteil der Legierungselemente im Schweißgut tendenziell etwas geringer ist. Zudem verfügt das Schweißgut gegenüber der Drahtelektrode über einen ca. 4fach höheren Sauerstoffanteil infolge von Sekundäroxidation und über einen ca. 200 ppm geringeren N-Gehalt infolge von N-Effusion. Diese Effekte wurden auch schon bei den Stegschweißungen (vgl. Abschnitt 5.2.7) beobachtet.

Tabelle 30: Chemische Zusammensetzung der Bauteilschweißung in Gew.-% bzw. ppm gemäß Spektralanalyse und Trägergasschmelzextraktion*

Draht- elektrode	C*, %	Si, %	Mn, %	P, %	S*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Nb, %	Cu, %	Ti, %
G 25 9 4 N L (Charge 105721)	0,024	0,44	0,90	0,018	0,0009	26,3	9,36	4,08	0,021	0,62	0,003
Schweißgut Bauteil	0,025	0,39	0,84	0,016	0,0007	25,5	9,30	4,10	0,019	0,56	0,004
Draht- elektrode	Al, %	V, %	Co, %	W, %	Fe, %	N*, %	O*, ppm	Cr _{Eq} %	Ni _{Eq} %	PREN	FN
G 25 9 4 N L (Charge 105721)	0,041	0,071	0,046	0,499	58,3	2285	41	30,1	15,1	42,4	60
Schweißgut Bauteil	0,038	0,067	0,044	0,491	58,3	2098	157	29,6	14,5	42,4	61

Hinweise:
 1) Angaben sind Mittelwerte aus 3 Einzelmessungen
 2) Berechnung der PREN (pitting resistance equivalent number) nach [16, 60] mit $PREN = Cr + 3,3 \times Mo + 16 \times N$
 3) Ermittlung der FN (Ferritnummer) mit WRC-Diagramm [71]

An drei verschiedenen Bereichen (vgl. Bild 94) der Bauteilschweißung wurden die Ferritanteile bildanalytisch und magnet-induktiv bestimmt.

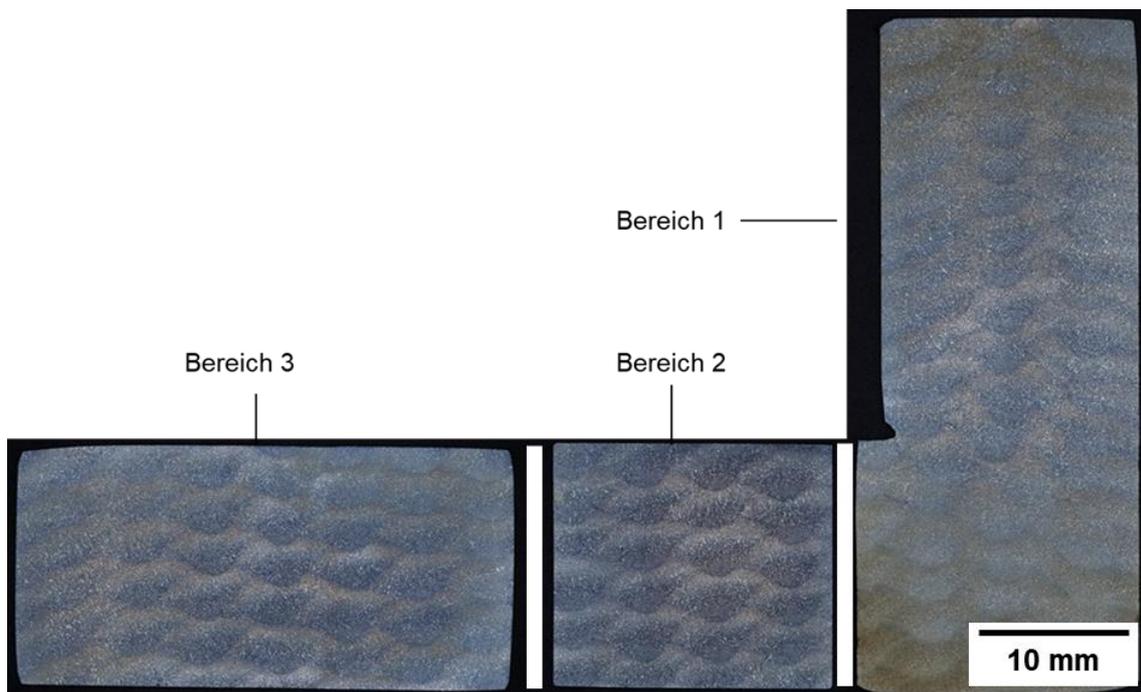


Bild 94: Makroschliff der Bauteilschweißung, Ätzung: Beraha II.

Wie die Diagramme im Bild 95 zeigen, befinden sich die prozentualen Ferritwerte innerhalb der geforderten Grenzwerte zwischen 30 und 70 %. Diese Werte streuen etwas stärker als die magnet-induktive gemessenen Ferritanteile. Dies resultiert aus den Schwankungen in den Austenitgehalten im Mehrlagenschweißgut. Auch trat Sekundäraustenit in den wiedererwärmten Schweißraupen auf.

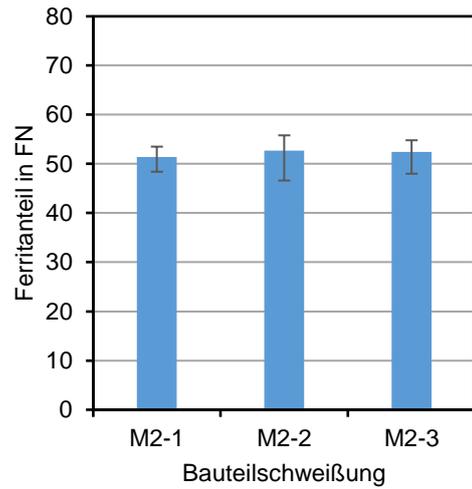
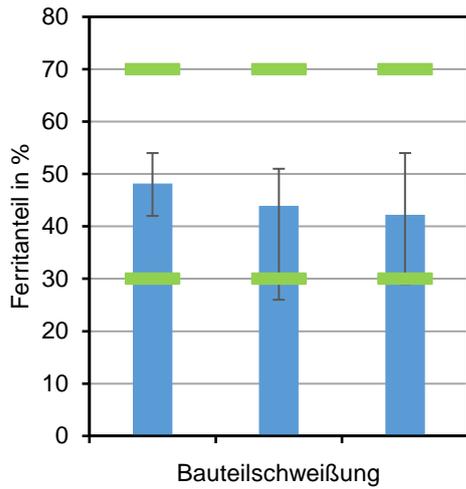
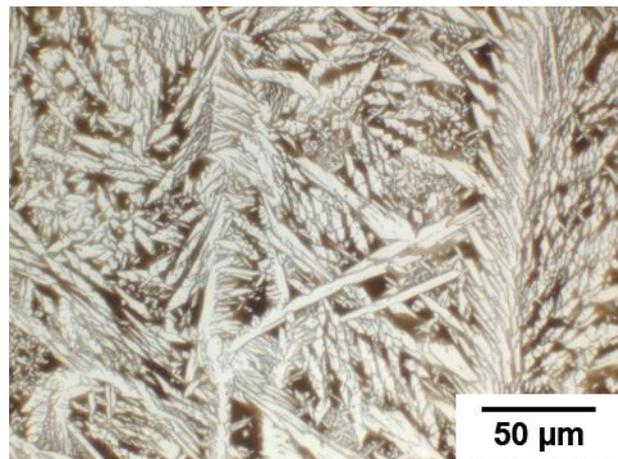
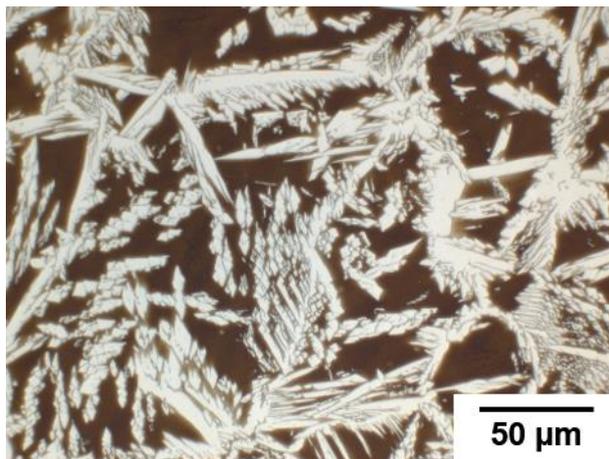
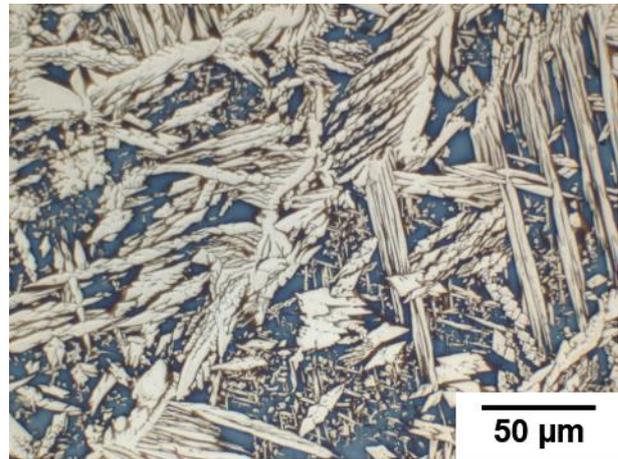
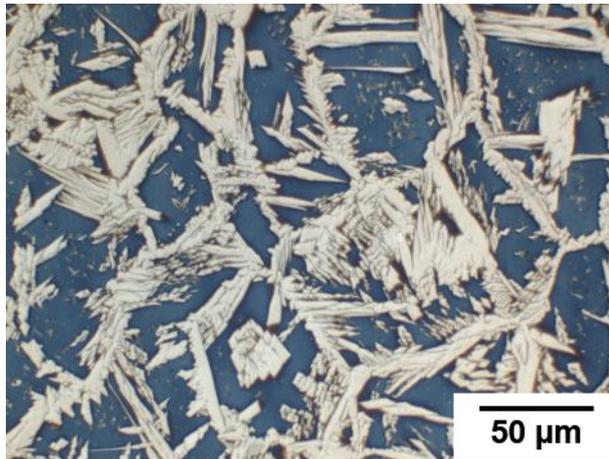


