

Schlussbericht

der Forschungsstellen

Technische Universität Braunschweig, Institut für Füge- und Schweißtechnik (ifs)

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

zu dem über die



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

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

geförderten Vorhaben **16.277 BG**

***Metallkundlich-technologische Untersuchungen zum EB-Schweißen mit kombinierter
Mehrprozesstechnik von austenitisch-ferritischen Stählen ohne Schweißzusatz***

(Bewilligungszeitraum: 01.12.2009 - 31.05.2012)

der AiF-Forschungsvereinigung

Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.

Braunschweig und Magdeburg,

24.09.2012

Ort, Datum

Dr.-Ing. Helge Pries

Name und Unterschrift der Projektleiter an den Forschungsstellen

Dr.-Ing. Manuela Zinke

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Technologie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand in der qualitätssicheren Herstellung von EB-Schweißnähten an dickwandigen Bauteilen aus Lean- und Standard-Duplexstählen in Walz- und Gussqualität ohne Schweißzusatz und Lösungsglügen durch die Entwicklung einer an die metallurgischen Besonderheiten dieser Werkstoffgruppe angepassten innovativen Mehrstrahltechnologie. Als Versuchswerkstoffe fanden daher industriell relevante Standard- und Lean-Duplexstähle (gewalzt: 1.4462 und 1.4362 sowie gegossen: 1.4470 und 1.4392) in einem Blechdickenbereich von 15 bis 17 mm Anwendung.

Im ersten Schritt erfolgten umfassende Untersuchungen zur Ermittlung optimaler Abkühlbedingungen für das EB-Schweißen mit Mehrbadtechnik. Hierbei sind wichtige Erkenntnisse zur Kurzzeitmetallurgie beim EB-Schweißen von Duplex-Stählen ohne Zusatzwerkstoff gewonnen und Möglichkeiten zur Beeinflussung des Austenit/Ferrit-Verhältnisses ermittelt worden. Aufbauend auf diesen Untersuchungsergebnissen gelang es, unterschiedliche EB-Mehrbadtechniken zu entwickeln und zum Schweißen von Blindnähten anzuwenden. Die Bewertung der Blindnähte erfolgte mit Hilfe verschiedener metallkundlich-technologischer Analysen, wie metallographische Bestimmung der Ferritgehalte, Schmelzextraktion zur Messung der Stickstoffanteile und Kerbschlagbiegeversuche bei $T = -40\text{ °C}$. Der Parametersatz der Mehrbadtechnik, der die geringsten Ferritanteile in der EB-Schweißnaht zur Folge hatte, bildete die Basis zum Schweißen von I-Nähten.

Einen Ferrit-Gehalt unter 65-70 %, der laut mehrerer Spezifikationen und Angaben der Fachliteratur als maximal zulässiger Ferrit-Gehalt im Duplex-Schweißgut genannt wird, ließ sich nur beim EB-Schweißen der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392 erzielen. Trotz der erhöhten Ferritwerte bewirkte der Einsatz der entwickelten EB-Mehrbadtechnik an den drei verwendeten Versuchswerkstoffen (1.4362, 1.4462, 1.4470) I-Nähte mit sehr guten mechanisch-technologischen Eigenschaften (Kerbschlagbiege- und statischer Zugversuch) und sehr guter Lochkorrosionsbeständigkeit. Beim 1.4362 fielen die Werte etwas geringer aus, was jedoch schon aus den geringeren Gütewerten im Anlieferungszustand heraus resultierte.

Bei den anderen drei Duplexstählen traten höhere Ferritanteile auf. Im Ergebnis der Untersuchungen war festzustellen, dass bei Anwendung der entwickelten Mehrbadtechnik zur Absicherung des o.g. Ferrit-Gehaltes, über die Norm EN 10088 hinausgehende Anforderungen an den Gehalt der austenitbildenden Legierungselemente Stickstoff und Nickel im Grundwerkstoff gestellt werden müssen. Bei einem $\text{Cr}_{\text{Äq}}/\text{Ni}_{\text{Äq}}$ von $\leq 2,4$ kann die entwickelte Mehrbadtechnik zusammen mit einer Vorwärmtemperatur von mind. 250 °C erfolgreich eingesetzt werden, um ein Schweißgut mit dem geforderten Ferrit-Gehalt zu erzeugen. Bei niedrigeren Werten des $\text{Cr}_{\text{Äq}}/\text{Ni}_{\text{Äq}}$ kann sogar eine niedrigere Vorwärmtemperatur genutzt werden.

Alle EB-Schweißungen sind durch Spritzeranhaftungen und Nahteinfall gekennzeichnet. Daher erfüllen sie im Hinblick auf die äußeren Nahtunregelmäßigkeiten nicht die Anforderungen der Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 13919-1. Allerdings ist der starke Nahteinfall auf die horizontale Position der eingesetzten EB-Schweißanlage zurückzuführen. Diese äußeren Unregelmäßigkeiten wären bei einer technischen Anwendung durch das Schweißen in PC-Position bzw. weiterer Anpassung der Schweißparameter zu vermeiden.

Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 16.277 BG / DVS-Nr. 01.066) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Unterstützung sei gedankt

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

Unser spezieller Dank gilt hierbei den folgenden Personen:

Herr Dipl.-Ing. Tropschug	BMA AG, Braunschweig
Herr Dr.-Ing. Simon	Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH, Radevormwald
Herr Dr.-Ing. Heßing	ehemals Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH, Radevormwald
Herr Dipl.-Ing. Overbeck	Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG, Lindlar
Herr Dipl.-Ing. Sölch	H. Butting GmbH & Co. KG, Knesebeck
Herr Dipl.-Ing. Hoffmann	H. Butting GmbH & Co. KG, Knesebeck
Herr Dr.-Ing. Krüssel	ehemals pro-beam technologies GmbH, Burg
Herr Dipl.-Ing. Richter	pro-beam technologies GmbH, Burg

Inhaltsverzeichnis

1	Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	11
2	Stand der Technik	12
3	Forschungsziel und Lösungsweg	17
3.1	Forschungsziel	17
3.2	Angestrebte Forschungsergebnisse	17
3.3	Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels	17
4	Präzisierung des Arbeitsplans	19
5	Versuchsplanung	22
5.1	Versuchswerkstoffe	22
5.2	EB-Schweißanlagen	22
5.3	Prüftechnik	26
5.3.1	Gefügeanalysen	26
5.3.1.1	Lichtmikroskopie	26
5.3.1.2	REM	27
5.3.1.3	Elektronenstrahlmikroanalysen (ESMA)	27
5.3.1.4	Stickstoff- und Sauerstoffanalysen	28
5.3.2	Ermittlung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten	28
5.3.3	Korrosionsprüfung	29
5.3.4	Mechanisch-technologische Prüfungen	30
5.3.4.1	Zugversuch	30
5.3.4.2	Kerbschlagbiegeprüfung	30
6	Forschungsergebnisse	31
6.1	Charakterisierung der Mikrostruktur der Versuchswerkstoffe	31
6.2	ZTA-Ausscheidungsverhalten des gewalzten Standard-Duplexstahles	32
6.2.1	Grundlagen	32
6.2.2	Versuchsdurchführung	36
6.2.3	Versuchsergebnisse	37
6.3	Grundlagenuntersuchungen zur Ermittlung der optimalen $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten	43
6.3.1	Versuchsdurchführung	43
6.3.2	Metallkundlich-technologische Ergebnisse	45
6.3.2.1	Vorwärmung durch mehrmaliges Umschmelzen	45
6.3.2.2	Einfluss der Vorwärmung mit ELO-Bild	49
6.4	Entwicklung der EB-Mehrstrahltechniken	66
6.4.1	Einfluss der Parameter des EB-Mehrbadschweißens	66
6.4.2	Auswahl der Prozessparameter	67

6.4.3	Festlegung und Programmierung der EB-Mehrbadtechniken	69
6.5	Vorwärmen mit der UMH-Technologie	82
6.5.1	Grundlagen	82
6.5.2	Versuchsdurchführung	85
6.5.3	Versuchsergebnisse	86
6.6	Schweißen von I-Stößen	89
6.6.1	Versuchsvorbereitung und –durchführung	89
6.6.2	Metallkundlich-technologische Ergebnisse	89
6.6.2.1	Sichtprüfung	89
6.6.2.2	Metallographie	90
6.6.2.3	Messung des Stickstoffgehaltes	92
6.6.2.4	Zugversuch	92
6.6.2.5	Kerbschlagbiegeversuch	93
6.6.2.6	Korrosionsprüfung	95
6.7	Verifikationsschweißung	96
7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	101
8	Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen	103
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen	103
10	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	104
11	Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft	104
	Literatur	106
	Anhang	109

Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Gefügausbildung bei CrNi-Stahl in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit und des $Cr_{Äq}/Ni_{Äq}$ -Verhältnisses [1]	13
Bild 2:	Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild austenitisch-ferritischer Stähle [2]	13
Bild 3:	Konventionelle EB-Schweißung an einem 25 mm dicken Standard-Duplexstahlguss mit etwa 97 % δ -Ferrit im Schweißgut (bildanalytisch bestimmt)	14
Bild 4:	Wurzelseite einer EB-Schweißnaht mit vielen Schweißspritzern [3]	14
Bild 5:	EB-Schweißnaht mit zwei WIG-Kosmetiklagen ($t = 22$ mm) [3]	14
Bild 6:	In PC-Position geschweißte EB-Naht mit großer Pore und seitlich herausgelaufener Schmelze [3]	15
Bild 7:	Kombinierte Mehrprozesstechnik [4]	16
Bild 8:	Methodischer Ansatz (schematisch)	18
Bild 9:	Elektronenstrahlschweißanlage EBOGEN G 150 KS von SST Steigerwald Strahltechnik	22
Bild 10:	Elektronenstrahlschweißanlagen vom Typ S20-6 (links) und K26-3 (rechts)	25
Bild 11:	Ergebnis der Strahljustierung	26
Bild 12:	Positionierung des Thermoelements bei der Temperaturmessung	28
Bild 13:	Ermittlung der Critical Pitting Temperature (CPT) durch Analyse des Elektrochemischen Rauschens [5]	29
Bild 14:	Entnahme der Korrosionsproben (links) und geprüfte Korrosionsprobe	30
Bild 15:	Abmessungen der Zugproben	30
Bild 16::	Mikrogefüge der Duplex-Stähle im Anlieferungszustand	31
Bild 17:	Allgemeines Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild der Duplex-Stähle nach J. Charles [6]	33
Bild 18:	ZTA-Schaubild des 1.4462 [7] mit eingetragenen Versuchsbedingungen für die Wärmebehandlungen	37
Bild 19:	Elementverteilung im Übergangsbereich Grundwerkstoff (links) zu Schweißgut (rechts), Werkstoff 1.4462	39
Bild 20:	Einfluss der Glüh Temperatur bei konstanter Haltezeit auf das Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (Ätzung: Groesbeck / 20 s)	40
Bild 21:	Einfluss der Haltezeit bei konstanter Glüh Temperatur auf das Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (Ätzung: Groesbeck / 20 s) (Ätzung: Groesbeck / 20 s)	41
Bild 22:	Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (links) und des EB-Schweißgutes (rechts) nach gleicher Wärmebehandlung (Ätzung: Beraha II / 0,5 g Kaliumdisulfid)	41

Bild 23:	χ - und σ -Phasen-Ausscheidungen nach 20 min bei 850°C	42
Bild 24:	χ - und σ -Phasen-Ausscheidung nach 180 min bei 850°C, links: Übersicht, rechts: Detailaufnahme	43
Bild 25:	EB-Schweißen mit mehrmaligem Umschmelzen des Schweißgutgefüges	44
Bild 26:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlicher Anzahl der Überfahrten geschweißten Proben	46
Bild 27:	Gegenüberstellung der Ferritanteile in Relation zum Stickstoffgehalt und der $\Delta t_{12/8}$ -Zeit	47
Bild 28:	Kerbschlagarbeiten der Schweißungen sowie des Grundwerkstoffes bei -40 °C (Chargen 91931)	48
Bild 29:	Stereomikroskopische Aufnahme einer ECR-Probe mit Lochkorrosion im Schweißgut	49
Bild 30:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4462)	50
Bild 31:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4462)	51
Bild 32:	Mikrostruktur von Schweißgütern der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm)	53
Bild 33:	Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, $t_{12/8}$ -Zeit und Ferritgehalt (1.4462)	53
Bild 34:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf den Stickstoffgehalt im Schweißgut von 1.4462	54
Bild 35:	Nachweis der Ausscheidungen in Schweißgüter der mit unterschiedlicher Vorwärmung EB-geschweißten Proben	55
Bild 36:	Nachweis der Ausscheidungen in den Grundwerkstoffen der mit unterschiedlicher Vorwärmung EB-geschweißten Proben	55
Bild 37:	Übersichtsaufnahme einer Kerbschlagbiegeprobe aus Tabelle 11 getestet bei -40 °C	56
Bild 38:	REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Einzelprobe 3)	57
Bild 39:	REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Einzelprobe 1 und 3)	57
Bild 40:	Karbideinschluss mit ca. 2,5 μ m Durchmesser (Probe 1)	58
Bild 41:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4362, s = 15 mm)	59
Bild 42:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4362, s = 15 mm)	60
Bild 43:	Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, $t_{12/8}$ -Zeit und Ferritgehalt (1.4362)	60
Bild 44:	Nachweis der Ausscheidungen im Schweißgut (links) und im Grundwerkstoff (rechts) der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4362, s = 15 mm)	61
Bild 45:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4392, s = 17 mm)	62

Bild 46:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4392, s = 17 mm)	63
Bild 47:	Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, $t_{12/8}$ -Zeit und Ferritgehalt (1.4392, s = 17 mm)	63
Bild 48:	Normierter Ferritgehalt im Schweißgut (1.4392)	64
Bild 49:	Nachweis der Ausscheidungen im Schweißgut (links) und im Grundwerkstoff (rechts) der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4392)	65
Bild 50:	Spezifische Prozessparameter des EB-Mehrbadschweißens	66
Bild 51:	Einfluss des Abstandes a zwischen den Bäder beim EB-Mehrbadschweißen am Duplexstahl 1.4462, s = 17 mm	67
Bild 52:	Längsschliff einer EB-Schweißung am 1.4462 mit drei Schmelzbädern und gleicher Leistungsverteilung	69
Bild 53:	Untersuchte Mehrbadtechniken am Duplexstahl 1.4462 (s = 17 mm)	70
Bild 54:	Vermeidung der starken Stickstoffeffusion durch Anwendung eines vierten Schmelzbades mit einer Breite von 5 bzw. 6 mm	71
Bild 55:	Excel-Arbeitsmappe zur Programmierung der Mehrbadtechniken	71
Bild 56:	Excel-Arbeitsmappen einzelner Mehrbadtechniken (blauer Punkt = Wirkstelle des Elektronenstrahles)	72
Bild 57:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Mehrbadtechniken geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm)	74
Bild 58:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit entwickelter Mehrbadtechnik und unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm und 1.4362, s = 15 mm)	75
Bild 59:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf den Stickstoff- und Ferritgehalt im Schweißgut	76
Bild 60:	Schweißspritzer und Einbrandkerben im Bereich der Oberseite einer Blindnaht (1.4462, s = 17 mm)	77
Bild 61:	Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Kerbschlagbiegearbeit der mit EB-Mehrbadtechnik geschweißten Blindnähte des Standard- und Lean-Duplexstahles (s = 17 mm)	78
Bild 62:	Bruchlage einer Kerbschlagprobe Charpy VWT (1.4462, Vorwärmtemperatur: 300 °C, 69 %FE, $K_V = 277$ J)	78
Bild 63:	REM-Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben der EB-Schweißgüter des 1.4462 und 1.4362	80
Bild 64:	Mit dem ECR ermittelte CPT an den mit Mehrbadtechnik und Vorwärmung erzeugten Schweißungen am 1.4462 (s = 17 mm)	80
Bild 65:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit entwickelter Mehrbadtechnik geschweißten Probe (1.4392, s = 17 mm)	81