Bild 95: Ferritanteile (in % und FN) in der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L (Bereiche 1 bis 3 im Bild 94) im Schweißzustand.

Die Mikrogefügaufnahmen aus den einzelnen Bereichen verdeutlichen dies.



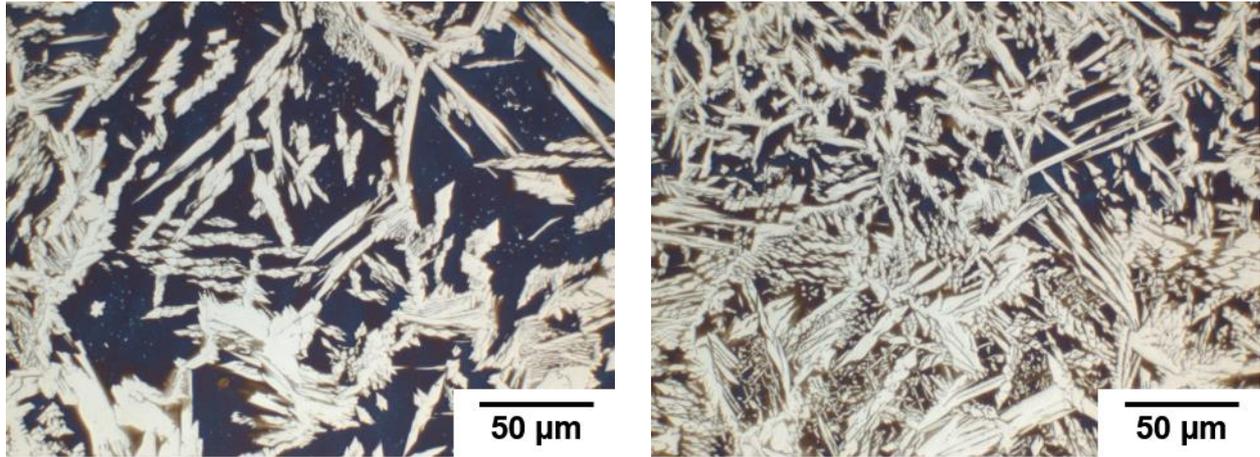


Bild 96: Typische Mikroaufnahmen der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L (oben: Bereich 1, mitte: Bereich 2, unten: Bereich 3, links: Raupenmitte, rechts: WEZ), Ätzung: Beraha II.

Die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs bei -46 °C, des Zugversuchs bei RT und der Härtemessungen sind in Tabelle 32 dargestellt. Auch diese Werte liegen über den Werten des Abnahmeprüfzeugnisse des Schweißgutes der Drahtelektrode.

Tabelle 31: Ergebnisse der mechanisch-technologischen Prüfungen der Bauteilschweißung aus der Drahtelektrode G 25 9 4 N L

Proben-Nr.	1	2	3	4	5	6	MW	Werte des Schweißgutes nach APZ 3.1
KV, -46 °C [J]	126	138	124	-	-	-	129,3	≥ 50
Rp0,2 [MPa]	691	671	671	680	687	672	678	≥ 650
Rm [MPa]	841	841	839	838	844	832	839	≥ 750
A [%]	25,6	29,2	25,6	27,3	28,7	29,0	27,5	≥ 25
HV 10 [-]	300	306	-	-	-	-	303	-

Die Härtewerte wurden in Form von 2 diagonal verlaufenden Reihen gemessen (vgl. Bild 97). Es zeigten sich keine relevanten Schwankungen.

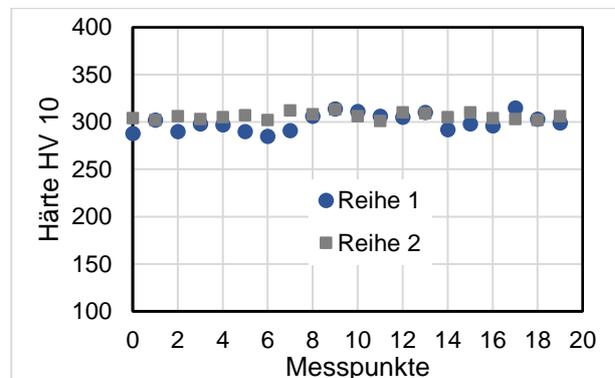
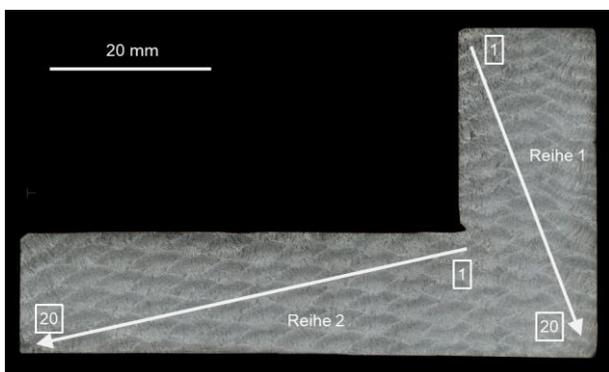


Bild 97: Anordnung der Härteeindrücke und Ergebnisse der Härtemessungen

Die Spannung-Dehnung-Diagramme der 6 Zugproben aus den Bauteilschweißungen zeigt Bild 98. Zwischen den Proben traten nur in der Bruchdehnung etwas größere Streuungen auf.

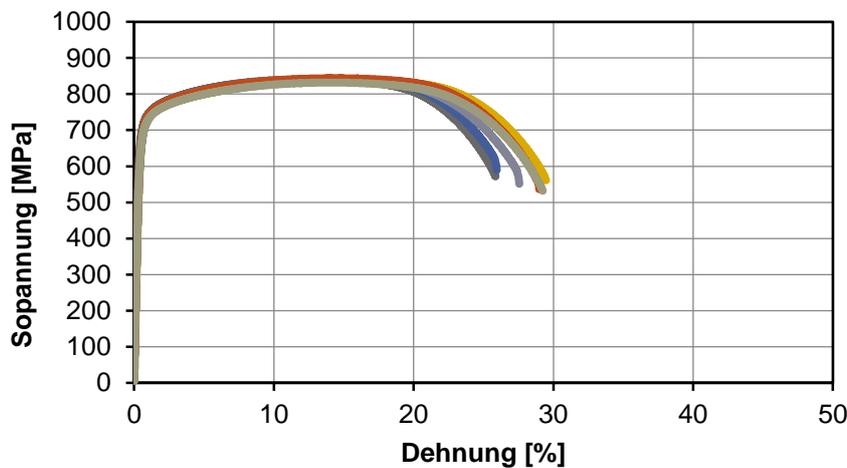


Bild 98: Spannung-Dehnung-Diagramme der Zugproben der Bauteilschweißung aus G 25 9 4 N L. Zugrichtung horizontal.

Die Eisenchlorid-Lochkorrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A führte nach 24 h zu keinen Lochkorrosionsangriff der drei untersuchten Proben. Die mittlere Korrosionsrate nach ISO 11781 betrug 0,165 mm/a. Als Akzeptanzkriterium gilt ein Massenverlust $< 4 \text{ g/m}^2$.

5.10.3 Fazit zu AP 10

Die Prüfung der Bauteilschweißung mit der Superduplex-Drahtelektrode G 25 9 4 N L ergab ein sehr positives Eigenschaftsbild. Sowohl die zerstörungsfreien Prüfungen als auch die angefertigten Makro- und Mikroschliffe zeigten keine inneren Nahtunregelmäßigkeiten, wie Bindefehler, Poren oder Risse. Die Vermeidung von Bindefehlern war auf die Nutzung der Puls-Mix-Kennlinie zurückzuführen, die einen verbesserten Einbrand zur Folge hatte. Die Porenfreiheit wurde durch den Einsatz des inertes Mischgases (ArHe-30) erreicht. Die Festigkeits- und Duktilitätswerte liegen oberhalb der im APZ 3.1 der Zusatzwerkstoffherstellers angegebenen Mindestwerte des Schweißgutes der Drahtelektrode. Die ermittelten mittleren Ferritanteile liegen ebenfalls innerhalb der geforderten Grenzwerte zwischen 30 und 70 %. Jedoch kann es in den hochoberhitzten Bereichen der wiedererwärmten Schweißraupen zu einzelnen Unterschreitungen der 30 % kommen. Im Gefüge war zudem Sekundäraustenit zu verzeichnen. Andere unerwünschte intermetallische Ausscheidungen traten jedoch nicht auf. Auch die Korrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A zog keinen signifikanten Massenverlust nach sich. Somit ist festzuhalten, dass die im Projektverlauf gewonnenen Erkenntnisse sich erfolgreich bei der Bauteilfertigung umsetzen ließen.

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

Die übergeordnete Zielsetzung des Forschungsvorhabens war das Erreichen eines werkstoffspezifischen Eigenschaftsprofils beim additiven Schutzgasschweißen fertigkonturnaher Strukturen aus Standard- und Superduplexstahl. Zur Gewährleistung der im Normenwerk geforderten werkstoffspezifischen Kennwerte war sowohl eine Technologieanpassung als auch eine Weiterentwicklung der Legierungskonzepte handelsüblicher Schweißzusätze erforderlich. Hierfür erfolgte die systematische Untersuchung der Einflüsse von Schweißdraht und Prozessparameter auf die metallurgischen, mechanisch-technologischen und korrosiven Kennwerte des Schweißgutes, um somit die Anwendbarkeit dieser Technologie auch für Duplexstähle sicherzustellen. Eine Gegenüberstellung der Zielsetzungen gemäß ursprünglichem Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung erfolgt in Tabelle 32.

Tabelle 32: Gegenüberstellung der Zielsetzungen gemäß ursprünglichem Forschungsantrag mit der tatsächlichen Zielerreichung

Arbeitspaket	Zielsetzung	Zielerreichung
AP 1	Werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchsmaterialien	Bestimmung zu erwartender Ferritanteile gemäß WRC-1992-Diagramm anhand chemischer Analysen Aussagen zur Reinheit der Ausgangswerkstoffe anhand von licht- und elektronenmikroskopischen Untersuchungen
AP 2	Ermittlung geeigneter Schweißparameter bei gleichzeitiger Überwachung der thermischen Zyklen mit herkömmlichen Massivdrahtelektroden und Standard-schutzgas	Ermittlung von Schweißparameterfenstern anhand der Geometrie Steg durch iterative Anpassung der Prozessparameter (Drahtvorschub, Schweißgeschwindigkeit) mit Standardschweißzusätzen (G 22 9 3 N L, G 25 9 4 N L) Gewährleistung eines von Bindefehlern freien Auftragschweißgutes mittels Durchstrahlungsprüfung Klärung des Einflusses von Temperaturzyklen und Abkühlraten auf Ferrit- und Sekundäraustenitanteile durch Temperaturmessungen in drei verschiedenen Lagenhöhen und Korrelation mit Schlibbildanalysen Klärung des Einflusses von Zu- & Abbrand durch chemische Analysen der Schweißgüter Klärung des Einflusses der Gefügeanteile auf die Korrosionsbeständigkeit durch Lochkorrosionstest
AP 3	Quantifizierung des Einflusses der Probengeometrie auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und somit auf die Gefügeausbildung bei Verwendung von Standardschutzgas	Klärung des Einflusses der Probengeometrie auf die Temperaturverläufe durch Herstellung eines dickwandiger Blöcke mit zwei unterschiedlichen Streckenenergien und Temperaturmessungen in drei verschiedenen Lagenhöhen (G 22 9 3 N L, G 25 9 4 N L) Klärung des Einflusses der veränderten Abkühlbedingungen auf die Gefügeanteile durch Korrelation von Abkühlzeiten mit Schlibbildanalysen
AP 4	Quantifizierung des Legierungseinflusses auf den Ferritgehalt und	Ermittlung des Legierungseinflusses durch Vergleichsschweißungen mit Sonderelektroden (G Z 22 8 3 L Si, G Z 29 8 2 L, G 22 5 3 N L) und Korrelationen mit Schlibbildanalysen