Bild 66:	Kerbschlagbiegearbeit der mit der Mehrbadtechnik erzeugten Blindschweißung	82
Bild 67:	Prinzipieller Aufbau einer UMH-Anlage [8]	84
Bild 68:	Darstellung verschiedener Erwärmungsverfahren	84
Bild 69:	Versuchsaufbau und Parameter für die UMH-Versuche	86
Bild 70:	Aufheizraten für die Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl	87
Bild 71:	Aufheizraten für die Vorwärmung mit der UMH-Technik	87
Bild 72:	Schweißspritzer und Einbrandkerben im Bereich der Schweißnaht - Oberseite (1.4462, Chargen-Nr.: 414258, s = 17 mm)	90
Bild 73:	Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der I-Nähte	91
Bild 74:	Bildanalytische ermittelte Ferritgehalte der mit der Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähte im Vergleich zum Grundwerkstoff bzw. zu den Blindnähten	91
Bild 75:	Stickstoffgehalt der I-Nähte	93
Bild 76:	Kerbschlagbiegearbeit (Charpy V) der Grundwerkstoff und erzeugten I-Nähte	94
Bild 77:	Bruchflächen der zerschlagenen Kerbschlagbiegeproben (Charpy VWT) der EB-Schweißgüter	95
Bild 78:	CPT der mittels EB-Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähte	96
Bild 79:	Abmessungen der Proben (Schweißen der Radialnähte)	97
Bild 80:	Einspannung der Proben in Drehvorrichtung	97
Bild 81:	Temperaturmessung beim Vorwärmen der Rohre zum EB-Radialnahtschweißen	98
Bild 82:	Makroaufnahme der Radialnaht	99
Bild 83:	Gefüge des Grundwerkstoffs 1.4470 (Charge 81-0131)	99
Bild 84:	Optimierte Mehrbadtechnologie zum EB-Schweißen von Duplexstahl	102

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten Duplex-Legierungen laut Richtwerten nach DIN EN 10088-2 und DIN EN 10213-2007 und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller	23
Tabelle 2: Mechanisch-technologische Eigenschaften der verwendeten Duplex-Legierungen im lösungsgeglühten Zustand laut Richtwerten nach DIN EN 10088-2 und DIN EN 10283 und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller	24
Tabelle 3: δ -Ferritgehalte und mit Schmelzextraktion gemessene N-Gehalte der Versuchsmaterialien	32
Tabelle 4: Ausscheidungstypen in Duplexstählen [9]	33
Tabelle 5: Härtewerte nach Wärmebehandlung im Grundwerkstoff 1.4462	38
Tabelle 6: Härtewerte nach Wärmebehandlung im Schweißgut 1.4462	38
Tabelle 7: Ergebnisse nach Identifizierungsätzung nach Groesbeck	39
Tabelle 8: Einfluss von Anzahl der Überschweißungen auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit	45
Tabelle 9: Schweißparameter der Referenzschweißung für die Bestimmung der Kerbschlagarbeit	48
Tabelle 10: Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen am Duplexstahl 1.4462 (Charge 91391) in Abhängigkeit der Schweißparameter und des Stickstoffgehalts	49
Tabelle 11: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs an der EB geschweißten Probe mit 650 °C Vorwärmung	56
Tabelle 12: $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten sowie Stickstoff- und Ferritgehalte nach dem Schweißen mit unterschiedlichen Mehrbadtechniken am 1.4462 (t = 17 mm, Chargen-Nr. 403778)	72
Tabelle 13: $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten beim Schweißen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen (1.4462, s = 17 mm)	76
Tabelle 14: Einfluss der Legierungszusammensetzung auf den Ferritgehalt beim Schweißen verschiedenen Werkstoffchargen des 1.4462	92
Tabelle 15: Zugversuch an den mit EB-Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähten	93

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

In der Bundesrepublik Deutschland gibt es eine Reihe von Herstellern dickwandiger Komponenten aus nichtrostenden ferritisch-austenitischen (Duplex-) Werkstoffen, die in gewalzter, geschmiedeter oder gegossener Form vorliegen. Wichtige Branchen sind der gesamte Bereich der Halbzeugherstellung (z. B. Rohre) sowie der Maschinen-, Apparate- und Anlagenbau (z. B. Fertigung von Hochdruckarmaturen, Zentrifugen, Dekanter, Separatoren, Pumpen).

Bei den ferritisch-austenitischen Stahlsorten unterscheidet man drei Hauptgüten: Lean-, Standard- und Super-Duplexgüten. Während die Standard- und Super-Duplexstähle seit vielen Jahren unter Beachtung der vorgegebenen Verarbeitungsrichtlinien erfolgreich in den verschiedensten Industriebereichen verarbeitet werden, ist seit kurzem ein stark anwachsender Bedarf nach den vergleichsweise Mo- und Ni-armen und dadurch kostengünstigen Lean-Duplexstählen zu verzeichnen. Diese Legierungen, die eine etwas höhere Spannungsriss- und Lochkorrosionsbeständigkeit als vergleichbare austenitische Legierungen (z. B. 1.4404) besitzen, dehnen sich bei gleicher thermischer Belastung weniger stark aus und verfügen im Vergleich über eine doppelt so hohe Grundfestigkeit [3]. Alle Duplexstähle sind als Knet- und Gusswerkstoffe verfügbar. Typische Vertreter sind beispielsweise für Walzlegierungen der 1.4462 (Standard-Duplex), der 1.4362 (Lean-Duplex) und der 1.4501 (Super-Duplex) und für Gusslegierungen der 1.4470 (Standard-Duplex), 1.4392 (Lean-Duplex) und 1.4471 (Super-Duplex). Dabei ist der Gusstyp im Hinblick auf die Schweißbarkeit als schwieriger einzustufen, da er eine stärkere Seigerungsneigung besitzt und aufgrund des gröberen Kornes sensibler auf Ausscheidungen reagiert. Dies führt u.a. zu größeren Streuungen in der Kerbschlagarbeit und in den Schwingfestigkeiten.

Sieht man sich exemplarisch die Fertigung von geschweißten dickwandigen Rohren aus nichtrostenden Duplexstählen mit Wandstärken zwischen 10 und 50 mm bei der Firma Butting an, so ist festzustellen, dass zum Schweißen der Längsnähte aus wirtschaftlichen und qualitativen Gründen bevorzugt das Elektronenstrahlschweißen (EB-Schweißen) mit Einstrahltechnik in PC-Position genutzt wird. Die dafür notwendige Technologie ist in den letzten Jahren entwickelt und ständig verfeinert worden.

So werden zum Erreichen höchster Kerbschlagwerte bei Raum- und tiefen Temperaturen und hoher Korrosionsbeständigkeiten hier entweder quasi artgleiche (Typ: 1.4462) oder überlegierte (Typ: 1.4563) Zusatzwerkstoffe in Form von Einlegeband oder Draht verwendet. Der sicherste Weg zum Einstellen eines ausgewogenen Austenit-Ferrit-Verhältnisses in der Schweißnaht ist jedoch ein nachfolgendes Lösungsglühen der Rohre, das ohnehin in den verschiedenen Regelwerken (ASTM-Normen A 928, A 312 und A 358) für einen Großteil der nichtrostenden Rohre vorgeschrieben wird. Dieses Lösungsglühen stellt einen weiteren Arbeitsschritt dar und muss mit besonderer Sorgfalt erfolgen, da sich die Duplex-Legierungen bei den genutzten Glühtemperaturen sehr stark verformen können.

Aufgrund der bisherigen positiven Erfahrungen zum Einsatz des EB-Schweißens bei der Herstellung längsnahtgeschweißter dickwandiger Rohre bietet es sich an, dieses Verfahren auch zum Fertigen von weiteren dickwandigen ferritisch-austenitischen Bauteilen anderer Industriebranchen zu nutzen. Von großem wirtschaftlichem Interesse wäre es hierbei, auf den teuren Zusatzwerkstoff und die aufwendige Wärmenachbehandlung zu verzichten.

Ein vielversprechender Lösungsansatz zum Erreichen dieses Zieles bietet die Nutzung der EB-Mehrprozessentechnik. Durch eine gezielte Leistungsdichteverteilung des Elektronenstrahls könnte eine positive Beeinflussung der für die Austenit-Ferrit-Ausbildung im

Schweißgut maßgeblichen schweißmetallurgischen Vorgänge möglich sein. Im Rahmen dieses Forschungsprojektes wurde eine EB-Mehrprozess-technik entwickelt, mit der die Duplex-Stähle ohne Nutzung eines Zusatzwerkstoffes und nachfolgender Wärmenachbehandlung qualitativ geschweißt werden können.

2 Stand der Technik

Die heute verfügbaren Duplexstähle sind i. a. gut lichtbogenschweißgeeignet, wenn die bekannten Regeln zum Verarbeiten dieser Werkstoffgruppe beachtet werden. Gemäß [10] können bei Einhaltung eines Ferrit-Niveaus zwischen ca. 40 und max. 85 FN (ca. 28-60 Vol.-%) in WIG-Schweißverbindungen hohe mechanisch-technologische Güterwerte und gute Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeiten gewährleistet werden. Das erwünschte Austenit-Ferrit-Verhältnis lässt sich dabei über die chemische Zusammensetzung des Grundwerk-, Zusatzwerk- bzw. auch Hilfsstoffes, über die Abkühlgeschwindigkeit beim Schweißen und/oder über eine Wärmenachbehandlung gezielt einstellen [2, 11].

Das EB-Schweißen ist aufgrund seiner physikalischen Eigenschaften in der Lage, die in diesem Forschungsantrag anvisierten Materialstärken (15-50 mm) der aufgezählten Werkstoffe wirtschaftlich zu verschweißen. Wesentliche Vorteile des Verfahrens sind eine hohe Schweißleistung, eine große Energiedichte, ein hoher Wirkungsgrad und dadurch bedingt eine schmale Schweißnaht und Wärmeeinflusszone, das Schweißen unter Vakuum, ein möglicher Wegfall von Schweißzusatz, eine vergleichsweise einfache Nahtvorbereitung, eine hohe Reproduzierbarkeit der Nahtqualität sowie eine trägheitslose Strahlableitung, die den Elektronenstrahl zu einem vielseitig einsetzbaren Werkzeug macht [4].

Bedingt durch die Verfahrensmerkmale treten beim EB-Schweißen extrem schnelle Aufheizungen und Abkühlungen auf, die sich allerdings werkstoffabhängig auch ungünstig auf das Schweißnahtgefüge auswirken können und zum Auftreten innerer und äußerer Nahtunregelmäßigkeiten führen. Insbesondere bei den Duplexstählen erfolgt aufgrund der prozessspezifischen raschen Abkühlung des Schweißgutes und der zusätzlichen Stickstoffeffusion aus dem Schmelzbad eine zu starke Ferritisierung des Schweißgutes, die sich negativ auf die Gebrauchseigenschaften von geschweißten Bauteilen aus Duplex-Stählen auswirkt [12].

Frühere Untersuchungen von [13–15] zum EB-Schweißen mit Einstrahltechnik an 5 bis 10 mm dicken Blechen des Standard-Duplexstahles 1.4462 bestätigen das. Hier traten in dem ohne Schweißzusatz gefertigten Schweißgut extrem hohe und nicht tolerierbare δ -Ferritanteile von über 80 % auf. Im Gegensatz zu herkömmlichen Lichtbogen-Schweißungen war hierbei im Hochtemperaturbereich der WEZ aber keine unerwünschte Ferritisierung zu verzeichnen, da die extrem schnelle Aufheizung und Abkühlung eine Gefügewandlung unterbindet.

Eine ähnlich extreme Ferritisierung ist auch beim zusatzwerkstofffreien EB-Schweißen dickwandiger Bauteile aus Lean- bzw. Super-Duplexstählen aufgrund der dem Standard-Duplex ähnlichen $\text{Cr}_{\text{Äq}}/\text{Ni}_{\text{Äq}}$ -Verhältnisse (vgl. Tabelle 1) zu erwarten (vgl. Bild 1).

Weitere Ursachen, die zu einer Verschlechterung der Schweißguteigenschaften führen können, sind unerwünschte Ausscheidungen. Mit ihrem Auftreten, speziell von Nitriden, ist am ehestens beim Super-Duplexstahl zu rechnen (vgl. Bild 2). Hohe Ferritisierungstemperaturen und die mit sinkender Temperatur einhergehende abnehmende N-Löslichkeit im Ferrit kann selbst bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten das Ausscheiden von Chromnitriden begünstigen [1].

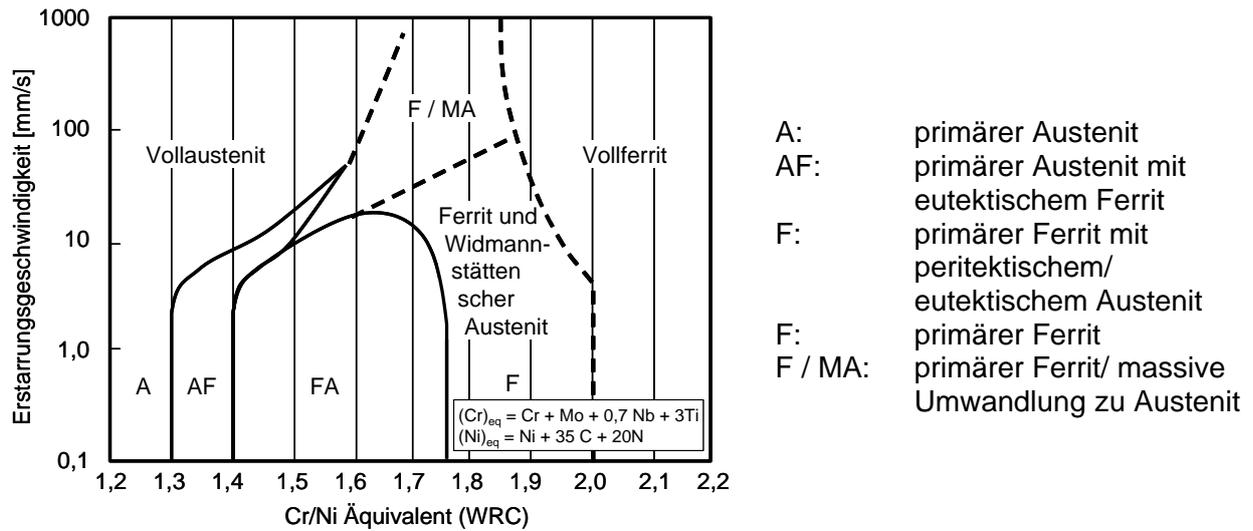


Bild 1: Gefügebildung bei CrNi-Stahl in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit und des Cr_{Äq}/Ni_{Äq}-Verhältnisses [1]

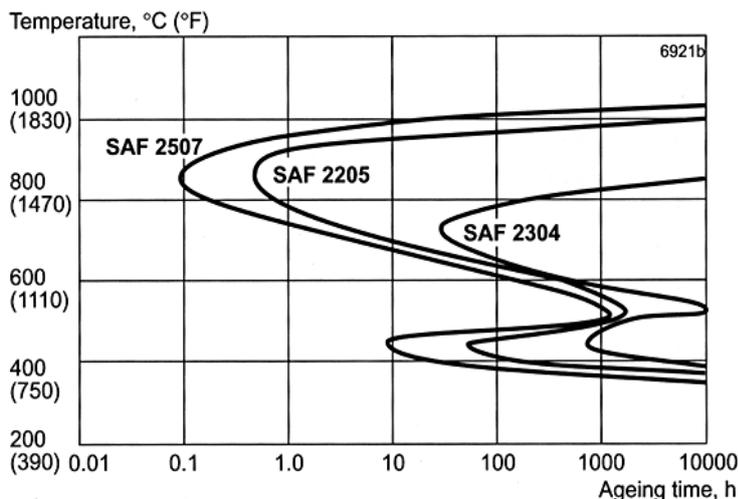


Bild 2. Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild austenitisch-ferritischer Stähle [2]

Schlussfolgernd daraus wird heute für das EB-Schweißen von dickwandigen Bauteilen aus Duplexstählen entweder die Verwendung eines Schweißzusatzes, ein anschließendes Lösungsglühen oder beides in Kombination empfohlen. Welcher Schweißzusatz letztlich verwendet wird, ist abhängig von den Betriebsbeanspruchungen des Bauteils. Während für Standardanforderungen der höher Ni-haltige Zusatzwerkstoff vom Typ 1.4462 ausreicht, werden für besonders hohe Anforderungen im Hinblick auf Tieftemperaturzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit Schweißzusätze mit deutlich angehobenen Ni- und Cr-Gehalten empfohlen. In Kombination mit einer anschließenden Lösungsglühung ergeben sich bei beiden Schweißzusätzen gute reproduzierbare Schweißnahtqualitäten [3, 11, 12, 16].

Die recherchierte Literatur [1–4, 11, 12, 15–17] und die im Vorfeld der Antragstellung geführten intensiven Gespräche mit verschiedenen Halbzeugherstellern und -anwendern haben folgende grundsätzlichen Probleme zum EB-Schweißen mit Einstrahltechnik (Stand der Technik) von ferritisch-austenitisch dickwandigen Bauteilen aufgezeigt.

- Aus metallurgischer Sicht ist der Einsatz von überlegiertem Schweißzusatz zwingend erforderlich, da beim Schweißen ohne Zusatzwerkstoff und ohne nachfolgendes Lösungsglühen eine zu starke Ferritisierung im Schweißgut auftritt (Bild 3). Das A-F-Verhältnis lässt sich zwar geringfügig über die Schweißgeschwindigkeit beeinflussen, dennoch liegen ungenügende Mengenverhältnisse im Schweißgut vor.

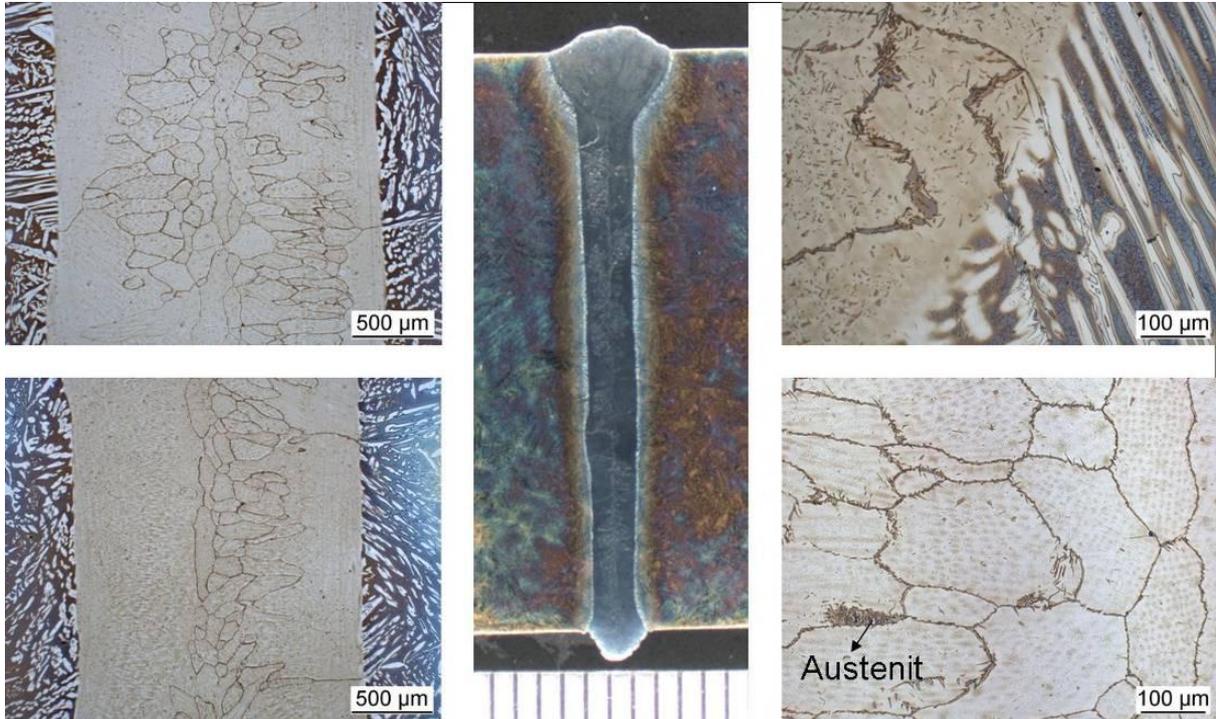


Bild 3: Konventionelle EB-Schweißung an einem 25 mm dicken Standard-Duplexstahlguss mit etwa 97 % δ -Ferrit im Schweißgut (bildanalytisch bestimmt)

- Wird ohne Schweißzusatz gearbeitet, treten vermehrt Schmelzbadauswürfe und Porosität im Schweißgut auf. Daraus resultierende anhaftende Schweißspritzer (Bild 4) müssen aus Korrosionsgründen grundsätzlich entfernt werden. Zurückgeführt werden kann dies auf das Vakuum, das eine starke Effusion des Stickstoffs aus der Schmelze bewirkt und somit zur extremen Ferritisierung des Schweißgutgefüges führt.

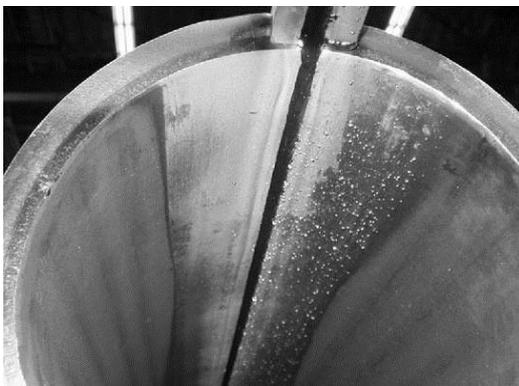


Bild 4: Wurzelseite einer EB-Schweißnaht mit vielen Schweißspritzern [3]

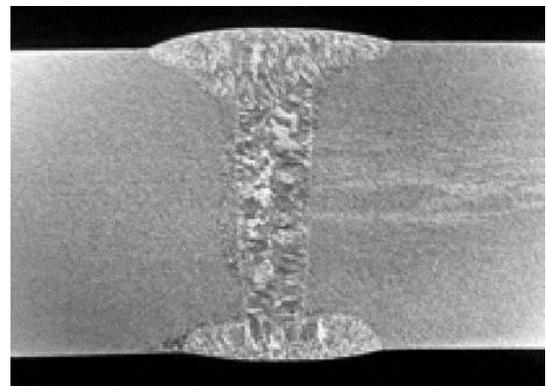


Bild 5: EB-Schweißnaht mit zwei WIG-Kosmetiklagen (t = 22 mm) [3]

- Beim EB-Schweißen können grobgeschuppte Nähte mit Randkerben in den Deck- und Wurzellagenbereichen bzw. mit sehr schmalen Wurzeldurchhängen entstehen, die zum Teil unzulässige Werte erreichen. Das ist einer der Gründe, warum nach dem heutigen Stand der Technik die Nähte anschließend beschliffen oder mit zusätzlichen Kosmetiklagen (Bild 5) versehen werden.
- Das EB-Schweißen in PA-Position (Wannenposition) erfordert aufgrund des dünnflüssigen Schmelzbades und der daraus resultierenden Gefahr des Durchfallens der Schmelze den Einsatz einer Badsicherung, die sich nur mit entsprechendem Aufwand entfernen lässt. Daher wird das EB-Verbindungsschweißen bevorzugt in PC-Position (Querposition) durchgeführt. Das beim Schweißen stärkerer Materialdicken auftretende große Schmelzbadvolumen hat aber auch in dieser Position zur Folge, dass bei freier Wurzelbildung die Schmelze an beiden Seiten herausläuft und eine unzulässige Deck- und Wurzellagenausbildung, wie im Bild 6 gezeigt, nach sich zieht. Es muss folglich eine Nachbearbeitung erfolgen.



Bild 6: In PC-Position geschweißte EB-Naht mit großer Pore und seitlich herausgelauener Schmelze [3]

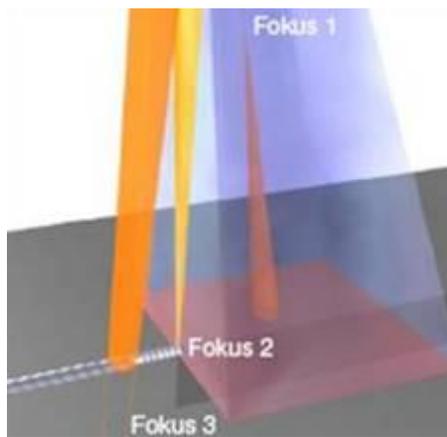
- Das EB-Verfahren kann beim Fertigen rotationssymmetrischer Halbzeuge sowohl für Axial- als auch Radialnähte genutzt werden. Bei den Radialnähten gilt es jedoch besonderes Augenmerk auf den Aus-Slopbereich zu legen.
- Beim EB-Schweißen von Rohren wäre es grundsätzlich wirtschaftlich, auf eine Wärmenachbehandlung zu verzichten. Außerdem wird bei dem an Duplex-Rohren üblicherweise eingesetzten Lösungsglügen die Warm-Streckgrenze der Rohrwerkstoffe soweit herabgesetzt, dass die vorliegenden Eigenspannungen bleibende Verformungen nach sich ziehen können.

Bislang wurden keine wirtschaftlich vertretbaren Lösungsansätze gefunden, die ein EB-Schweißen von dickwandigen Duplex-Werkstoffen ohne Schweißzusatz bzw. ohne Wärmenachbehandlung ermöglichen. Die innovativen Verfahrensweiterentwicklungen beim EB-Schweißen von der Einstrahl- hin zur Mehrprozesstechnik erweitern das Einsatzspektrum dieses Verfahrens jedoch erheblich. Die Möglichkeit der quasi trägheitslosen hochfrequenten 3-dimensionalen Ablenkung des Elektronenstrahls gestattet es, völlig neue prozesstechnische Lösungen mit vielen Freiheitsgraden in Kombination mit einer großen Flexibilität und Effektivität zu schaffen.

Inzwischen werden erste EB-Mehrprozesstechnologien industriell eingesetzt, wobei sich feststellen lässt, dass die technisch-technologischen Möglichkeiten dieser Technologien bei weitem noch nicht ausgeschöpft sind. Beispiele für die Möglichkeiten der Strahlführung bzw. Strahlbeeinflussung sind:

- Mehrfeld-Technik (Anwendung vorwiegend für Festphasenprozesse),
- Mehrbad- und Mehrbahn-Technik (Anwendung vorwiegend für Flüssigphasenprozesse zum EB-Schweißen und EB-Randschichthärten) und
- Mehrfokus-Technik (Mehrstrahlschweißen mit ortsangepasster Fokusslage).

Durch eine sinnvolle Kombination der genannten Techniken lassen sich unterschiedliche technologische Prozesse an verschiedenen Einwirkorten realisieren. So kann z. B. in einem Arbeitsgang das Vorwärmen des Bauteils (Fokus 1), das Schweißen (Fokus 2) und das Glätten bzw. Nachwärmen (Fokus 3) der Naht erfolgen (Bild 7) [1, 2, 4].



- Fokus 1: über der Werkstückoberfläche fokussiert, wärmt vor
- Fokus 2: auf der Werkstückoberfläche fokussiert, schweißt
- Fokus 3: unter der Werkstückoberfläche fokussiert, glättet

Bild 7: Kombinierte Mehrprozess-technik [4]

Daraus resultierend können der thermische Zyklus, die Ausbildung des Schweißgutgefüges und die Schmelzbadform (parabelförmiger Schmelzbadverlauf) gezielt beeinflusst und optimiert werden. Dies ist die wesentliche Voraussetzung für eine erfolgreiche Qualifizierung des EB-Schweißens für dickwandige Bauteile ohne Zusatzwerkstoff und ohne Lösungsglühen.

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Das wesentliche Ziel des Forschungsprojektes war die qualitätssichere Herstellung von EB-Schweißnähten an dickwandigen Bauteilen aus Lean- und Standard-Duplexstählen in Walz- und Gussqualität ohne Schweißzusatz und Lösungsglügen durch die Entwicklung einer an die metallurgischen Besonderheiten dieser Werkstoffgruppe angepassten innovativen Mehrprozesstechnologie. Wesentliche Qualitätskriterien bildeten hierbei die nach Norm vorgeschriebenen mechanisch-technologischen Güterwerte (Festigkeit, Zähigkeit) und Lochkorrosionsbeständigkeiten. Unabdingbare Aspekte zum Erreichen dieses Ziels war auf der einen Seite die Einstellung eines definierten Austenit-Ferrit-Verhältnisses und das Gewährleisten notwendiger Mindestgehalte an Stickstoff in der Schweißverbindung unter Beachtung der schweißmetallurgischen Anforderungen an Duplexstähle. Auf der anderen Seite war eine ausreichend hohe Prozesssicherheit zu gewährleisten, um Schmelzbadauswürfe und Porosität auf ein zulässiges Maß zu minimieren sowie unzulässige Randkerben und Nahtgeometrien zu vermeiden.

3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse

Folgende wissenschaftlich-technische Ergebnisse wurden angestrebt:

- Aussagen zur Kurzzeitmetallurgie von ferritisch-austenitischen Stählen unter Berücksichtigung der thermischen Zyklen des EB-Schweißens mit kombinierter Mehrprozess-technologie,
- Angaben zur EB-Schweißbeignung von ferritisch-austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Herstellungsart (Walzlegierung / Gusslegierung),
- Darstellung der legierungsabhängigen Erstarrungs- und Umwandlungsvorgänge im Schweißgut, insbesondere die Bestimmung der zeit- und temperaturabhängigen Ausbildung der Austenit- und Ferritanteile über den Nahtquerschnitt,
- Ortsabhängige Auswirkungen des Austenit-Ferrit-Verhältnisses auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften und die Lochkorrosionsbeständigkeit von EB-Schweißnähten,
- Technologieoptimierung für das EB-Schweißen von dickwandigen Bauteilen unter Berücksichtigung der Schweißposition.

Das Forschungsvorhaben sollte wichtige wirtschaftliche Ergebnisse in Form von geeigneten EB-Mehrprozesstechnologien für das Fertigen von dickwandigen Bauteilen aus Duplex-Stählen ohne Schweißzusatz und Wärmenachbehandlung liefern. Diese Technologien können sowohl in die Fertigung schon existierender Baugruppen einfließen als auch bei der Entwicklung und Konstruktion von neuen Bauteilen Berücksichtigung finden.

3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels

Zum Erreichen des Forschungszieles sollten als Versuchswerkstoffe sowohl gewalzte als auch gegossene Lean- und Standard-Duplexstähle im Blechdickenbereich zwischen 15 und max. 50 mm verwendet werden. Die Lean-Duplexstähle, die wegen ihrer geringeren Materialkosten besonders interessant sind, stellen aufgrund ihres hohen $Cr_{\text{Äq}}/Ni_{\text{Äq}}$ -Verhältnisses aus metallurgischer Sicht die kritischste Legierungsvariante der ferritisch-austenitisch Legierungen dar. Bei der Standard-Duplexgüte 1.4462 handelt es sich hingegen um den in der Industrie am häufigsten verwendeten Duplex-CrNi-Stahl.

Die methodische Vorgehensweise für die Untersuchungen ist im Bild 8 aufgeführt und graphisch dargestellt.