	ggf. Ableitung eines Legierungskonzeptes	Ermittlung des Einflusses der Legierungsvariation auf die Lochkorrosionsbeständigkeit mittels Korrosionstest Legierungskonzept für eine Versuchsschmelze
AP 5	Erforschung des Einflusses der Zwischenlagentemperatur auf den Austenit-Anteil	Klärung des Einflusses der T_{ZW} auf die Temperaturverläufe durch Temperaturmessungen bei der Erzeugung von Stegen mit je zwei T_{ZW} am Bsp. der Legierungen G 22 9 3 N L und G 25 9 4 N L Klärung des Einflusses der veränderten Abkühlbedingungen auf die Gefügeanteile durch Korrelation von Abkühlzeiten mit Schlifffbildanalysen Gegenüberstellung des Verbesserungspotentials hinsichtlich der Gefügeausbildung mit den dafür notwendigen Fertigungszeiten bei Senkung der T_{ZW} durch Ermittlung der Nebenzeiten
AP 6	Erforschung des Einflusses einer zusätzlichen Kühlung auf das F/A-Verhältnis	Ermittlung eines Setups zur Herstellung von bindefehlerfreiem Auftragschweißgut im Wasserbad Klärung des Einflusses der Wasserbadkühlung auf die Abkühlzeit mittels Temperaturmessungen und Korrelation dieser mit den Gefügeanteilen durch Schlifffbildanalysen (G Z 22 8 3 L Si) Ermittlung eines Setups zum Schweißen mit zusätzlichem Kühlgasstrom Klärung des Einflusses des zusätzlichen Kühlgasstromes auf die Abkühlzeit durch Temperaturmessungen an geschweißten Stegen und Variation des Kühlgasmediums (Ar und NH-5) Überprüfung möglicher Gasaufnahmen infolge der zusätzlichen Kühlung durch Trägergasschmelzextraktion am Schweißgut Zusatzuntersuchung zum Schutz vor Sekundäroxidation durch Schweißung in einer Schutzgaskammer (Flutung mit Ar)
AP 7	Erforschung des Einflusses der Schutzgaszusammensetzung auf das Gefüge	Ermittlung des Einflusses einzelner Schutzgaskomponenten (He, und variierende CO_2 -Anteile) auf die Abkühlzeiten und das Gefüge durch Temperaturmessungen und Korrelation mit Schlifffbildanalysen (G 22 9 3 N L, G Z 29 8 2) Klärung des Einflusses variierender CO_2 -Anteile auf den Porenanteil der Duplexschweißgüter Zusatzuntersuchung zur Steigerung des Austenitanteils bei Schweißung mit der Sonderelektrode G 22 5 3 N L durch Verwendung stickstoffhaltiger Schutzgase und Variation des Stickstoffanteils
AP 8	Ermittlung der Anwendbarkeit weiterer energiereduzierter Verfahrensvarianten	Prüfung der Eignung des ColdArc-Prozesses der Firma EWM zum additiven Schutzgasschweißen mittels Schweißparameterstudie (G Z 22 8 3 L Si) Klärung des Einflusses der prozessspezifischen Parameter auf die Probengeometrie und die Gefügeausbildung anhand von Schlifffbildanalysen an mit drei verschiedenen Streckenenergien hergestellten Stegen
AP 9	Verbesserungspotential einer Wärmenachbehandlung bzgl. der Gefügeausbildung	Klärung des Einflusses einer WNB auf die Änderung des F/A-Verhältnisses und die mechanisch-technologischen Eigenschaften anhand von Stegschweißungen sowie bildanalytischer Ferritbestimmung, Zugprüfung, Biegeprüfung, Kerbschlagbiegeprüfung und Lochkorrosionstest (G Z 22 8 3 L Si, G Z 29 8 2) Gegenüberstellung der werkstoffspezifischen Eigenschaften von wärmebehandelten Stegen und Stegen im Schweißzustand
AP 10	Verifikationsschweißung eines Rohrflansches inkl. Bauteilprüfung	Überprüfung der Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf ein reales Bauteil mittels Schweißung eines Rohrflansches mit anschließender Durchstrahlungsprüfung, Gefügeanalysen, Kerbschlagbiegeversuch, Zugversuch und Lochkorrosionstest am Bsp. des G 25 9 4 N L

Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen:

AP 1:

Mit den durch den PA bereitgestellten Drähten wird ein breites Band an unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen abgedeckt. Dabei weist die Sonderdrahtelektrode G Z 22 5 3 L einen vergleichsweise niedrigen Cr- und Ni-Gehalt auf. Die Sonderdrahtelektrode G Z 29 8 2 L besitzt im Gegensatz zu den handelsüblichen Drähten einen erhöhten Cr- und N-Gehalt sowie abgesenkten Ni- und Mo-Gehalt. Die Abschätzung des Ferritgehaltes auf Basis der chemischen Analyse und unter Zuhilfenahme des WRC-1992-Diagramms lässt Ferritgehalte zwischen 47 und 100 FN erwarten. Die niedrigsten Ferritgehalte werden beim G Z 25 10 4 L prognostiziert, die höchsten beim G Z 22 5 3 L.

AP 2:

Mittels Variation von Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit wurden Parameterfenster aufgestellt, in welchen sich die Streckenenergie zwischen ca. 0,9-6,6 kJ/cm unter Gewährleistung eines stabilen Schweißprozesses und bindefehlerfreien Auftragschweißgutes variieren lässt. Sowohl die Drahtvorschub- als auch die Schweißgeschwindigkeit beeinflussen unmittelbar die Geometrie der Stege. Durch eine Erhöhung der Streckenenergie kann der Nahtquerschnitt vergrößert und damit die Anzahl notwendiger Raupen für die gewünschte Endgeometrie reduziert werden. Die damit einhergehende erhöhte Wärmeeinbringung resultiert in langsameren Abkühlraten und längeren Aufenthaltszeiten in hohen Temperaturbereichen. In Folge dessen verschiebt sich das Ferrit/Austenit-Verhältnis in Richtung höherer Austenitanteile. Eine Steigerung des Ferritgehaltes ist durch Senkung der Streckenenergie möglich. Infolge der Wiedererwärmung in hohe Temperaturbereiche beim Überschweißen entsteht Sekundäraustenit. Dieser zeigt jedoch keine negativen Auswirkungen im Hinblick auf die Lochkorrosionsbeständigkeit unter den Standardprüfbedingungen. Als "optimaler" Parametersatz im Hinblick auf einen Kompromiss aus akzeptablem F/A-Verhältnis und hoher Abschmelzleistung wurde eine v_s von 70 cm/min bei einer v_{Dr} von 7 m/min ($E \approx 3$ kJ/cm) identifiziert. Der "Worst Case"-Parametersatz liegt in den aufgestellten Parameterfenstern bei maximaler Streckenenergie und maximalem Aufbauvolumen, d. h. bei einer v_s von 30 cm/min und einer v_{Dr} von 6 m/min ($E \approx 6$ kJ/cm) vor.

AP 3:

Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten sind bei den Blöcken durch die geometrisch bedingte bessere Wärmeableitung deutlich kürzer als bei vergleichbaren Stegschweißungen. Ähnlich wie bei den Stegen kommt es zu einer inhomogenen Gefügeausbildung innerhalb der Raupen. Der Ferritgehalt ist in den Blöcken aber bei vergleichbaren Schweißparametern höher als bei den Stegen, was auf die bessere Wärmeableitung zurückzuführen ist. Eine steigende Streckenenergie führt aber auch hier zu einem sinkenden Ferritgehalt. Trotz der deutlich kürzeren Verweilzeiten in hohen Temperaturbereichen kommt es zu einer Bildung von Sekundäraustenit infolge der Wiedererwärmung durch die Schweißung der Folgelagen. Im Hinblick auf die Lochkorrosionsbeständigkeit konnten jedoch keine

negativen Auswirkungen unter den geforderten Prüfbedingungen festgestellt werden. Innerhalb der geschweißten Blöcke wurden vereinzelt Bindefehler nachgewiesen. Um diese zu vermeiden sind für die Herstellung von Bauteilen mit mehr als einer Schweißraupe pro Lage fertigungstechnologische Optimierungen erforderlich.

AP 4:

Die höchsten Ferritgehalte werden in den Stegen mit dem Ni-reduzierten G Z 22 5 3 und dem höher Cr-legierten G Z 29 8 2 erreicht. Die gemessenen FN-Werte sind grundsätzlich niedriger als die auf Basis der reinen Drahtzusammensetzung durch das WRC-1992-Diagramm prognostizierten. Bei Berücksichtigung der prozessbedingten Zu- und Abbrände liefert das WRC-1992-Diagramm jedoch gute Prognosen. Die vielfach festgestellte Sekundäraustenitbildung zeigt unter den gemäß ISO 17781 geforderten Prüfbedingungen keine negativen Auswirkungen auf die Korrosionsbeständigkeit. Intermetallische Phasenausscheidungen (z. B. Sigma-Phase) wurden nicht identifiziert. Der G Z 25 10 4 und der G Z 29 8 2 offerieren aufgrund der Abwesenheit von γ_2 und einem akzeptablen Ferrit-Austenit-Verhältnis die beste Eignung zum additiven Schweißen. Für den Bereich der Standardduplexdrähte wurde ein angepasstes Legierungskonzept abgeleitet, um eine bessere Eignung für das WAAM® zu erreichen. Dieses beinhaltet 23,0 % Chrom, 7,5 % Nickel, 3,1 % Molybdän, 1,6 % Mangan, 0,4 % Silizium sowie 0,16 % Stickstoff und sollte weder Kupfer noch Wolfram enthalten.

AP 5:

Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit nimmt mit zunehmender Zwischenlagentemperatur (T_{ZW}) signifikant zu. Die zunehmenden $t_{12/8}$ -Zeiten können in der Folge zu einer übermäßigen Austenitbildung und damit zu unzulässig niedrigen Ferritgehalten führen, wie am Beispiel des G 22 9 3 N L gezeigt wurde. Aus metallurgischer Sicht ist demzufolge die Wahl einer geringeren T_{ZW} zu empfehlen. Aus fertigungstechnischer Sicht hingegen hat eine höhere T_{ZW} den Vorteil, dass die Nebenzeiten durch die geringeren Wartezeiten signifikant reduziert werden und somit ein höherer Nutzungsgrad und eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit erreicht werden.

AP 6:

Sowohl mit dem Wasserbad als auch mit zusätzlichem Kühlgasstrom können optisch gute Nähte mit einer ca. 50%igen Reduzierung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit gegenüber dem Ausgangswert ohne Kühlung erreicht werden. Die Gefügeausbildung mit Hinblick auf das F/A-Verhältnis und die γ_2 -Bildung kann dadurch jedoch nicht merklich verbessert werden. Die Anwendung zusätzlicher Kühlmaßnahmen, insbesondere des Wasserbades, erlaubt aber eine signifikante Steigerung der Produktivität, da die erforderlichen Zwischenlagentemperaturen deutlich schneller erreicht werden.

AP 7:

Der CO_2 - und der He-Anteil im Schutzgas haben einen vernachlässigbar geringen Einfluss auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit. He-haltige Schutzgase sind im Hinblick auf die Nahtoberfläche und die Anbindung

für einfache Steggeometrien (1 Raupe pro Lage) nicht zwingend notwendig. Es können auch mit He-freien Ar-CO₂-Gemischen vergleichbare Nahtoberflächen erzeugt werden. 100 % Argon führt allerdings zu einem schlechteren Benetzungsverhalten, was bei anderen Geometrien, wie z. B. der Geometrie Block, zu Bindefehlern führen kann. Von großem Vorteil ist demgegenüber aber die deutlich gesenkte Porenanfälligkeit bei Verwendung von 100 % Argon bzw. Ar-30He, sodass die Gefahr einer Freilegung von Hohlräumen beim Fräsen zur Erzeugung der Endkontur reduziert wird. Darüber hinaus ist der Zubrand an Kohlenstoff und Sauerstoff bei Abwesenheit von CO₂ im Schutzgas am geringsten. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Verwendung CO₂-freier Schutzgase zu einer deutlichen Reduzierung der Sekundäraustenitbildung führt. Zusammenfassend wird daher die Verwendung von Ar-30He für das generative Schutzgasschweißen von Bauteilen aus Standard- und Superduplexstahl empfohlen. Aufgrund des vergleichsweise großen Schmelzbades und der schlechten Wärmeableitung beim WAAM® von einfachen Stegen sollte auf eine ausreichend gute Schutzgasabdeckung geachtet werden, um die Oxidation und die Porenbildung zu reduzieren.

AP 8:

Der ColdArc-Prozess stellt eine Alternative zu dem vielfach in der Literatur verwendeten CMT-Prozess zum additiven Schweißen von Duplexstahl dar. Es lassen sich vergleichbare Ergebnisse im Hinblick auf die Probengeometrie, die Abwesenheit innerer Unregelmäßigkeiten sowie der Gefügeausbildung erzielen. Trotz der unterschiedlichen Prozesscharakteristiken weisen beide Verfahren einen stabilen Schweißprozess (keine signifikanten Unregelmäßigkeiten im I-U-Verlauf, keine starke Spritzerbildung, gleichmäßige Nahtgeometrie) auf.

AP 9:

Die Wärmenachbehandlung (Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken im Wasser) am additiven Duplex- und Superduplexschweißgut bewirkt eine leichte Reduzierung der Ferritanteile. Folglich reduzieren sich die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen geringfügig. Die Werte der Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit nehmen jedoch zu. Grundlegend ist die WNB jedoch nicht notwendig, da der geschweißte Zustand schon die geforderten Ferritwerte für das Schweißgut erreicht. Zudem wurden durch die WNB Schweißseignissen freigesetzt, die zu einem starken Verzug des Bauteils (Steg mit großen Abmessungen) führten. Aufgrund dieses starken Verzugs wären weiterführende Untersuchungen zur Einsatzmöglichkeit einer Wärmenachbehandlung an additiv geschweißten Komponenten erforderlich.

AP 10:

Die Prüfung der Bauteilschweißung mit der Superduplex-Drahtelektrode G 25 9 4 N L ergab ein sehr positives Eigenschaftsbild. Sowohl die zerstörungsfreien Prüfungen als auch die angefertigten Makro- und Mikroschliffe zeigten keine unzulässigen inneren Nahtunregelmäßigkeiten, wie Bindefehler oder Poren. Die Vermeidung von Bindefehlern war auf die Nutzung der Puls-Mix-Kennlinie zurückzuführen, die einen verbesserten Einbrand zur Folge hatte. Die Porenfreiheit wurde durch den

Einsatz der inerten Schutzgasmischung (ArHe-30) erreicht. Die gemessenen Ferritanteile liegen innerhalb der geforderten Grenzen zwischen 30 % und 70 %. Während sich Sekundäraustenit nicht vermieden ließ, waren andere unerwünschte intermetallische Ausscheidungen nicht nachweisbar. Die Festigkeits- und Duktilitätswerte liegen oberhalb der Werte des Schweißgutes nach APZ 3.1 der Zusatzwerkstoffherstellers. Auch die Korrosionsprüfung nach ASTM G48 – Methode A zog keinen größeren Masseverlust nach sich.

Es ist festzuhalten, dass sich die im Projektverlauf gewonnenen Erkenntnisse erfolgreich bei der Bauteilfertigung umsetzen ließen.

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 24 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. Infolge von Verzögerungen bei der Einstellung des wissenschaftlichen Mitarbeiters konnte die Bearbeitung erst im März 2019 begonnen werden, sodass die Bearbeitung aller AP mit einem entsprechenden Verzug von zwei Monaten erfolgte. Aufgrund der Kündigung des Projektbearbeiters zum 31.09.2020 sowie der Absage eines bereits fest eingeplanten Nachfolgers pausierte die Projektbearbeitung von Oktober 2020 bis Januar 2021. Einem entsprechenden Antrag auf ausgabenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um sechs Monate bis zum 31.07.2021 wurde stattgegeben, um die ursprünglichen Zielsetzungen des Forschungsvorhabens dennoch erreichen zu können. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte wissenschaftlich-technische Personal war für die Auswahl und Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

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

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

Ein Bedarf für additiv gefertigte Bauteile aus Duplexstahl existiert u. a. für Sonderanfertigungen im Apparat- und Anlagenbau aber auch für korrosionsbelastete Komponenten in Industrieanlagen. Gerade für Duplexstähle stellt die Möglichkeit des Aufschweißens von Stutzen an Behälter oder von Flanschen an Rohrleitungen einen Vorteil für KMU dar, da sie somit von Zulieferfirmen und folglich auch von deren Lieferfristen sowie -qualitäten unabhängig sind. Das Metallschutzgas (MSG)-Schweißen ist ein ausgereiftes und bewährtes Verfahren. In vielen KMU ist das schweißtechnische Equipment bereits vorhanden, so dass notwendige Investitionskosten sehr gering ausfallen. Aber auch bei Neuanschaffung ist die Anlagentechnik verglichen mit anderen additiven Fertigungsverfahren wesentlich kostengünstiger. Die Herstellung maßgeschneiderter Bauteile kann aufgrund des geringen Materialverschnitts sehr wirtschaftlich erfolgen. Für KMU ist folglich eine kundenspezifische Abwicklung von Aufträgen möglich und bei Schadensfällen können entsprechende Ersatzteile zeitnah in Eigenregie gefertigt werden.