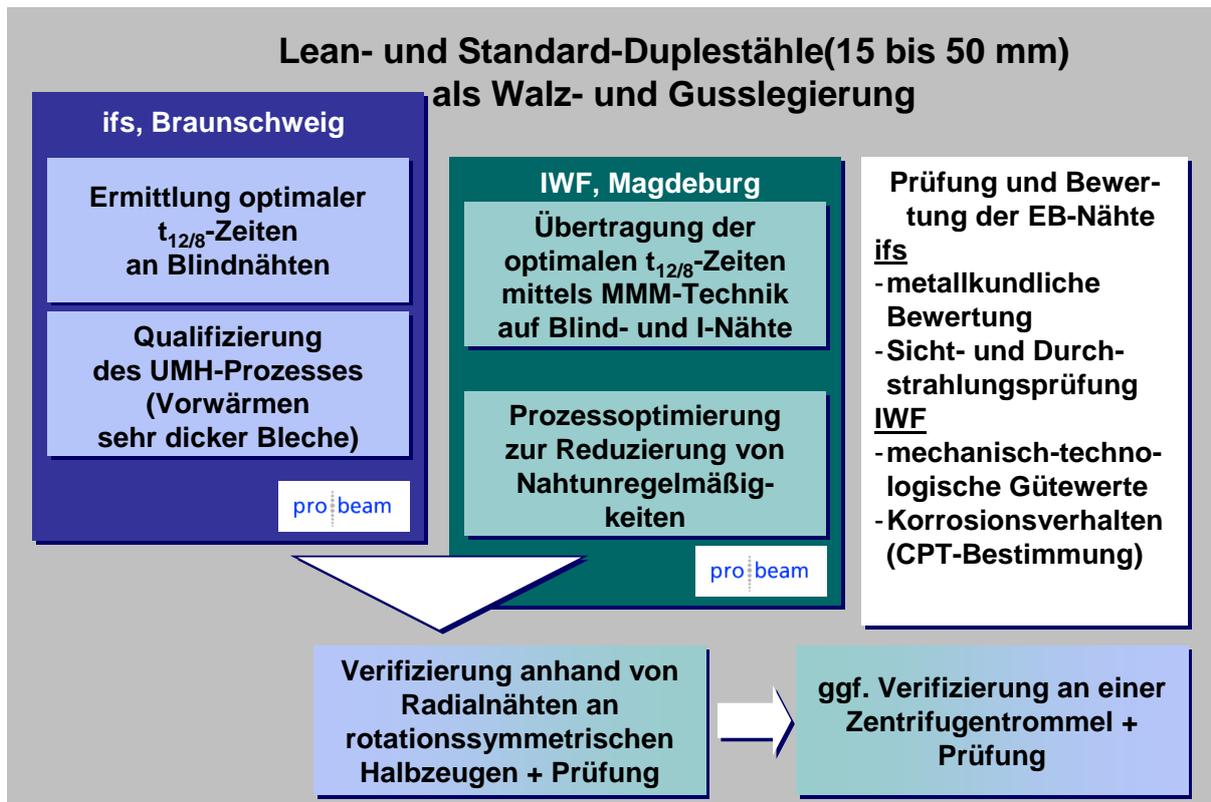


Bild 8: Methodischer Ansatz (schematisch)

Folgende Arbeitspunkte waren laut Forschungsantrag zu realisieren:

1. Metallurgische Grundlagenuntersuchungen zum EB-Schweißen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen an Blindnähten
2. Entwicklung geeigneter EB-Mehrprozesstechniken zur Absicherung der schweißmetallurgischen Gütwerte an Blindnähten
3. Übertragbarkeit der ermittelten EB-Mehrprozesstechniken auf das Verbindungsschweißen von I-Nähten
4. Qualifizierung der Uniform Magnetic Heating (UMH)-Technologie
5. Zerstörungsfreie Bewertung der Schweißnahtgüte
6. Metallkundliche Bewertung der Schweißnahtgüte
7. Ermittlung der mechanisch-technologischen Gütwerte
8. Korrosionsuntersuchungen
9. Rundnahtschweißen an Rohrgeometrien zur Ergebnisverifizierung

4 Präzisierung des Arbeitsplans

Um eine methodisch zweckmäßige Vorgehensweise sicherzustellen, erfolgten die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens in enger Abstimmung mit den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA). Alle im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wurden auf den sieben während der Projektlaufzeit durchgeführten PA-Sitzungen hinsichtlich ihrer aktuellen Relevanz überprüft und in Einzelfällen den aus der Forschungstätigkeit gewonnenen neuen Erkenntnissen angepasst. Im Rahmen des Forschungsprojektes sollte eine Mehrbadtechnologie zum Schweißen von dickwandigen Duplex-Stählen (im Forschungsantrag waren vorgesehen: 15, 30 und 50 mm) entwickelt werden. In Abstimmung mit dem PA wurde jedoch beschlossen, sich für das EB-Schweißen nur auf den Blechdickenbereich von 15 bis 17 mm zu konzentrieren.

Folgende Gründe lagen dafür vor:

- Die Mitglieder des PA konnten alle Duplex-Stahlvarianten uneingeschränkt in diesen Blechdicken zur Verfügung stellen. An diesen Materialien sollte nicht nur der Werkstoff- (Duplex-, Lean-Duplex) und Halbzeugzustand (Walz-, Gusslegierung), sondern über den Forschungsantrag hinausgehend auch der Chargeneinfluss (vor allem der des Elementes Stickstoffes) auf das EB-Mehrbadschweißen untersucht werden.
- In den experimentellen Untersuchungen wurde festgestellt, dass die Mehrbadtechnik nur dann einen positiven Effekt auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit hat, wenn mindestens drei nacheinander laufende Schmelzbäder erzeugt werden. Zur Erzeugung von mehreren Schmelzbädern beim EB-Mehrbadschweißen wird der Elektronenstrahl mit konstanter Leistung zwischen den einzelnen Schmelzbädern mit sehr hoher Frequenz fast trägheitslos abgelenkt. Damit ist die notwendige Leistung zum Durchschweißen eines dickwandigen Blechs deutlich höher im Vergleich zum konventionellen EB-Schweißen. Die am ifs der TU Braunschweig zur Verfügung stehende EB-Schweißanlage hat zwar eine maximale Leistung von 15 kW. Diese reichen in Verbindung mit der entwickelten Technologie nicht für das Verschweißen von 50 mm dicken Materialien aus

Im Folgenden wurden die folgenden Arbeitspakete durchgeführt:

1. Metallurgische Grundlagenuntersuchungen zum EB-Schweißen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen an Blindnähten

Im ersten Arbeitsschwerpunkt erfolgten metallurgische Grundlagenuntersuchungen zur Ermittlung der optimalen Abkühlbedingungen beim EB-Schweißen an dem gewalzten Standard-Duplex 1.4462 in einer Blechdicke von 17 mm. Dazu wurden Blindnähte mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen (Versuchsreihe 1) und unterschiedlicher Anzahl von Überschweißungen (Versuchsreihe 2) angefertigt und hinsichtlich der resultierenden Mikrostruktur untersucht. Die Abkühlzeiten wurden hierbei mit Thermoelementen ortsabhängig erfasst. Die Bestimmung der A/F-Verhältnisse erfolgte metallographisch an Querschliffen der Blindnähte. Hierbei wurden jeweils Mittelwerte aus Messungen im oberen, mittleren sowie unteren Nahtbereich bestimmt und verglichen. Der Stickstoff-Gehalt im Schweißgut wurde mittels Schmelzextraktion gemessen. Von Schweißnähten mit einem hinreichenden A/F-Verhältnis wurden nachfolgend die Kerbschlagarbeitswerte bei -40 °C und die Korrosionsbeständigkeit mittels ECR (elektrochemische Rauschanalyse) bestimmt. Darüberhinausgehend sind in diesem AP Grundlagenuntersuchungen zum ZTA-Verhalten des gewalzten Standard-Duplex-Stahls 1.4462 (s = 24 mm) im Vergleich zum konventionell hergestellten EB-Schweißgut in Abhängigkeit verschiedener Vorwärmtemperaturen durchgeführt worden, um die Möglichkeit der Anwendung höherer Vorwärm-

temperaturen (250 °C gemäß Regelwerk) zu überprüfen. Die Voruntersuchungen hatten schon gezeigt, dass Bauteiltemperaturen jenseits von 400 °C angestrebt werden müssen, um eine signifikante Verlängerung der $t_{12/8}$ -Zeit an dickeren Wandstärken beim EB-Schweißen zu erreichen.

2. Entwicklung geeigneter EB-Mehrprozesstechniken zur Absicherung der schweißmetallurgischen Güterwerte an Blindnähten

Die unter AP1 ermittelten optimalen blechdickenabhängigen $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten zur Absicherung der notwendigen δ -Ferrit- und Stickstoffgehalte wurden im Rahmen des AP2 auf das EB-Schweißen mit Mehrbadtechnik von Blindnähten am Standard-Duplex 1.4462 mit einer Blechdicke von 17 mm übertragen. Dazu war es notwendig, verschiedene Mehrbadtechniken zu entwickeln und zu überprüfen. Die Mehrbadtechniken, die zu den besten metallkundlich-technologischen und metallurgischen Eigenschaften der Blindnähte führten, sind zum Schweißen von I-Stößen im Rahmen des AP3 ausgewählt worden.

Aufbauend auf diesen optimierten Mehrbadtechniken erfolgten im weiteren Untersuchungen zum EB-Blindnahtschweißen an den Lean-Duplexstählen 1.4362 (s = 15 mm) und 1.4392 (s = 17 mm) zur Optimierung der für diese Stahlsorten zu verwendenden EB-Technologien.

3. Übertragbarkeit der ermittelten EB-Mehrprozesstechniken auf das Verbindungsschweißen von I-Nähten

Die unter AP2 ermittelten Mehrbadtechniken wurden nachfolgend auf das EB-Mehrbad-Verbindungsschweißen am I-Stoß aller Duplex-Stahlqualitäten übertragen und experimentell erfasst. Bei diesen Schweißungen stand primär die Absicherung der metallurgischen Kennwerte (δ -Ferrit- und Stickstoffgehalte), der mechanisch-technologischen Kennwerte (statischer Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch) und der Korrosionsbeständigkeiten im Vordergrund. Sekundär wurde auch die Vermeidung bzw. Reduzierung innerer und äußerer Nahtunregelmäßigkeiten, wie sie für das konventionelle EB-Schweißen dicker Materialien zum Teil kennzeichnend sind, untersucht.

Bedingt durch die senkrechte Positionierung des EB-Generators (Schweißposition: PA) in der Schweißanlage des ifs der TU Braunschweig konnte jedoch keine effektive Vermeidung der äußeren Nahtunregelmäßigkeiten, wie Nahteinfall, Kerben oder Spritzer erzielt werden. Für diese Untersuchungen ist eine horizontale Positionierung (Schweißposition: PC) erforderlich, was im Rahmen dieses Projektes aus zeitlichen Gründen nicht mehr verfolgt werden konnte.

4. Qualifizierung der Uniform Magnetic Heating (UMH)-Technologie

In diesem Arbeitsschwerpunkt wurde die Uniform Magnetic Heating (UMH)-Technologie zum Vorwärmen der Bauteile untersucht. Für die Versuche wurden 16, 24 und 48 mm dicke, schmale Probenstreifen aus dem gewalzten Standard-Duplex-Stahl verwendet. Schwerpunkt der Untersuchungen war die Bestimmung der erreichbaren Aufheizrate in Abhängigkeit von der Probengröße im Vergleich zum Vorwärmen mit dem Elektronenstrahl. Da die Erwärmung von Bauteilen durch die UMH-Technik aufgrund der starken Magnetfelder nicht innerhalb der Vakuumkammer möglich ist, müssen die Bauteile „überhitzt“ werden, um die Zeit zwischen Evakuierungsbeginn und Schweißung zu überbrücken. Aus diesem Grund wurden nicht nur die Aufheizraten, sondern auch die Abkühlraten der Proben beim Evakuieren der Kammer betrachtet. Die Aufheiz- und Abkühlraten sind mittels Thermoelemente in der Werkstückmitte erfasst worden.

5. Zerstörungsfreie Bewertung der Schweißnahtgüte

Die ZFP an den EB-Schweißnähten (Blind- und I-Nähte) erfolgte über Sichtprüfung im Hinblick auf das Auftreten von Schmelzbadauswürfen. Auf die Durchstrahlungsprüfung wurde in Absprache mit dem PA verzichtet, weil an den vorhandenen metallographischen Schliffen keine inneren Nahtunregelmäßigkeiten erkennbar waren.

6. Metallkundliche Bewertung der Schweißnahtgüte

Für die metallkundliche Bewertung der EB-Schweißnähte wurde vorrangig die Ausbildung des Makro- und Mikrogefüges der EB-Schweißungen bewertet. Hierbei wurde der Ferrit-Gehalt der unter AP1, AP2 und AP3 hergestellten Schweißungen an Querschliffen metallographisch (Schweißgut und Grundwerkstoff) und magnet-induktiv (Grundwerkstoff) ermittelt. Der Stickstoff-Gehalt der Schweißnähte wurde mittels Schmelzextraktion gemessen. Hierfür wurden schmale Proben aus den EB-Schweißgütern herausgearbeitet.

7. Ermittlung der mechanisch-technologischen Gütwerte

Die Bestimmung der Kerbschlagarbeit erfolgte an EB-Schweißungen aus AP1, AP2 und AP3. Hierfür wurden jeweils die Werte der Proben mit dem günstigsten Austenit/Ferrit-Verhältnis den Werten des jeweiligen Grundwerkstoffes im Anlieferungszustand gegenübergestellt. Für die unter AP3 hergestellten I-Stöße wurde zusätzlich der Querzugversuch bei RT nach DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt. Auf den stichpunktartig geplanten Dauerschwingversuch ist in Absprache mit dem PA verzichtet worden, da die Schweißungen auch nach ersten Optimierungsversuchen noch äußere Nahtunregelmäßigkeiten aufwiesen und die Prüfung zu kosten- und zeitaufwendig ist.

8. Korrosionsuntersuchungen

Für einen späteren industriellen Einsatz der austenitisch-ferritischen EB-Schweißnähte ist ihre Lochkorrosionsbeständigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff von grundlegender Bedeutung. Ein Maß für diese Lochkorrosionsbeständigkeit ist die Critical Pitting Temperature (CPT), die in diesem Vorhaben durch eine Analyse des Elektrochemischen Rauschens (ECR) bei dynamischer Temperierung der Prüflösung bestimmt werden sollte. Als Prüflösung wird in Anlehnung an die ASTM G48, Methode A eine 10 %ige FeCl_3 -Lösung verwendet. Vorteil der ECR-Analyse ist die Möglichkeit, einer quantitativen Aussage über die erreichbare Lochkorrosionstemperatur und eine deutliche Zeitreduzierung im Vergleich zum konventionellen Prüfverfahren.

9. Rundnahtschweißen an Rohrgeometrien zur Ergebnisverifizierung

In diesem Arbeitsschwerpunkt wurde die Übertragbarkeit der an den Blechen entwickelten EB-Mehrbadtechnik auf das Schweißen von Radialnähten an Rohrgeometrien in gegosener Standard-Duplex-Qualität 1.4470 überprüft.

10. Anfertigung des Schlussberichtes

5 Versuchsplanung

5.1 Versuchswerkstoffe

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens wurde zwei verschiedene Lean- und Standard-Duplex-Stahlqualitäten (X2CrNiN23-4 und X2CrNiMoN22-5-3) untersucht. Hierbei handelt es sich jeweils um eine Walz- und Gusslegierung der beiden Duplex-Güten. Die Anlieferung dieser Materialien erfolgte im lösungsgeglühten Zustand und wasserabgeschreckten Zustand. Für alle untersuchten Grundwerkstoffchargen sind Prüfzeugnisse durch die Werkstoffhersteller zur Verfügung gestellt worden. Die in diesen Prüfzeugnissen aufgeführten chemischen Zusammensetzung und mechanisch technologischen Eigenschaften der Versuchsmaterialien sind in Tabelle 1 und Tabelle 2 dargestellt.

5.2 EB-Schweißanlagen

Aus Gründen der Umstrukturierung in der strahltechnischen Abteilung am Institut für Füge- und Schweißtechnik und den damit verbundenen Umbaumaßnahmen erfolgten die Versuche beim Elektronenstrahlschweißen an mehreren EB-Anlagen, die im Folgenden charakterisiert werden. Begonnen wurde das Forschungsvorhabens mit dem Arbeitspaket 1 „Metallurgische Grundlagenuntersuchungen zum EB-Schweißen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen an Blindnähten“. Diese Versuche fanden an der damals am Institut verfügbaren EB-Anlage statt (Bild 9). Hierbei handelt es sich um eine Elektronenstrahlschweißanlage der Firma SST Steigerwald Strahltechnik mit einer Strahlleistung von 15 kW und einer Beschleunigungsspannung von 150 kV. Geschweißt wurde in einer 1,5 m³ großen Vakuumkammer unter einem Arbeitsdruck von 10⁻³ mbar.