Die sehr komplexen schweißmetallurgischen Zusammenhänge der Duplexstähle erforderten die Erkundung von Prozessparameterfenstern, welche an die Wärmeableitungsbedingungen des additiven Schweißens angepasst sind. Hierbei müssen sowohl ein stabiler Schweißprozess als auch die Einhaltung der Korrosionsbeständigkeit und der mechanisch-technologischen Kennwerte der gefertigten Komponenten gewährleistet sein. Die zulässigen Parameterfenster sind dabei von der jeweiligen Duplexsorte abhängig. Diese im Rahmen des Forschungsprojektes ermittelten Parameterfenster können KMU nun direkt nutzen und profitieren somit durch erhebliche Zeit- und Kosteneinsparungen. Auch die Ermittlung des angepassten Legierungskonzeptes der Schweißzusätze ist nur mit einem umfangreichen Versuchsprogramm möglich. Durch die im Forschungsvorhaben gewonnenen Erkenntnisse bleiben KMU, welche Drahtelektroden herstellen, im Wettbewerb konkurrenzfähig. Gleichzeitig kann durch eine Erweiterung der Produktpalette der Kundenstamm erweitert werden. Eine Erweiterung des Lieferspektrums infolge des zusätzlichen Werkstoffangebots ist ebenfalls für KMU von Vorteil, die Anlagen für den 3D-Metalldruck herstellen oder solche Anlagen für die Auftragsfertigung nutzen.

Die Projektergebnisse bedeuten für KMU vor allem einen Know-how-Vorsprung sowohl hinsichtlich des Legierungskonzeptes für Duplex-Schweißzusätze als auch der Technologieentwicklung, was zu einer gesteigerten Wettbewerbsfähigkeit führt.

9 Transfermaßnahmen

Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit:

Maßnahme	Rahmen/Ort	Durchgeführt am Datum/Zeitraum
A: News	A1 Einstellung der Kurzfassung in das Forschungsportal Sachsen-Anhalt	03/2019
B: Sitzungen des projektbegleitenden Ausschusses (PA)	B1 Vorstellung des Projektes, Diskussion der geplant. Arbeiten	01.04.2019
	B2 Vorstellung und Diskussion der Ergebnisse	23.10.2019, 22.04.2020, 21.10.2020
	B3 Abschlusspräsentation und Diskussion der Ergebnisse	29.07.2021
C: Sitzungen des Fachausschusses 1	C1 Vorstellung der Zwischenergebnisse	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 Inside 3D Printing – Conference & Expo in Düsseldorf	✗
	D2 29. Schweißtechnische Fachtagung in Magdeburg	✗
	D3 European Stainless Steel Conference & Duplex Stainless Steel Conference	01.10.2019
	D4 Weiterbildungsveranstaltungen des DVS-BV Magdeburg	✗
	D5 Additive Manufacturing + 3D Printing – Conference & Expo	✗
	D6 Magdeb. Maschinenbautage	✗
	D7 39. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik	✗
	D8 31. Schweißtechnische Fachtagung in Magdeburg	✗
	D9 Sommerkurs Werkstoff und Fügen am IWF in Magdeburg	✗
	D10 Fachtagung „Additive Manufacturing“	12.11.2019
E: Ergebnistransfer in die Industrie durch den Verband	E1 DVS-Newsticker / Newsletter per E-Mail	05/2019
	E2 Projektdarstellung im Geschäftsbericht der FV des DVS	✓
F: Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren	F1 IIW-Commission II-A „Metallurgy of Weld Metals“, 73rd Annual Assembly of IIW and International Conference	20.07.2020
	F2 AfT-DVS-Arbeitsgruppe AG 2.4; DVS-Merkblatt 0946	13.10.2020
G: Wissenschaftliche Publikationen in Fachzeitschriften	G1 Veröffentlichung in <i>Metals</i>	05/2019
	G2 Beitrag in Tagungsband der European Stainless Steel Conference & Duplex Stainless Steel Conference	10/2019
	G3 Beitrag in Tagungsband der Fachtagung „Additive Manufacturing“	10/2019
	G4 Beitrag in <i>Welding in the World</i>	01/2021
H: Akademische Lehre und berufliche Weiterbildung	H1 Vorlesungen und Seminare an der Forschungseinrichtung	2 Bachelorarbeiten 1 Masterarbeit
	H2 Einbeziehung der Ergebnisse in die Doktorandenausbildung	✓

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme	Rahmen/Ort	Datum/Zeitraum geplant	Datum/Zeitraum durchgeführt
I: Weiterbildung / Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über Fachveranstaltungen	I1 Weiterbildungsveranstaltungen des DVS-Bezirksverbandes Magdeburg für regionale KMU	3. Quartal 2021	✘
	I2 Arbeitskreis der Schweißfachingenieure des DVS-BV Magdeburg	2. Quartal 2022	
	I3 Transfermesse Sachsen-Anhalt	nicht geplant	16.09.2021
J: Weiterbildung / Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über Fachtagungen	J1 DVS Transfertag 2021	4. Quartal 2021	ausgefallen
K: News	K1 Darstellung der Ergebnisse im Geschäftsbericht der FE	1. Quartal 2022	
L: Transfer der Ergebnisse in die Industrie durch den Verband	L1 Darstellung ausgewählter Ergebnisse im Geschäftsbericht der Forschungsvereinigung	1. Quartal 2022	
M: Gremienarbeit, Einbeziehung von Multiplikatoren	M1 IIW-Commission II-A "Metallurgy of Weld Metals"	3. Quartal 2021	✘
	M2 AfT-DVS-Arbeitsgruppe AG V12, Zusammenarbeit DVS-Merkblatt 0946	4. Quartal 2021 4. Quartal 2022	30.11.2021
N: Akademische Lehre und berufliche Weiterbildung	N1 Vorlesungen und Seminare an der Forschungseinrichtung	fortwährend	✓
	N2 Einbeziehung der Ergebnisse in die Doktorandenausbildung	fortwährend	✓
O: Wissenschaftliche Publikationen in Fachzeitschriften	O1 Fachzeitschriften (Schweißen und Schneiden)	1. Quartal 2022	
	O2 Beiträge in Tagungsbänden (DVS Transfertag)	4. Quartal 2021	✘
P: Beratung der Industrie basierend auf den erzielten Ergebnissen	P1 Bei Anfragen aus der Industrie weiterer Transfer der Ergebnisse in die betriebliche Praxis	fortwährend	
Q: Weitergabe von ausführlichen Forschungsberichten	Q1 Versendung auf gezielte Anforderung aus den Unternehmen	fortwährend	
	Q2 Verteilung an alle Mitglieder des PA und die interessierten Unternehmen außerhalb des PA durch die FE	4. Quartal 2021	
	Q3 Vertrieb über die FV	fortwährend	
R: Wissenschaftliche Publikation der Ergebnisse	R1 Dissertationsschrift	2022-2024	

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 Schutzgasen 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, Juliane; Totzauer, Tom; Wittig, Benjamin; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2019): GMAW Cold Wire Technology for Adjusting the Ferrite-Austenite Ratio of Wire and Arc Additive Manufactured Duplex Stainless Steel Components. In: Metals, 9, 564, DOI: <https://doi.org/10.3390/met9050564>.
- Stützer, Juliane; Totzauer, Tom; Wittig, Benjamin; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2019): Influence of the alloy composition of filler metals on the microstructure of wire and arc additive manufactured components made of duplex stainless steel. In: ESSC & Duplex Conference 2019.
- Wittig, Benjamin; Stützer, Juliane; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2019): Additives Metallschutzgasschweißen von Duplexwerkstoffen. In: 1. Fachtagung Additive Manufacturing Halle.
- Wittig, Benjamin; Zinke, Manuela; Jüttner, Sven (2021): Influence of arc energy and filler metal composition on the microstructure in wire arc additive manufacturing of duplex stainless steels. In: Weld World 65, 47-56, DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00995-z>.

10 Literatur

- [1] Allen, J.: An Investigation into the Comparative Costs of Additive Manufacture vs. Machine from Solid for Aero Engine Parts. In: Cost Effective Manufacture via Net-Shape Processing (2006), 17/1-17/10.
- [2] Sequeira Almeida, P. M.; Williams, S.: Innovative process model of Ti–6Al–4V additive layer manufacturing using cold metal transfer (CMT): Solid Freeform Fabrication Symposium 2010.
- [3] Martina, F.: Investigation of methods to manipulate geometry, microstructure and mechanical properties in titanium large scale Wire+Arc Additive Manufacturing, Dissertation. Cranfield 2014.
- [4] Williams, S. W.; Martina, F.; Addison, A. C.; Ding, J.; Pardal, G.; Colegrove, P.: Wire + Arc Additive Manufacturing. In: Materials Science and Technology 32 (2016) 7, S. 641–47.
- [5] Cong, B.; Ding, J.; Williams, S.: Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 76 (2015) 9-12, S. 1593–606.
- [6] Gu, J.; Cong, B.; Ding, J.; Williams, S. W.; Zhai, Y.: Wire+Arc Additive Manufacturing of Aluminium: Solid Freeform Fabrication Symposium 2014.
- [7] Geng, H.; Li, J.; Xiong, J.; Lin, X.: Optimisation of interpass temperature and heat input for wire and arc additive manufacturing 5A06 aluminium alloy. In: Science and Technology of Welding and Joining 22 (2017) 6, S. 472–83.
- [8] Clark, D.; Bache, M. R.; Whittaker, M. T.: Shaped metal deposition of a nickel alloy for aero engine applications. In: Journal of Materials Processing Technology 203 (2008) 1-3, S. 439–48.
- [9] Pinto, I. P. M. S.: Additive Manufacturing of Nickel components using CMT process, Masterarbeit. Lissabon 2015.
- [10] Abe, T.; Sasahara, H.: Dissimilar metal deposition with a stainless steel and nickel-based alloy using wire and arc-based additive manufacturing. In: Precision Engineering 45 (2016), S. 387–95.
- [11] Shen, C.: Application of wire-arc additive manufacturing (WAAM) process in in-situ fabrication of iron aluminide structures, Dissertation. Australien 2016.
- [12] Henckell, P.: Entwicklung einer additiven Herstellungsmethode für Verbundstrukturen mittels MSG-Lichtbogentechnik, IGF-Nr. 18585 BR.
- [13] Ding, J.; Colegrove, P.; Mehnen, J.; Ganguly, S.; Sequeira Almeida, P. M.; Wang, F.; Williams, S.: Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. In: Computational Materials Science 50 (2011), S. 3315–22.
- [14] Colegrove, P. A.; Coules, H. E.; Fairman, J.; Martina, F.; Kashoob, T.; Mamash, H.; Cozzolino, L. D.: Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling. In: Journal of Materials Processing Technology 213 (2013) 10, S. 1782–91.
- [15] TMR Stainless: Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels 2014.
- [16] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: DIN EN ISO 17781: Erdöl-, petrochemische und Erdgasindustrie – Prüfverfahren für die Qualitätslenkung von Mikrostrukturen von ferritisch/austenitisch nichtrostenden Duplexstählen 75.180.01; 77.140.20 (2017) 17781. Berlin.
- [17] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: DIN EN 10088-2: Nichtrostende Stähle – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für Blech und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung (2014) 10088-2.
- [18] Maurer, B.: www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-oil-and-gas-industry/. URL: <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-oil-and-gas-industry/>. Abrufdatum 13.03.2017.
- [19] Maurer, B.: www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-pulp-and-paper-industry/. URL: <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-pulp-and-paper-industry/>. Abrufdatum 13.03.2017.

- [20] Maurer, B.: [www.pennstainless.com. URL: http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-desalination-plants/](http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-desalination-plants/). Abrufdatum 13.03.2017.
- [21] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, 4. Auflage. Berlin, Heidelberg 2010.
- [22] Topolska, S.; Łabanowski, J.: Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels. In: Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 36 (2009) 2, S. 142–49.
- [23] Argandona, G.; Biezma, M. V.; Berrueta, J. M.; Berlanga, C.; Ruiz, A.: Detection of Secondary Phases in UNS S32760 Superduplex Stainless Steel by Destructive and Non-destructive Techniques. In: Journal of Materials Engineering and Performance 25 (2016) 12, S. 5269–79.
- [24] Paulraj, P.; Garg, R.: Effect of Intermetallic Phases on Corrosion Behavior and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel and Super-Duplex Stainless Steel. In: Advances in Science and Technology Research Journal 9 (2015), S. 87–105.
- [25] Nilsson, J.-O.; Huhtala, T.; Jonsson, P.; Karlsson, L.; Wilson, A.: Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. In: Metallurgical and Materials Transactions A 27 (1996) 8, S. 2196–208.
- [26] Nilsson, J. O.; Wilson, A.: Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. In: Materials Science and Technology 9 (1993) 7, S. 545–54.
- [27] Elhoud, A. M.; Renton, N. C.; Deans, W. F.: The effect of manufacturing variables on the corrosion resistance of a super duplex stainless steel. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 52 (2011) 5-8, S. 451–61.
- [28] Elsabbagh, F. M.; Hamouda, R. M.; Taha, M. A.: On Microstructure and Microhardness of Isothermally Aged UNS S32760 and the Effect on Toughness and Corrosion Behavior. In: Journal of Materials Engineering and Performance 23 (2014) 1, S. 275–84.
- [29] Nilsson, J.-O.: Super duplex stainless steels. In: Materials Science and Technology 8 (1992) 8, S. 685–700.
- [30] Outokumpu Oyj: Handbook of Stainless Steel 2013.
- [31] Knyazeva, M.; Pohl, M.: Duplex Steels. Part II: Carbides and Nitrides. In: Metallography, Microstructure, and Analysis 2 (2013) 5, S. 343–51.
- [32] Lippold, J. C.; Kotecki, D. J.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels 2005.
- [33] Calliari, I.; Ramous, E.; Bassani, P.: Phase Transformation in Duplex Stainless Steels after Isothermal Treatments, Continuous Cooling and Cold Working. In: Materials Science Forum 638-642 (2010), S. 2986–91.
- [34] Ramirez, A. J.; Lippold, J. C.; Brandi, S. D.: The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A 34 (2003) 8, S. 1575–97.
- [35] Nowacki, J.; Łukojć, A.: Structure and properties of the heat-affected zone of duplex steels welded joints. In: Journal of Materials Processing Technology 164-165 (2005), S. 1074–81.
- [36] Nilsson, J.-O.; Karlsson, L.; Andersson, J.-O.: Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal. In: Materials Science and Technology 11 (1995) 3, S. 276–83.
- [37] Lippold, J. C.; Varol, I.; Baeslack, W. A.: The Influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at -20°C. In: Welding Journal 73 (1994) 4, S. 75–79.
- [38] Gagnepain, J.-C.: Duplex stainless steels: success story and growth perspectives. In: Stainless Steel World (2008), S. 31–36.
- [39] Nassau, L.; Bekkers, K.; Hilkes, J.; Meelker, H.: Das Schweißen der Superduplex-Stähle. In: Schweißen und Schneiden (1991) 136, S. 120–27.
- [40] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Band 2 Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. Düsseldorf 1995.
- [41] Wöbbeking, F.; Vehreschild, M.: Schweißpraxis aktuell: Schweißen von Duplex-Stählen. Einteilung von Eigenschaften der Duplex-Stähle, Schweißen von Duplex-Stählen, Besonderheiten beim Schweißen, Anwendungsbeispiele. Kissing 2009.