Bild 9: Elektronenstrahlschweißanlage EBOGEN G 150 KS von SST Steigerwald Strahltechnik

In der Zeit des 1. Bearbeitungsjahres stand keine EB-Anlage am Standort Braunschweig zur Verfügung. Während dieser Zeit wurde auf eine pro-beam Elektronenstrahlschweißanlage vom Typ S20-6 am pro-beam application center Europe in Burg (Bild 10 links) zurückgegriffen. Diese Schweißmaschine besitzt eine maximale Strahlleistung von 30 kW und kann mit einer maximalen Beschleunigungsspannung bis zu 150 kV arbeiten. Die 2 m³ große Arbeitskammer ist zusätzlich mit einem Schleusensystem ausgestattet, wodurch kurze Evakuierungszeiten erreicht werden, indem die Prozesskammer ständig unter Vakuum steht und in der Schleuse das gewünschte Vorvakuum realisiert wird.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten Duplex-Legierungen laut Richtwerten nach DIN EN 10088-2 und DIN EN 10213-2007 und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

DIN EN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.) Charge, Blechdicke	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N	$Cr_{\bar{A}q}/Ni_{\bar{A}q}^{1)}$	$PRE_N^{2)}$
X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)	< 0,03	≤ 1,0	≤ 2,0	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	-	0,08-0,20	≈ 2,7	≈ 34
Charge 403778, s = 17 mm	0,016	0,38	1,33	22,4	6,27	3,1	-	0,18	2,5	36
Charge 412822, s = 17 mm	0,015	0,37	1,46	22,6	4,56	2,6	-	0,19	2,9	34
Charge 414258, s = 17 mm	0,018	0,43	1,44	22,6	4,59	2,6	-	0,20	2,8	34
Charge 91391, s = 17 mm	0,017	0,42	1,40	22,5	5,75	3,1	-	0,17	2,7	35
GX2CrNiMoN22-5-3 (1.4470)	< 0,03	≤ 1,0	≤ 2,0	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	≤ 0,5	0,12-0,20	≈ 2,6	≈ 34
Charge 39877, s = 17 mm	0,023	0,44	1,18	22,4	5,56	3,13	n. a.	0,18	2,6	36
Charge 81-0131, s = 17 mm	0,020	0,68	0,90	22,5	5,45	2,50	n. a.	0,19	2,5	34
Charge 81-0132, s = 17 mm	0,015	0,70	0,97	22,3	5,80	2,67	n. a.	0,15	2,7	33
X2CrNiN23-4 (1.4362)	< 0,03	≤ 1,0	≤ 2,0	22,0-24,0	3,5-5,5	0,1-0,6	0,1-0,6	0,05-0,20	≈ 3,2	≈ 26
Charge 400901, s = 15 mm	0,017	0,40	1,40	23,3	4,80	0,34	n. a.	0,11	3,2	26
GX3CrNiN23-4 (1.4392)	< 0,03	≤ 1,0	≤ 2,0	22,0-24,0	3,5-5,5	0,1-0,6	0,1-0,6	0,05-0,20	≈ 3,2	≈ 26
Charge B40490, s = 17 mm	0,030	0,42	0,93	23,93	4,01	0,33	n. a.	0,211	2,7	28

n. a. – nicht angegeben

1) $Cr_{\bar{A}q} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \%Nb + 0,25 \%Cu$ $Ni_{\bar{A}q} = \%Ni + 30 \%C + 20 \%N$

2) $PRE_N = \%Cr + 3,3 (\%Mo) + 16 (\%N)$

Tabelle 2: Mechanisch-technologische Eigenschaften der verwendeten Duplex-Legierungen im lösungsgeglühten Zustand laut Richtwerten nach DIN EN 10088-2 und DIN EN 10283 und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

DIN EN-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.) Charge, Blechdicke	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_5 [%]	$KV_{trans.}$ (Temperatur) [J]
X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)	650-880	≥ 450	≥ 25	≥ 60 (RT)
Charge 403778, s = 17 mm	772	501	38	329 (-40 °C)
Charge 412822, s = 17 mm	762	557	41	118 (-40 °C)
Charge 414258, s = 17 mm	749	574	43	205 (-40 °C)
Charge 91391-3001, s = 17 mm	739	510	32	191 (-40 °C)
GX2CrNiMoN22-5-3 (1.4470)	600-800	≥ 420	≥ 20	≥ 30 (RT)
Charge 39877, s = 17 mm	n. a.	n. a.	n. a.	n. a.
Charge 81-0131, s = 17 mm	693	508	39	103 (RT)
Charge 81-0132, s = 17 mm	688	496	40	178 (RT)
X2CrNiN23-4 (1.4362)	650-850	≥ 400	≥ 25	≥ 100
Charge 400901, s = 15 mm	687	480	36	254 (RT)
GX3CrNiN23-4 (1.4392)	≥ 620	≥ 430	≥ 25	≥ 80
Charge B40490, s = 17 mm	713	482	45	182 (RT)

Zum Ende des 1. Bearbeitungsjahres des Forschungsvorhabens konnten die Schweißversuche an der institutseigenen Elektronenstrahlanlage vom Typ K26-3 des Herstellers pro-beam vorgenommen werden, welche auf der rechten Seite von Bild 10 zu sehen ist. Diese Maschine ist als Universalkammeranlage für die Bearbeitung eines großen Teilespektrums konzipiert und weist eine maximale Strahlleistung von 15 kW bei einer Beschleunigungsspannung von 150 kV auf. Da die EB-Anlage ebenfalls von der Firma pro-beam hergestellt wurde, besitzt diese relativ viele Gemeinsamkeiten mit der zuvor beschriebenen. Insbesondere der Generator mit dem darin enthaltenen Strahlerzeugersystem ist baugleich zu dem der S20-6, so dass dadurch vergleichbare Strahlcharakteristiken und übertragbare Schweißergebnisse realisiert werden. Die Arbeitskammer ist mit 2,6 m³ geringfügig größer als die der S20-6. Mit beiden Anlagen sind dennoch analoge Arbeitsabstände von 400 bis 900 mm möglich. Die Schweißprozesse finden bei beiden Anlagen im Hochvakuumbereich von 10⁻³ mbar statt.



Bild 10: Elektronenstrahlschweißanlagen vom Typ S20-6 (links) und K26-3 (rechts)

Die beiden zuletzt dargestellten EB-Anlagen weisen einen vergleichbaren Funktionsumfang auf, mit denen ein hinreichend breites Anwendungsspektrum in der Materialbearbeitung mit Elektronenstrahl realisiert werden kann. Insbesondere aus schweißtechnischer Sicht können sämtliche modernen und innovativen Technologien beim EB-Schweißen abgedeckt werden. Ausgehend von konventioneller EB-Schweißtechnik kann der Elektronenstrahl mit Hilfe der hochfrequenten Ablenktechnik mit extrem hoher Geschwindigkeit abgelenkt werden, so dass dadurch Mehrbad-, Mehrprozess- und auch Mehrfokustechnik abgebildet werden können. Diese relativ neuartigen EB-Schweißmethoden ermöglichen ein „gleichzeitiges“ Arbeiten an mehreren Stellen sowie unterschiedlichen Arbeitshöhen an einem Werkstück. Weiterhin bieten die Anlagen die Möglichkeit EB-Schweißungen im Pulsbetrieb durchzuführen. Dadurch kann der Wärmeeintrag noch gezielter ins Werkstück eingebracht werden, so dass die thermische Beeinflussung äußerst gering ausfällt.

Die Elektronenstrahlschweißanlagen von pro-beam sind mit einem automatischen Strahljustagesystem ausgestattet. Dieses System erlaubt die reproduzierbare Einstellung der an der Zentrier- und Stigmatorspule anliegenden Ströme, damit der Strahl für bestimmte Beschleunigungsspannungen und Arbeitsabstände immer die gleiche Charakteristik aufweist. Als Ergebnis der Strahljustierung erscheint eine Übersicht mit den Werten der Ströme an Zentrierspule und Stigmator sowie ein Formfaktor und eine graphische Darstellung des Strahlquerschnitts mit verschiedenen farblich gekennzeichneten Intensitäten, Bild 11. Hierbei sollte das Hauptaugenmerk aber eher auf den Wert des Formfaktors gelegt werden.

Dieser Wert kann maximal 1.0 erreichen. Besitzt dieser einen Wert über 0.75 ist der Strahl laut Herstellerangaben hinreichend genug justiert. Vor diesen Untersuchungen wurde jedoch festgelegt, die Schweißungen mit einem Strahl durchzuführen, der einen Mindestformfaktor von 0.90 aufweist.



Bild 11: Ergebnis der Strahljustierung

5.3 Prüftechnik

5.3.1 Gefügeanalysen

Die nachfolgend erwähnten metallographischen Untersuchungsmethoden wurden zur Bewertung der Nahtgeometrien sowie der Mikrogefüge von Grundwerkstoff und Schweißgut durchgeführt.

5.3.1.1 Lichtmikroskopie

Probenpräparation

- Das Heraustrennen der Proben erfolge mittels einer Kappsäge unter größtmöglicher Kühlung mit Wasser und mit minimalem Druck.
- Zum Schleifen und Polieren wurden alle Proben in Epomet®G warm eingebettet. Die Temperatur betrug ca. 150 °C bei einem Druck von 290 bar.
- Die Probe sind dann mit Schleifpapier (Siliziumkarbidkörnung) auf einer sich kontinuierlich drehenden Schleifscheibe (300 RPM) unter Wasserzufuhr bearbeitet worden, beginnend mit einer 180er Körnung über 220er, 320er, 500er bis hin zu einer 1000er Körnung.
- Das Polieren erfolgte unter Verwendung einer Diamantsuspension mit einer Partikelgröße von 3 µm. Der Feinstpoliervorgang wurde mit Tonerde I auf Filz durchgeführt.
- Die Reinigung erfolgte mit vergälltem Alkohol im Ultraschallbad.

Ätzverfahren

Nach dem Polieren wurden die Proben zur Verstärkung des Gefügekontrasts geätzt. Es fanden zwei unterschiedliche Ätzungen Anwendung:

- Um die Ferritgehalte mikroskopisch mit der quantitativen Bildanalyse zu bestimmen, werden die Proben mit einer Farbniederschlagsätzung behandelt. Hierzu wird das Ätzmittel 100 ml Beraha II-Stammlösung mit 0,5 g Kaliumdisulfit genutzt. Hierdurch wird der Ferrit bläulich-bräunlich gefärbt, der Austenit bleibt hell und intermetallische Phasen sowie Karbide werden weiß dargestellt. Mit der quantitativen Bildanalyse können in einem Bildausschnitt die vorliegenden Phasen ausgezählt werden. Dabei werden Farbwerte, oder besser Farbintervalle, für bestimmte Phasen, Partikel oder Poren zugewiesen. Das Programm zählt die Anzahl der Pixel mit den entsprechenden Farbwerten. Anschließend kann die Anzahl der Pixel in einen prozentualen Flächenanteil umgerechnet werden. Zur zuverlässigen Messung des Austenit-Ferrit-Verhältnisses sind mehrere Aufnahmen nötig, da die Ergebnisse aufgrund der inhomogenen Gefügeausbildung im Schweißgut mehr oder weniger starken Schwankungen unterliegen. Aus diesem Grund sind je 5 Aufnahmen des Gefüges im oberen, mittleren und unteren Teil der Schweißnaht analysiert worden.
- Das zweite Ätzverfahren wurde angewendet, um die Anwesenheit der intermetallischen Phasen und Karbiden gezielt zu untersuchen. Da diese durch die angewendete Farbniederschlagsätzung nur schwer erkennbar und nicht unterscheidbar sind, wurde eine Identifizierungsätzung nach Groesbeck angewendet. Dieses Ätzmittel greift zunächst Karbide, anschließend die σ -Phase und letztendlich den zerfallenen δ -Ferrit an. Die angesprochenen Gefüge-Bestandteile werden durch die Ätzung im Lichtmikroskop dunkel dargestellt, Austenit und Ferrit verbleiben hell. Die Ätzung wird bei 50 °C angewendet. Die Proben sind zwischen 20 s und 5 min geätzt worden.

5.3.1.2 REM

Das Rasterelektronenmikroskop (REM) findet seinen Haupteinsatzbereich in der Analyse von Gefügen (Phasen, Fehlstellen) und Mikromorphologien sowie in der Abbildung der Topographie und der Kristallstruktur von betrachteten Oberflächen mit Sekundärelektronenbildern. Das REM besitzt eine 20 bis 50000fache Vergrößerung sowie eine laterale Auflösung bis 7 nm. Die Anwendung des REM konzentrierte sich auf die Analyse der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben. Hierbei spielte die Charakterisierung der Bruchflächen in Bezug auf die Duktilität des Werkstoffes eine wichtige Rolle.

5.3.1.3 Elektronenstrahlmikroanalysen (ESMA)

Am ifs der TU Braunschweig wurden ESMA-Untersuchungen in Form von Elementmappings durchgeführt. Die Elektronenmikrostrahlanalyse wird für eine orts aufgelöste chemische Analytik im μm -Bereich verwendet. Es lassen sich in einem Probenvolumen vorhandene Elemente qualitativ und quantitativ nachweisen. Mit Hilfe der charakteristischen Röntgenstrahlung kann die chemische Zusammensetzung im Mikrometerbereich punkt-, linien-, flächenhaft und in der Tiefe bestimmt werden. Das Analysepektrum wird vom quantitativen Nachweis der Elemente von Bor bis Uran aufgespannt. Die Nachweisgrenze liegt bei ca. 0,1-0,001 Gew.-%. Für eine Analyse von metallographischen Schliffpräparationen sind feinstpolierte Oberflächen nötig. Es können Konzentrationsprofile in Diffusionsbereichen, Entkohlungen, Seigerungen, Ausscheidungen und

die Homogenität des Gefüges untersucht werden. Eine qualitative Phasenanalyse gelingt nur, wenn der Probenbereich von einigen Kubikmikrometern chemisch und strukturell homogen ist. Dies lässt dann aus der stöchiometrischen Zusammensetzung auf die jeweiligen Phasen schließen. Das maximal mögliche Auflösungsvermögen der ESMA liegt im Bereich von 1 μm .

5.3.1.4 Stickstoff- und Sauerstoffanalysen

Die Bestimmung der Stickstoff- und Sauerstoffgehalte der Grundwerkstoffe und EB-Schweißgüter erfolgte mittels Schmelzextraktion am ONH-mat 286 der Firma Bruker. Die Analysenmethode basiert auf der Trägergas-Schmelzextraktion, bei der die Probe in einem Graphittiegel bei hohen Temperaturen in einem Inertgasstrom (hier Helium 5.0) geschmolzen wird. Die dabei entstehenden Messgase werden mit dem Trägergasstrom durch das Detektorsystem transportiert, das aus einem NDIR-Detektor für CO und einem Wärmeleitfähigkeitsdetektor für N_2 bzw. H_2 besteht.

Die im Vorhaben zu analysierenden Proben wurden mittels Nasstrennschnitt aus den schmalen EB-Schweißgütern herausgetrennt. Zur Gewährleistung des Entnahmeortes erfolgten zunächst ein Anätzen der geschweißten Proben und anschließend ein Beschleifen zur Beseitigung von Ätزرückständen und nasstrennbedingten Anlauffarben. Als Kalibrierstandard für die Analysen ist AR 1647 mit 1767 ppm Stickstoff und 37 ppm Sauerstoff verwendet worden.

5.3.2 Ermittlung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten

Zur Ermittlung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten wurden die Abkühlkurven mit einem Temperaturmessgerät unter Anwendung von Ni-CrNi-Thermoelementen vom Typ K mit einem Durchmesser von 0,3 mm während des Schweißens erfasst und anschließend ausgewertet. Infolge des prozessspezifischen geringen Wärmeeintrags beim EB-Schweißen treten nur sehr kurze $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten auf. Um diese Abkühlzeiten mit hoher Genauigkeit zu erfassen, wurden alle Temperaturmessungen mit einer Frequenz von 100 Hz durchgeführt. Die Thermoelemente sind möglichst nah an der Schmelzlinie platziert worden, da schon bei 2 mm Entfernung von der Schmelzlinie die maximale Temperatur deutlich unter 1200 °C liegt (Bild 12).

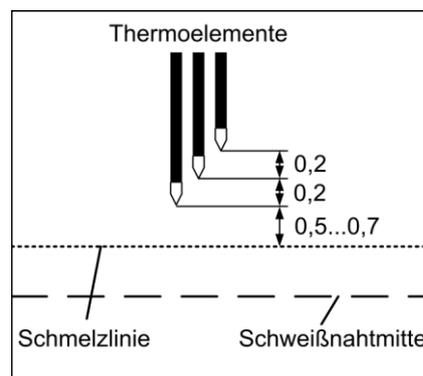


Bild 12: Positionierung des Thermoelements bei der Temperaturmessung

Das erste Thermoelement wurde somit 0,5 bis 0,7 mm von der zu erwartenden Schmelzlinie entfernt angepunktet. Zusätzlich sind weitere Thermoelemente mit steigendem Abstand zur Schmelzlinie befestigt worden, um bei eventuellem Versagen der vorderen Elemente auswertbare Daten zu erhalten

5.3.3 Korrosionsprüfung

Das Korrosionsverhalten der untersuchten Grundwerkstoffe und Schweißnähte wurde durch Analyse des Elektrochemischen Rauschens (ECR) bei dynamischer Temperierung der Prüflösung bestimmt. Als Maß für die Lochkorrosionsbeständigkeit wurde die Critical Pitting Temperature (CPT) herangezogen. Messgröße bei diesem Verfahren ist das Stromrauschen IECR zwischen zwei gleichartigen Proben, das aus lokalen Auflösungsprozessen auf einer der beiden Proben resultiert. Durch Integration der IECR-Werte über das zur Abtastrate zugehörige Zeitintervall lassen sich charakteristische Ladungskurven über den Temperaturverlauf erstellen.