- [42] ESAB: Hinweise zum Schweißen ferritisch-austenitischer Stähle (Duplex / Super-Duplex).
- [43] Gillissen, C.; Heuser, H.: Erfahrungen bei der schweißtechnischen Verarbeitung des Duplex-Stahles der Werkstoffnummer 1.4462. In: Schweißen und Schneiden 136 (1991), S. 109–13.
- [44] Zinke, M.: Untersuchungen zum Einsatz der MSG-Impulslichtbogentechnik für das Schweißen von hochlegierten Werkstoffen, Dissertation. Magdeburg 1997.
- [45] Draugelates, U.: Einfluß des Metall-Inert-Gasschweißens auf die Eigenschaften und die Korrosionsbeständigkeit von Schweißverbindungen aus Super-Duplexstählen und -gußlegierungen. Schlußbericht für den Zeitraum: 01.11.1994 bis 30.06.1997. Clausthal-Zellerfeld 1997.
- [46] Karlsson, L.: Welding Duplex Stainless Steels — A Review Of Current Recommendations. In: Welding in the World 56 (2012) 5-6, S. 65–76.
- [47] DVS - Deutscher Verband für Schweissen und verwandte Verfahren e.V.: DVS-Merkblatt 0946: Empfehlungen zum Schweißen von nicht rostenden austenitisch-ferritischen Duplex- und Superduplexstählen (2004). Düsseldorf.
- [48] Standards Norway: NORSOK Standard M-601: Welding and inspection of piping (2004) 601.
- [49] Avesta Welding: Das Schweißen von rostfreien Duplex-Stählen. Informationsbroschüre 2011.
- [50] Arbeitsgemeinschaft Druckgeräte: AD 2000-Merkblatt HP 2/1: Verfahrensprüfung für Fügeverfahren - Verfahrensprüfung für Schweißungen (2012).
- [51] American Petroleum Institute: API Specification 5LC: Specification for CRA Line Pipe (2015).
- [52] ASTM International: ASTM A928/A928M-14: Specification for Ferritic/Austenitic (Duplex) Stainless Steel Pipe Electric Fusion Welded with Addition of Filler Metal (2014). West Conshohocken, PA.
- [53] ASTM International: ASTM A790/A790M-18: Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe (2018).
- [54] Pettersen, C.-O.; Fager, S.-A.: Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507 (1995), S. 1–14.
- [55] Bhatt, R. B.; Kamat, H. S.; Ghosal, S. K.; De, P. K.: Influence of nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless steel welds. In: Journal of Materials Engineering and Performance 8 (1999) 5, S. 591–97.
- [56] Sathiya, P.; Aravindan, S.; Soundararajan, R.; Noorul Haq, A.: Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds. In: Journal of Materials Science 44 (2009) 1, S. 114–21.
- [57] Stützer, J.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Studies on the pore formation in super duplex stainless steel welds. In: Welding in the World 61 (2017) 2, S. 351–59.
- [58] Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF), Universität Magdeburg: Erhöhung der Beständigkeit gegenüber Porenbildung beim MSG- und UP-Schweißen von Superduplexstahl. AiF-Vorhaben 18.390 BR 2017.
- [59] Eichler, S.; Wagner, R.; Siewert, E.: Verbessern der Prozesssicherheit beim MSG-Schweißen von Superduplex-Stählen durch eine optimierte Draht-Gas-Kombination. In: DVS-Berichte Band (2019) 355, S. 419–25.
- [60] Standards Norway: NORSOK Standard M-630: Material data sheets and element data sheets for piping (2010) 630.
- [61] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: DIN EN 10283: Korrosionsbeständiger Stahlguss 77.140.20 (2010) 10283.
- [62] Gebhardt, A.: Generative Fertigungsverfahren. Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping, Tooling, Produktion, 4., neu bearb. und erw. Aufl. München 2013.
- [63] Ding, D.; Pan, Z.; Cuiuri, D.; Li, H.: Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 81 (2015) 1-4, S. 465–81.
- [64] Yilmaz, O.; Uгла, A. A.: Shaped metal deposition technique in additive manufacturing: A review. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 230 (2016) 10, S. 1781–98.
- [65] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Band 1 Schweiß- und Schneidtechnologien, 3. Auflage 2006.

- [66] Martina, F.; Williams, S. W.; Colegrove, P.: Improved microstructure and increased mechanical properties of additive manufacture produced Ti-6Al-4V by interpass cold rolling: Solid Freeform Fabrication Symposium (2013).
- [67] Addison, A.; Ding, J.; Martina, F.; Lockett, H.; Williams, S.: Manufacture of Complex Titanium Parts using Wire+Arc Additive Manufacture: Titanium Europe 2015.
- [68] Altenkirch, J.; Steuwer, A.; Withers, P. J.; Williams, S. W.; Poad, M.; Wen, S. W.: Residual stress engineering in friction stir welds by roller tensioning. In: Science and Technology of Welding and Joining 14 (2009) 2, S. 185–92.
- [69] Posch, G.; Kalchgruber F.; Hackl, H.; Chladil, H.: Manufacturing of Turbine Blades by Shape Giving CMT-Welding: Metal Additive Manufacturing Conference.
- [70] Posch, G.; Chladil, K.; Chladil, H.: Material properties of CMT—metal additive manufactured duplex stainless steel blade-like geometries. In: Welding in the World 61 (2017) 5, S. 873–82.
- [71] Kotecki, D. J.; Siewert, T. A.: WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram. In: Welding Journal 71 (1992) 5, S. 171–78.
- [72] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: DIN EN ISO 14343: Schweißzusätze – Drahtelektroden, Bandedelektroden, Drähte und Stäbe zum Lichtbogenschweißen von nichtrostenden und hitzebeständigen Stählen – Einteilung 25.160.20 (2017) 14343. Berlin.
- [73] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 14175: Schweißzusätze - Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse (2008) DIN EN ISO 14175.
- [74] GEFERTEC Generative Fertigungstechnik GmbH: 3DMP 3D Metal Print. Flyer 2016.
- [75] Kramer, P.: Einfluss technologischer Parameter auf die Porenbildung beim MSG-Schweißen von Super-Duplexstahl, Masterarbeit. Magdeburg 2015.
- [76] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 17637: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen - Sichtprüfung (2017) 17637.
- [77] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 17636-1: Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung. Teil 1: Röntgen- und Gammastrahlungstechniken mit Filmen (2013) 17636-1. Berlin.
- [78] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6520-1: Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen (2007) 6520-1.
- [79] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: DIN EN ISO 8249: Schweißen - Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen (2000).
- [80] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren 77.040.10 (2006) 6507-1.
- [81] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 9015-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 2: Mikrohärteprüfung an Schweißverbindungen (2011) 9015-2.
- [82] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 9015-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil 1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen (2011) 9015-1.
- [83] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (2009) 6892-1.
- [84] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben (2016) 50125.
- [85] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 148-1: Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1 Prüfverfahren (2017) 148-1.
- [86] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 9016: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung (2011) 9016.
- [87] ASTM International: ASTM G48-11: Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution (2015). West Conshohocken, PA.
- [88] Deutsche Edelstahlwerke GmbH: Werkstoffdatenblatt X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462).
- [89] Deutsche Edelstahlwerke GmbH: Werkstoffdatenblatt X6CrNiMoTi17-12-2 (1.4571).

- [90] A Hosseini, V.; Karlsson, L.; Engelberg, D.; Wessman, S.: Time-temperature-precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals. In: *Welding in the World* 62 (2018) 3, S. 517–33.
- [91] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 5817: Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) -Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten (2014) DIN EN ISO 5817.
- [92] Ramirez, A. J.; Brandi, S. D.; Lippold, J. C.: Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 9 (2004) 4, S. 301–13.
- [93] Anson, D. R.; Pomfret, R. J.; Hendry, A.: Prediction of the Solubility of Nitrogen in Molten Duplex Stainless Steel. In: *ISIJ International* 36 (1996), S. 750–58.
- [94] Lervåg, M.; Sørensen, C.; Robertstad, A.; Brønstad, B. M.; Nyhus, B.; Eriksson, M.; Aune, R.; Ren, X.; Akselsen, O. M.; Bunaziv, I.: Additive Manufacturing with Superduplex Stainless Steel Wire by CMT Process. In: *Metals* 10 (2020) 2, S. 272.
- [95] Eriksson, M.; Lervåg, M.; Sørensen, C.; Robertstad, A.; Brønstad, B. M.; Nyhus, B.; Aune, R.; Ren, X.; Akselsen, O. M.: Additive manufacture of superduplex stainless steel using WAAM. In: *MATEC Web of Conferences* 188 (2018), S. 3014.
- [96] Gu, J.; Ding, J.; Williams, S. W.; Gu, H.; Bai, J.; Zhai, Y.; Ma, P.: The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 651 (2016), S. 18–26.
- [97] Hoefler, K.; Haelsig, A.; Mayr, P.: Arc-based additive manufacturing of steel components—comparison of wire- and powder-based variants. In: *Welding in the World* 62 (2018) 2, S. 243–47.
- [98] Bruckner, J.: Schweißpraxis aktuell: CMT-Technologie. Cold Metal Transfer - ein neuer Metallschutzgas-Schweißprozess. Kissing 2013.
- [99] Goecke, S.-F.: Energiereduziertes Lichtbogen-Fügeverfahren für wärmeempfindliche Werkstoffe. In: *Große Schweißtechnische Tagung* (2005).