Beispielhaft zeigt Bild 13 (rechts) die resultierenden Ladungs-Temperatur-Kurven, aus denen über lineare Regression die kritischen Lochkorrosionstemperaturen ermittelt werden können.

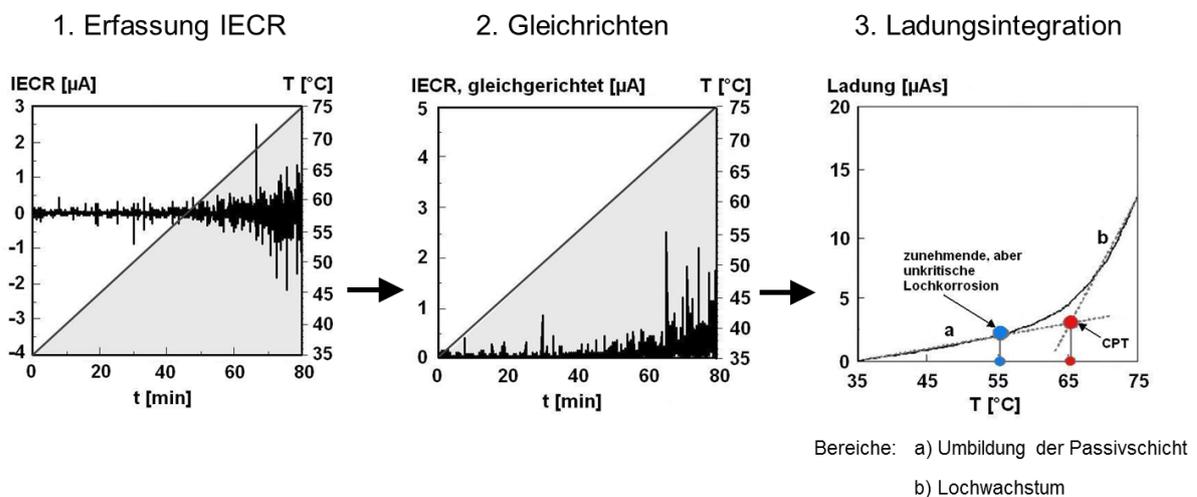


Bild 13: Ermittlung der Critical Pitting Temperature (CPT) durch Analyse des Elektrochemischen Rauschens [5]

Diese Methodik bietet gegenüber dem Standardversuch nach ASTM G48 den Vorteil einer erhöhten Objektivität bei der Auswertung der Ladungskurven im Gegensatz zur rein optischen Begutachtung im Standard-Prüfverfahren. Zudem entfällt aufgrund der dynamischen Temperierung die zeit- und materialintensive iterative Vorgehensweise. [5, 18]

Als Prüflösung wurde eine 10 %ige FeCl_3 -Lösung gemäß ASTM G48-A verwendet. Die Korrosionsproben sind im oberen Bereich der EB-Schweißnähte entnommen worden (Bild 14). Um die Wirkung der Nahtoberfläche auf das Korrosionsverhalten auszuschließen, wurden sie anschließend:

- allseits mit 180er Körnung geschliffen und die Kanten angefast,
- 30 min gebeizt und passiviert mit Antox-Beizpaste und
- 24 h im Exsikkator bei 84 % rel. Feuchte ausgelagert.

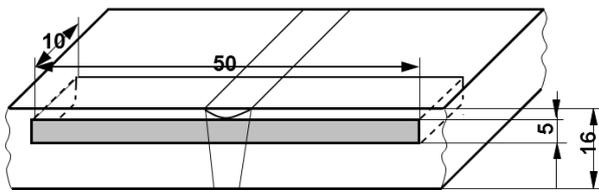
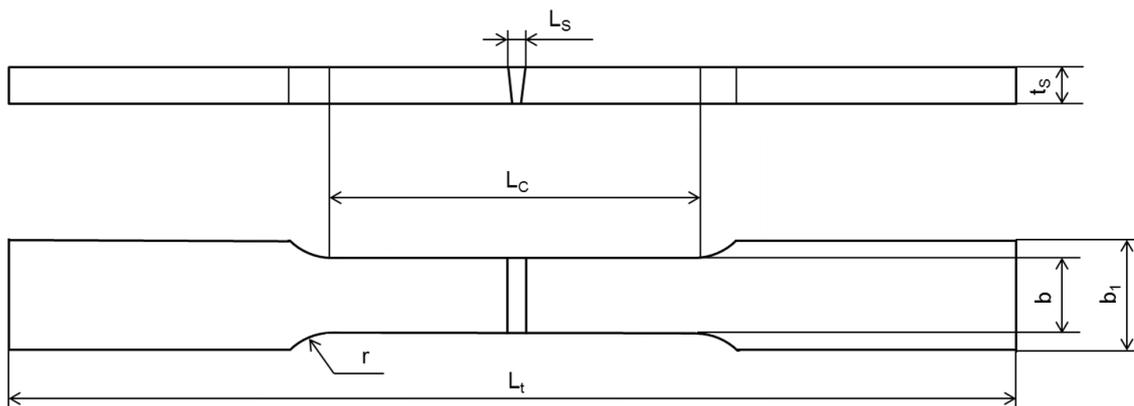


Bild 14: Entnahme der Korrosionsproben (links) und geprüfte Korrosionsprobe

5.3.4 Mechanisch-technologische Prüfungen

5.3.4.1 Zugversuch

Zur Ermittlung von Zugfestigkeit der hergestellten Verbindungsnahte wurde der Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 angewendet. Hierzu sind aus den geschweißten I-Stößen Querszugproben entnommen worden. Die verwendeten Abmessungen dieser Querszugproben sind dem Bild 15 zu entnehmen. Alle Zugproben sind gleichmäßig von beiden Seiten auf eine Enddicke von 10 mm abgearbeitet worden.



L_s , [mm]	t_s , [mm]	L_c , [mm]	r , [mm]	L_t , [mm]	b , [mm]	b_1 , [mm]
4	10	60	≥ 25	255	25	37

Bild 15: Abmessungen der Zugproben

5.3.4.2 Kerbschlagbiegeprüfung

Der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy wurde nach DIN EN 10045 durchgeführt. Dieses Prüfverfahren dient der Charakterisierung der Zähigkeit, bzw. der Neigung des Werkstoffs zum Spröbruch unter gleichzeitiger Wirkung einer Kerbe. Geprüft wurden die Charpy V-Proben bei einer Prüftemperatur von -40 °C . Diese Prüftemperatur stellt die untere Einsatztemperatur der Duplex-Güte 1.4462 dar, weshalb die Prüfung der Kerbschlagarbeit bei dieser Temperatur von verschiedenen Zulassungsstellen (z. B. VdTÜV-Werkstoffblatt 418) gefordert wird. Die Proben sind dazu in einem flüssigen Medium (Kohlendioxid und Ethanol) bei dieser Temperatur mindestens 10 min gehalten um sicherzustellen, dass die angestrebte Prüftemperatur im gesamten Probenquerschnitt erreicht ist.

Im Rahmen des Forschungsvorhabens erfolgte die Bestimmung der Kerbschlagwerte:

- für die Grundwerkstoffe an Charpy V-Proben, die quer zur Walzrichtung der Bleche lagen mit Anordnung des Kerbes senkrecht zur Materialoberfläche und
- für die hergestellten Schweißnähte (Blindnähte und I-Nähte) an Charpy VWT-Proben mit Anordnung des Kerbes entgegen der Schweißrichtung.

Zur Gewährleistung der ordnungsgemäßen Lage des Kerbes im EB-Schweißgut erfolgte ein Anätzen der Kerbschlagproben vor dem Fräsen des Kerbes.

6 Forschungsergebnisse

6.1 Charakterisierung der Mikrostruktur der Versuchswerkstoffe

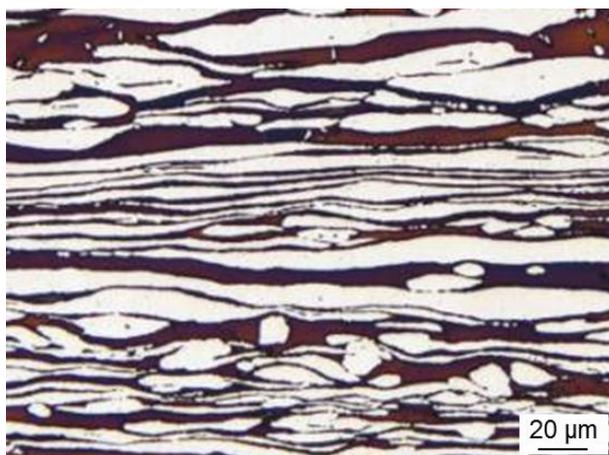
Im ersten Schritt wurde die Mikrostruktur der untersuchten Grundwerkstoffe metallographisch untersucht (Bild 16, Tabelle 3).



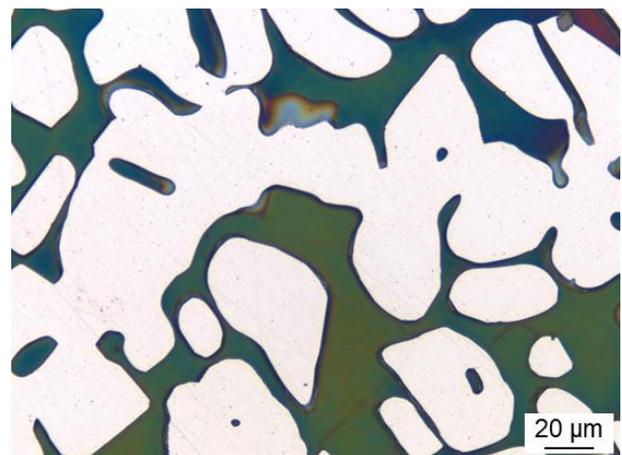
1.4462, Charge 403778



1.4470, Charge 39877



1.4362, Charge 400901



1.4392, Charge B40490

Bild 16:: Mikrogefüge der Duplex-Stähle im Anlieferungszustand

Wie die Bilder zeigen, weisen beide Duplex-Gusslegierungen im Anlieferungszustand ein wesentlich grobkörnigeres Gefüge und niedrigere Ferritgehalt im Vergleich zu ihren Walz-äquivalenten auf. Der niedrige Ferritgehalt kann darauf zurückgeführt werden, dass die zum Schweißen verwendeten Platten aus den Endbereichen von Schleudergussrohren

resultieren. Laut Hersteller kann es beim angewandten Herstellungsverfahren insbesondere in den Endbereichen zu Stickstoff-Seigerungen kommen. Für die industrielle Weiterverwertung werden die Endstücke deshalb abgeschnitten und wieder eingeschmolzen.

Tabelle 3: δ -Ferritgehalte und mit Schmelzextraktion gemessene N-Gehalte der Versuchsmaterialien

Duplex-Stahl Bez. nach EN Charge	δ -Ferrit [%-FE]						N-Gehalt		
	bildanalytisch			magnet-induktiv			[%]		
	MW	Min	Max	MW	Min	Max	MW	Min	Max
1.4362 Charge 400901	44	41	48	42	38	47	0,10	0,10	0,11
1.4392 Charge B40490	24	19	37	32	24	39	0,35	0,30	0,41
1.4462 Charge 403778	48	44	53	50	45	53	0,18	0,16	0,20
Charge 412822	-	-	-	45	41	46	-	-	-
Charge 414258	-	-	-	44	43	46	0,20	0,19	0,20
Charge 91391	-	-	-	47	44	50	0,18	0,17	0,19
1.4470 Charge 39877	21	18	33	46	41	49	0,28	0,18	0,30
Charge 81-0131	-	-	-	54	48	57	0,19	0,19	0,20
Charge 81-0132	-	-	-	52	50	56	-	-	-

Für das Forschungsprojekt sind jedoch Platten aus den Endbereichen zur Verfügung gestellt worden, so dass die Stickstoffgehalte des angelieferten Materials zu hoch und somit die Ferritgehalte sehr niedrig waren. Die an den Forschungsstellen gemessenen Stickstoffgehalte bestätigen dies. Der mittlere Stickstoffgehalt der angelieferten Gusslegierung 1.4392 liegt bei etwa 0,34 % und seine Verteilung über den Grundwerkstoff ist dabei inhomogen. Dies verdeutlicht die Streuung der Stickstoffwerte zwischen 0,3 bis 0,4 %. Für die Gusslegierung 1.4470 lag der Stickstoffgehalte bei ca. 0,27 % (min. 0,18 und max. 0,32 %). Zusätzliche magnet-induktive Messungen des Ferritgehaltes an mechanisch bearbeiteten Oberflächen der Grundwerkstoffplatten haben gezeigt, dass die Streubreite in den Ferritgehalten der beiden Duplex-Gusslegierungen deutlich größer ist im Vergleich zu den Walzäquivalenten.

6.2 ZTA-Ausscheidungsverhalten des gewalzten Standard-Duplexstahles

6.2.1 Grundlagen

Die größte Problematik im Umgang mit Duplex-Stählen ist ihre Neigung zu unerwünschten Ausscheidungen nach kurzen Haltezeiten in einem weiten Temperaturbereich. Dabei sind zwei Bereiche von entscheidender Bedeutung. Zum einen der Bereich der 475°-Versprödung, der von circa 400 bis 550 °C reicht und zum anderen der Temperaturbereich von 600 bis 1100 °C, der für die Bildung von σ -Phase, Nitriden und anderen Ausscheidungen verantwortlich ist. Einen Anhaltspunkt für die Vielfalt an Ausscheidungsmöglichkeiten gibt Tabelle 4. Hierin sind die nach der Betrachtung der Literatur wichtigsten Ausscheidungstypen für Duplexstähle enthalten. Für das Vorhandensein einer Vielzahl von Ausscheidungen ist die Legierungszusammensetzung auf der einen und die Wärmebehandlung bzw. die Verarbeitungsweise auf der anderen Seite verantwortlich.

Tabelle 4: Ausscheidungstypen in Duplexstählen [9]

Phase	Temperaturbereich [°C]	Kristallstruktur	Zusammensetzung
Sigma-Phase (σ)	~600-1100	tetragonal	Fe-Cr-Mo
Chi-Phase (χ)	~700-900	krz	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{18}$
Nitride	ab ~650	hexagonal krz	Cr_2N CrN
Karbide	~600-1050	hexagonal	M_7C_3 , $M_{23}C_6$ M_6C
Laves-Phase (η)	~700-900	hexagonal	$(Fe_{0,85}Cr_{0,15})$ $(Mo_{0,3}Nb_{0,4}Si_{0,25}Ti_{0,05})$
475°C-Versprödung (α')	~300-550	krz	spinodale Entmischung des δ -Ferrit
R-Phase	~550-650	trigonal	-
G-Phase	~300-400	kfz	$Ni_{16}Si_7Ti_6$
Z-Phase	~850-1300	tetragonal	$(FeCrMn)_4(NbMo)_3N_3$

Den Einfluss der Legierungselemente auf das Ausscheidungsverhalten zeigt Bild 17. Im Folgenden sind die wichtigsten Ausscheidungen, die im Rahmen der experimentellen Vorgehensweise dieses Forschungsvorhabens auftreten können, kurz dargestellt:

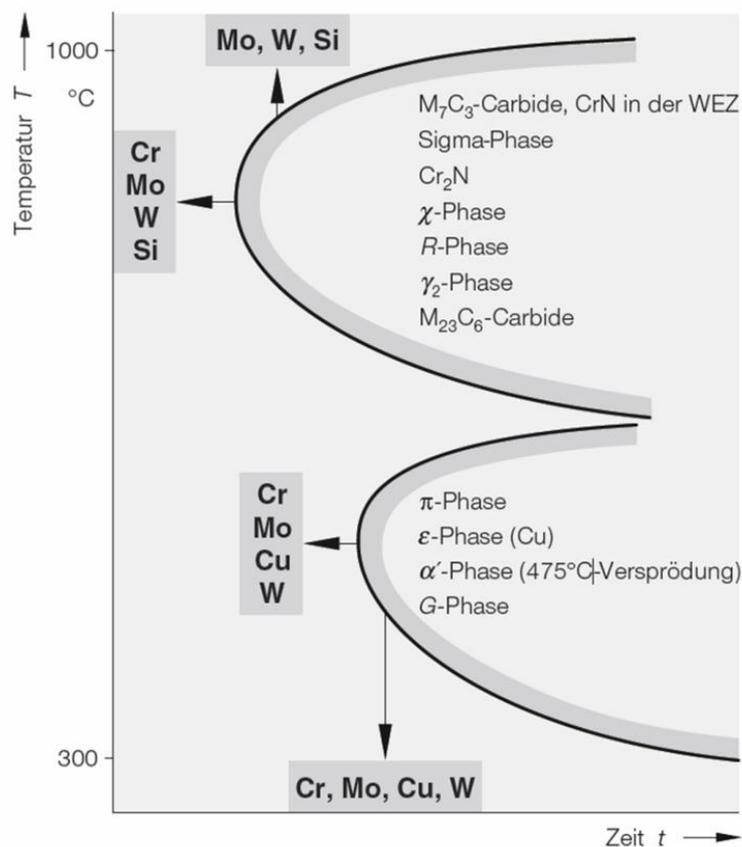


Bild 17: Allgemeines Zeit-Temperatur-Ausscheidungsschaubild der Duplex-Stähle nach J. Charles [6]

475°-Verprödung

Bei der 475°-Verprödung, im Englischen auch α' -embrittlement genannt, handelt es sich um eine spinodale Entmischung in eine chromreiche α' -Phase und eine chromarme α -Phase. Diese Entmischung wird durch die Werkstoffzusammensetzung beeinflusst. Untersuchungen zeigen, dass Nickel, Kupfer und Molybdän die Ausscheidung der chromreichen α' -Phase beschleunigen. Neben Kupfer und Nickel hat auch Molybdän einen beschleunigenden Effekt. Der Temperaturbereich für die Ausscheidung der α' -Phase in Duplex-Stählen variiert je nach Quelle vor allem im unteren Temperaturbereich leicht. Als weitgehend übereinstimmender Temperaturbereich kann aber das Intervall von 280 °C bis 550 °C gefunden werden. Hieraus ergibt sich auch die für die meisten Anwendungen gebräuchliche Temperaturbeschränkung für den Dauerbetrieb auf 250 °C [19, 20].

Die α' -Phase scheidet sich kohärent in der Fe-Matrix aus. Sie ist lichtmikroskopisch nicht nachweisbar. Es gibt allerdings die Möglichkeit, sie durch TEM-Untersuchungen aufzudecken. Makroskopisch ist sie ansonsten nur durch einen Härteanstieg oder einen Abfall der Kerbschlagzähigkeit nachzuweisen, wie Untersuchungen von Pohl, Guttman oder Schwaab beweisen [20, 21, 22]. Die 475°-Verprödung lässt sich durch eine Lösungsglühung mit anschließender Wasserabschreckung beseitigen.

Sigma-Phase (σ -Phase)

Die σ -Phase ist eine intermetallische Phase mit tetragonal-raumzentrierter Kristallstruktur. Sie bildet sich in ferritisch-austenitischen Duplex-Stählen bereits nach kürzeren Haltezeiten in einem weiten Temperaturbereich von ca. 600 °C bis 1000 °C.

Die an der Bildung der σ -Phase maßgeblich beteiligten Elemente sind Chrom, Molybdän, Silizium und Wolfram. Es können aber auch Kobalt und Nickel enthalten sein. Sie haben einen direkten Einfluss auf den Ausscheidungsverlauf, sie erweitern den Existenzbereich der σ -Phase und verschieben den Ausscheidungsbeginn hin zu früheren Zeiten [23, 24]

Das Ausscheidungsverhalten der σ -Phase wird zudem durch das Austenit-Ferrit-Verhältnis beeinflusst, und damit auch indirekt durch das Legierungselement Nickel. Durch einen erhöhten Austenitanteil im Gefüge reichern sich die α -stabilisierenden Elemente im verbleibenden Ferrit an. Da hiervon vor allem die für die σ -Phasen-Bildung wichtigen Legierungselemente Chrom, Molybdän, Silizium und Wolfram betroffen sind, führt dies zu einer beschleunigten Ausscheidung der σ -Phase. Umgekehrt führt ein höherer Ferritgehalt zu einer verminderten Anreicherung der δ -stabilisierenden Elemente und damit zu einer geringeren σ -Phasen-Ausscheidung [9, 24]. Die Legierungselemente Kohlenstoff und Stickstoff haben eine hemmende Wirkung auf die Bildung der σ -Phase, da sie in interstitiell gelöster Form vom Grundwerkstoff aufgenommen werden.

Die σ -Phase ist aufgrund ihrer versprödenden Wirkung in aller Regel ein unerwünschter Ausscheidungstyp. Bereits weniger als 1 % Ausscheidungsvolumen der intermetallischen σ -Phase führen zu einem Abfall der Kerbschlagarbeit um 50 %, verglichen zum Ausgangswert. In Fe-Cr-Ni-Mo-Legierungen beträgt ihre zwischen 600 HV_{0,1} und 1000 HV_{0,1}. Trotz des erheblichen Härteunterschieds zwischen Matrix und σ -Phase, ist sie über einen globalen Härteanstieg nicht so eindeutig nachweisbar wie über einen Kerbschlagbiegeversuch. Erst nach vergleichsweise langen Haltezeiten im σ -Phasen-Gebiet ist ein signifikanter Härteanstieg zu verzeichnen. [22] hat Untersuchungen zum Zusammenhang zwischen Temperatur, Haltezeiten und dem damit verbundenen Härteanstieg durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass erst ab Haltezeiten von mehr als einer Stunde im Temperaturbereich von ca. 850 °C ein deutlicherer Härteanstieg zu verzeichnen ist. Erst bei Glühdauern von 30 Stunden im σ -Phasen-Gebiet ist ein Härteanstieg von über 100 HV₁₀ gegenüber dem im lösungsgeglühten Zustand erkennbar.

Im Gegensatz zu den makroskopischen Nachweismethoden Kerbschlagbiegeversuch und Härteprüfung, können kleinere Anteile an σ -Phase durch Lichtmikroskopie (mit spezieller Ätzung) und Rückstreuелеktronenbildern im Rasterelektronenmikroskop nachgewiesen werden.

Karbide

Trotz des auf einige hundertstel Prozent begrenzten Kohlenstoffgehalts, kann die Bildung von Karbiden bei den gängigen Duplex-Stählen eine Rolle spielen. Der Kohlenstoff wird interstitiell im Gitter des Austenits und des Ferrits gelöst, wobei die Aufnahmefähigkeit vom Austenit für Kohlenstoff größer ist als die vom Ferrit. Bereits ab einem Kohlenstoffgehalt von 0,05 Gew.-% lässt sich die Ausscheidung von $M_{23}C_6$ -Karbiden, auch bei schneller Abkühlung, nicht mehr unterdrücken. Aus diesem Grund wird auch der Kohlenstoffgehalt nach SEW 400, SEW 410 und DIN EN 10088 in kommerziellen Güten mit niedrigem Kohlenstoffgehalt auf 0,05 Gew.-% begrenzt [24].

Ausscheidungen von hochchromhaltigen Karbiden sind vor allem aufgrund ihres Einflusses auf die Korrosionsresistenz unerwünscht. Kohlenstoff ist ein starker Austenitbildner und demzufolge auch zu großen Teilen im Austenit eingelagert. Gleiches gilt auf der anderen Seite für Chrom, das als Ferritbildner zu Großteilen im Ferrit zu finden ist. Folglich bilden die δ - γ -Phasengrenzen einen bevorzugten Ort für die Bildung der hochchromhaltigen Karbide. Erfolgt die Bildung dieser Karbide, so verarmen die umliegenden Bereiche an Chrom und werden damit anfällig für einen selektiven Korrosionsangriff entlang der δ - γ -Phasengrenzen. Diese als interkristalline Korrosion bekannte Korrosionsart setzt dann auch schon unter Bedingungen ein, in denen der Stahl eigentlich noch resistent ist.

Nitride

Die gezielte Verwendung von Stickstoff als Legierungselement in Duplexstählen hat mehrere Gründe. Zum einen bewirkt Stickstoff eine Stabilisierung des zweiphasigen Gefüges, zum anderen erhöht Stickstoff den Widerstand gegen Lochkorrosion gemäß der Wirksamkeitsformel. Nitridausscheidungen entziehen jedoch der Matrix den Stickstoff. Die Bildung von Nitridausscheidungen, die sich bevorzugt in der ferritischen Phase bilden, ist deshalb zu vermeiden. [24]

Charakteristisch für Duplexstähle sind zwei Arten von Nitriden, die sich hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheiden:

- **Cr₂N:** Bei Glühungen in einem Temperaturbereich von 700 °C bis 900 °C kann es zur Ausscheidung von Cr₂N kommen, die sich bevorzugt auf den Austenit-Ferrit-Phasengrenzen in Form feiner, plättchenförmiger Ausscheidungen bilden. Entsprechend dem allgemeinen ZTA-Verhalten von Duplex-Stählen scheiden sich im gleichen Temperatur- und Zeitbereich auch Karbide, χ -Phase und sekundärer Austenit aus.
- **CrN:** Zur Bildung der CrN-Nitride mit einer kubisch-raumzentrierten Kristallstruktur kommt es bei Temperaturen oberhalb 1000 °C. Bei dem CrN-Nitrid handelt es im Vergleich zum Cr₂N-Nitrid nicht um eine Gleichgewichtsphase. Das CrN-Nitrid bildet sich aufgrund der ab ca. 1000 °C stark ansteigenden Löslichkeit von Ferrit für Stickstoff. Wird ein Duplex-Stahl auf Temperaturen von etwa 1100 °C oder darüber erhitzt und einer raschen Abkühlung unterzogen, so kann sich ebenfalls das CrN-Nitrid bilden. Durch die schnelle Abkühlung wird die Löslichkeitsgrenze von Ferrit für Stickstoff überschritten. Es besteht keine Diffusionsmöglichkeit für den überschüssigen Stickstoff im Ferrit und es werden somit CrN innerhalb des Ferrits

gebildet. Solche Temperatur- und Abkühlverhältnisse können beispielsweise in der Wärmeeinflusszone von Schweißungen vorliegen. Ein Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit durch CrN-Nitride konnte bislang aber nicht nachgewiesen werden. [24].

Im Allgemeinen haben beide Nitridarten aber einen negativen Einfluss auf die Duktilität des Werkstoffs.

Chi-Phase (X-Phase)

Die χ -Phase ist eine intermetallische Phase, die in den ternären Systemen Fe-Cr-Mo und Fe-Ni-Mo vorkommt. Die aus 58 Atomen bestehende Einheitszelle hat eine ideale stöchiometrische Zusammensetzung von $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$. Es sind jedoch auch die Zusammensetzungen $(\text{FeNi})_{33}\text{Cr}_{21}\text{Mo}_4$, $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{18}$ oder $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{12}$ möglich. [9, 24]

Ausscheidungen von χ -Phase kann bei ferritisch-austenitischen Stählen in einem Temperaturbereich von etwa 700 °C bis 900 °C beobachtet werden. Dieses Temperaturintervall fällt mit dem zur Bildung der σ -Phase zusammen. Ausscheidungen von χ -Phase gelten als bevorzugter Ort für die Keimbildung der σ -Phase [25], insofern liegen χ - und σ -Phase oftmals beide im Gefüge vor.

Lichtmikroskopisch sind die beiden Phasen nicht voneinander zu unterscheiden. Erst bei einer Abbildung durch Rückstreuелеktronen im Rasterelektronenmikroskop ist ein Unterschied auszumachen. Die χ -Phase ist dann durch ihre stärkere Helligkeit auszumachen, da sie einen höheren Anteil an Molybdän aufweist als die σ -Phase. Die Unterschiede sind insbesondere im frühen Ausscheidungsstadium merklich.

Grundsätzlich werden intermetallische Phasen mit einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften in Verbindung gebracht. Der Einfluss der χ -Phase auf die mechanischen Eigenschaften ist umstritten. Calliari et al. [26] fanden in ihren Untersuchungen heraus, dass bereits kleinste Mengen an χ -Phase in einem 2205 Duplex-Stahl (entspricht dem 1.4462) für einen deutlichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit verantwortlich sind. Zudem geschieht dieser Abfall deutlich bevor sich Ausscheidungen der σ -Phase gebildet haben [25].

Aufgrund der Anreicherung von Molybdän in der χ -Phase und der daraus folgenden Verarmung der umliegenden Bereiche an Molybdän ist außerdem mit einer verringerten Beständigkeit gegen Lochkorrosion zu rechnen [22].

6.2.2 Versuchsdurchführung

Da die Vorwärmung von Bauteilen die Möglichkeit zur Verlängerung der $t_{12/8}$ -Zeit bietet, der Grundwerkstoff dabei aber nicht negativ beeinflusst werden darf, muss das Zeit-Temperatur-Ausscheidungsverhalten der verwendeten Werkstoffe bekannt sein. Um eine signifikante Verlängerung der $t_{12/8}$ -Zeit zu erreichen, müssen Bauteiltemperaturen jenseits von 400 °C angestrebt werden. Temperaturen in diesen Bereichen können jedoch bei Duplex-Stählen bereits nach kurzen Zeiten unerwünschte Ausscheidungen hervorrufen. Hierbei ist laut [27] die Ausscheidungskinetik in Schweißgütern sogar noch deutlich höher als in Grundwerkstoffen.

Um das Ausscheidungsverhalten des gewalzten Standard-Duplex-Stahls 1.4462 zu verifizieren und einen Vergleich zwischen Walzgefüge und EB-Schweißgut zu erhalten, wur-

den daher Auslagerungsversuche an bei Raumtemperatur konventionell EB-geschweißten Proben mit einer Dicke von 24 mm durchgeführt. Die Versuche wurden durchgeführt, um einen eventuellen Unterschied im Ausscheidungsverhalten und insbesondere in der Ausscheidungskinetik zwischen geseigertem Schweißgut und unbeeinflusstem Grundwerkstoff zu erfassen. Deshalb wurden bewusst Auslagerungszeiten im Grenzbereich zum σ -Phasenbereich gewählt, da nur so ein Vergleich möglich sein kann.

Im ZTA-Schaubild des 1.4462 (Bild 18) sind die gewählten Temperaturen und Auslagerungszeiten dargestellt. Da die intermetallische σ -Phase die kritischste Ausscheidungsform darstellt, sind die Wärmebehandlungen im und knapp vor dem Bereich der σ -Phase durchgeführt worden.

Die weiteren Auslagerungen erfolgten gemäß Bild 18 mit anschließender Wasserab-schreckung. Die anschließende Auswertung erfolgte unter Berücksichtigung der Härte-werte in Schweißgut und Grundwerkstoff, lichtmikroskopischer Untersuchungen in Verbin-dung mit einer Identifizierungsätzung nach Groesbeck und und sowie ESMA-Verteilungsbilder und rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen.

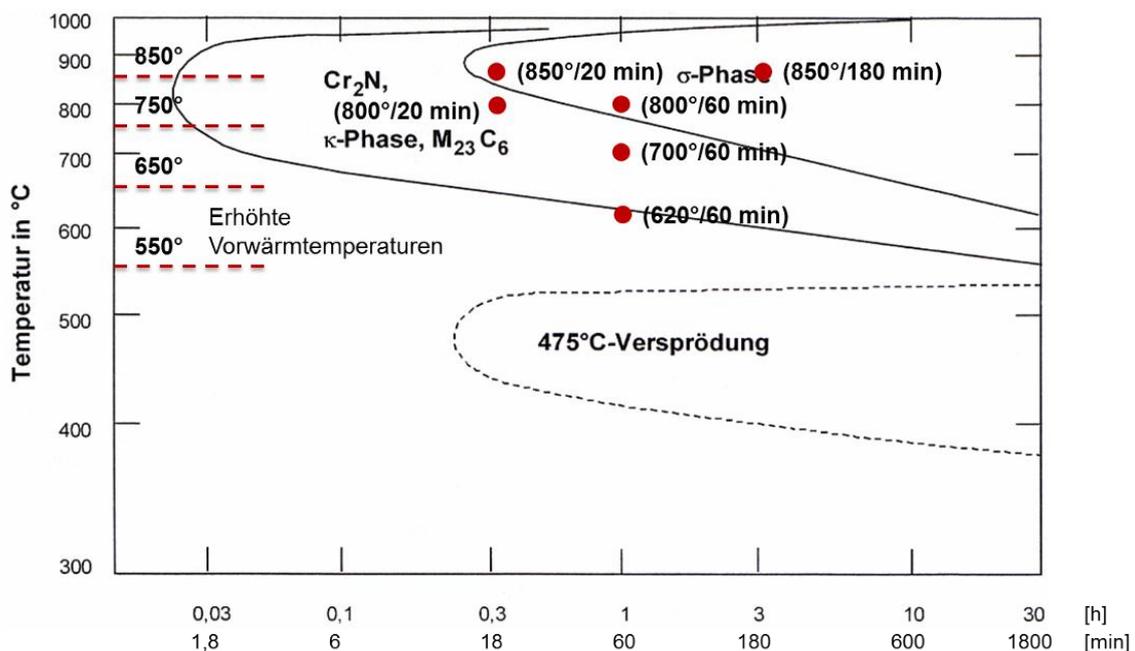


Bild 18: ZTA-Schaubild des 1.4462 [7] mit eingetragenen Versuchsbedingungen für die Wärmebehandlungen

6.2.3 Versuchsergebnisse

Phasenidentifizierung über die Werkstoffhärte

Der Nachweis einer 475°C-Versprödung über die Werkstoffhärte ist im Rahmen von Wärmebehandlungen der Duplexstähle ein häufig eingesetztes Verfahren [22]. Da dies eine recht einfache Nachweismethode ist wurden für die ausgelagerten Proben die Härte-werte im Schweißgut und im Grundwerkstoff ebenfalls ermittelt. Hierzu wurde das arithmetische Mittel aus den ermittelten Härte-werten gebildet (Tabelle 5, Tabelle 6).

Tabelle 5: Härtewerte nach Wärmebehandlung im Grundwerkstoff 1.4462

Auslagerungstemperatur [°C] / Auslagerungszeit [min]						
1060/15	850/180	850/20	800/20	800/60	700/60	620/60
Härte HV1						
240	285	248	233	244	240	229

Tabelle 6: Härtewerte nach Wärmebehandlung im Schweißgut 1.4462

Auslagerungstemperatur [°C] / Auslagerungszeit [min]						
1060/15	850/180	850/20	800/20	800/60	700/60	620/60
Härte HV1						
234	301	243	244	253	260	252

Beim Vergleich der Härtewerte zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut ist auffällig, dass die Härtewerte im Schweißgut tendenziell höhere Werte aufweisen. Die wahrscheinlichste Ursache hierfür ist, dass sich im geseigerten Schweißgut durch die Anreicherung von Chrom und Molybdän an den Dendritengrenzen vermehrt und mit höherer Ausscheidungskinetik intermetallische Phasen bilden. Zudem weist das Schweißgut einen geringeren Stickstoffgehalt auf. Da Stickstoff die Ausscheidung intermetallischer Phasen, wie bereits beschrieben, verzögert, kann das ein weiterer Auslöser für eine verfrühte Ausscheidung schädlicher Phasen sein.

Um dies nachzuweisen wurde an einer geschweißten Probe die Elementverteilungen von Chrom, Molybdän, Nickel und Eisen im Übergangsbereich Grundwerkstoff → Schmelzlinie → Schweißgut ermittelt (Bild 19). Als Ergebnis haben sich keine eindeutigen Seigerungen gezeigt. Einzig bei dem Element Molybdän kann eine leichte Anreicherung auf den Dendritengrenzen erahnt werden. Da Molybdän maßgeblich an der Bildung intermetallischer Phase beteiligt ist, kann dies ein Indikator für diese Theorie sein.

Die Ergebnisse der Härteprüfung zeigen außerdem, dass der Unterschied zwischen lösungsgeglühten Grundwerkstoff und wärmebehandeltem Material nur einige HV beträgt. Erst bei langen Haltezeiten im σ -Phasenbereich kommt es zu deutlichen Härtesteigerungen. Aus diesem Grund ist die Härteprüfung nicht geeignet, um Duplex-Stählen im Rahmen einer Prozesskontrolle beim Schweißen auf Versprödung zu prüfen. Als genauere, aber auch aufwendigere, Methode bietet sich daher die Identifizierungsätzung an.

Phasenidentifizierung durch Ätzung nach Beraha II und Groesbeck

Das sich Ausscheidungen, wie Karbide, χ - und σ -Phase, durch Ätzungen sichtbar machen lassen, wurde bereits im vorherigen Abschnitt erläutert. Folgende Vorgehensweise ist gewählt worden. Zunächst wurden die Proben für 20 s mit Groesbeck geätzt. Waren nach dieser Zeit noch keine Ausscheidungen erkennbar, wurden die Proben poliert und für 5 min geätzt. Hieraus ergab sich zunächst die Aussage, ob Ausscheidungen vorhanden sind. Anhand der Ausscheidungsform und der Ätzdauer lassen sich die Ausscheidungsarten ableiten. Beispielsweise liegen Karbide meist in globularer Form auf den δ - γ -Phasengrenzen vor und werden von Groesbeck zuerst angeätzt. Die σ -Phase hingegen liegt oftmals in einer eckigen Form vor.

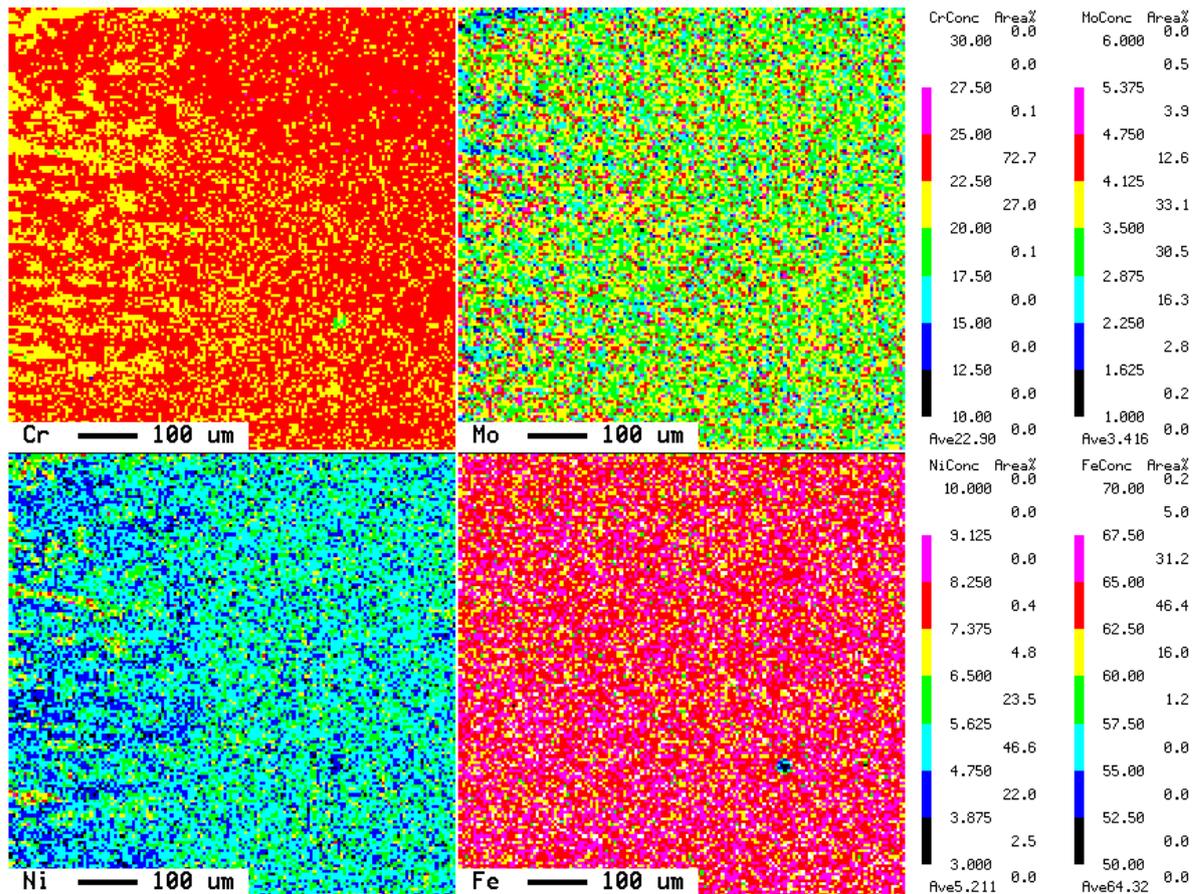


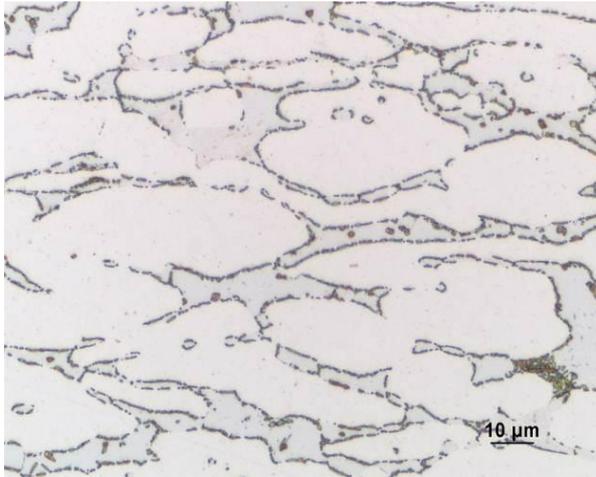
Bild 19: Elementverteilung im Übergangsbereich Grundwerkstoff (links) zu Schweißgut (rechts), Werkstoff 1.4462

Die Tabelle 7 zeigt einen Überblick über die Ergebnisse gemäß der durchgeführten Identifizierungsätzung nach Groesbeck. Es wird eine gute Übereinstimmung mit den zu erwartenden Resultaten gemäß des ZTA-Schaubildes (Bild 18) deutlich. Die Proben außerhalb jeglicher Phasengebiete zeigen auch nach fünfminütiger Ätzung keine Ausscheidungen.

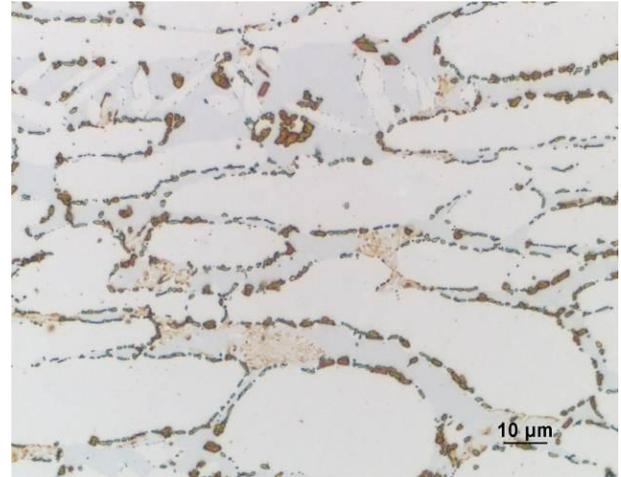
Tabelle 7: Ergebnisse nach Identifizierungsätzung nach Groesbeck

Temperatur / Haltezeit	Ätzung nach Groesbeck [Ätzdauer/Ätztemperatur]	
	20 s / 50 °C	5 min / 50 °C
1060 °C / 15 min	keine Ausscheidungen erkennbar	keine Ausscheidungen erkennbar
850 °C / 180 min	σ-Phase	X
850 °C / 20 min	Karbide, χ- und/oder σ -Phase	
800 °C / 20 min	Karbide, χ- und/oder σ -Phase	
800 °C / 60 min	Karbide, χ- und/oder σ -Phase	
700 °C / 60 min	keine Ausscheidungen erkennbar	feinste Karbide
620 °C / 60 min	keine Ausscheidungen erkennbar	keine Ausscheidungen erkennbar

Bei 850 °C beginnt die Ausscheidung der σ -Phase nach ca. 18 min. Deshalb wurden zwei Proben für eine Dauer von 20 min bei unterschiedlichen Temperaturen ausgelagert. Die Ausscheidungskinetik der σ -Phase ist nach [28] bei 850 °C am größten. Dies bestätigen die eigenen Versuche (vgl. Bild 20). Beim Vergleich der linken und rechten Gefügeaufnahmen ist eindeutig der weiter fortgeschrittene Ausscheidungsprozess anhand der Größe der vorhandenen Ausscheidungen erkennbar. Zudem unterscheiden sich die Ausscheidungen in ihrer Morphologie, was laut [24] und [28] auf die Auslagerungstemperatur zurückzuführen ist. Bei geringeren Temperaturen entsteht laut [24] eine netzartige Struktur, während bei höheren Temperaturen größere σ -Phasenpartikel mit geringer Vernetzung zu finden sind.



Ausscheidungen auf den Austenit-Ferrit-Korngrenzen (800°C/20min)



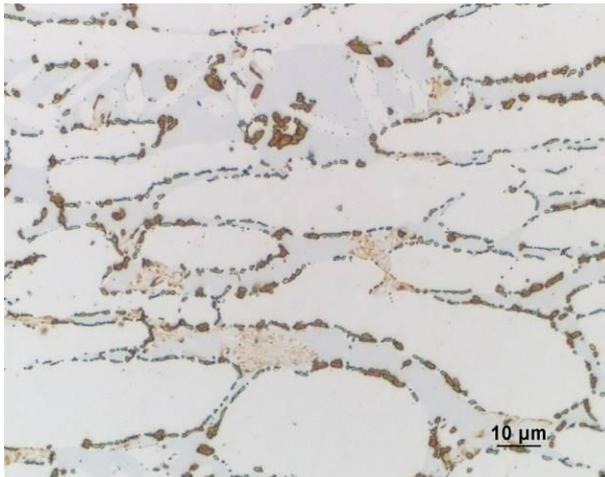
Fortgeschrittener Ausscheidungsverlauf (850°C/20min)

Bild 20: Einfluss der Glüh­temperatur bei konstanter Haltezeit auf das Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (Ätzung: Groesbeck / 20 s)

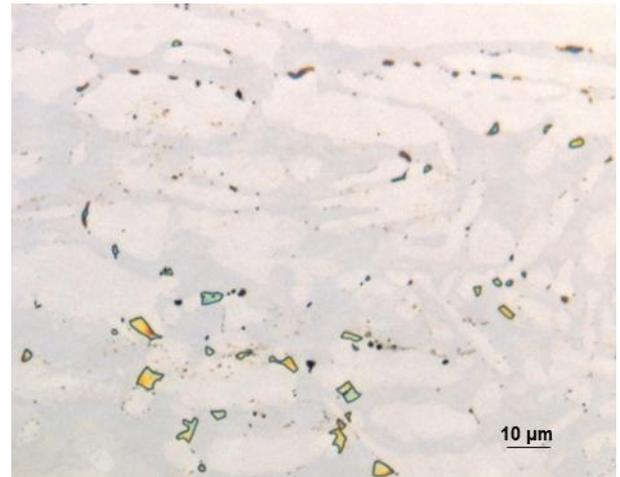
Ein extremeres Bild ist nach dreistündigem Glühen im σ -Phasenbereich feststellbar. Die Ausscheidungen liegen nicht mehr vernetzt auf den Korngrenzen vor, sondern haben größere Cluster mit 5 bis 15 μm Größe gebildet (Bild 21). Durch die Ätzung mit Groesbeck werden der Ferrit und der Austenit praktisch nicht angegriffen.

Um den in Abschnitt 6.2.1 bereits angesprochenen fortschreitenden eutektoiden Zerfall des δ -Ferrit in σ -Phase und Austenit zu erkennen, ist die Identifizierungsätzung nach Beraha II besser geeignet. Für den gewalzten Grundwerkstoff 1.4462 zeigt sich eindeutig der Zerfall der Ferritzeilen (Bild 22, links). Die σ -Phase ist zum Teil mit Austenitinseln umgeben, die sich durch eutektoiden Zerfall innerhalb der ehemaligen Ferritzeilen gebildet haben. Der noch verbliebene δ -Ferrit wird dunkel dargestellt bzw. wurde durch die Ätzung aufgelöst. Der verstärkte Ätzangriff ist vermutlich auf den nach der Auslagerung deutlich reduzierten Molybdän­gehalt im restlichen Ferrit zurückzuführen.

Neben der Betrachtung des Grundwerkstoffes erfolgt auch die Betrachtung der Schweißnähte der wärmebehandelten Proben. Es können bei keiner Probe signifikante Unterschiede in Bezug auf Ausscheidungsform und -gehalt zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff festgestellt werden. Bild 22, rechts zeigt exemplarisch das Schweißgut der 3 h lang im σ -Phasen­gebiet ausgelagerten Probe. Es ist erkennbar, dass sich große Teile des Ferrits in ternären Austenit umgewandelt haben. Die Größe der Ausscheidungen ist vergleichbar mit denen der im Grundwerkstoff vorzufindenden.

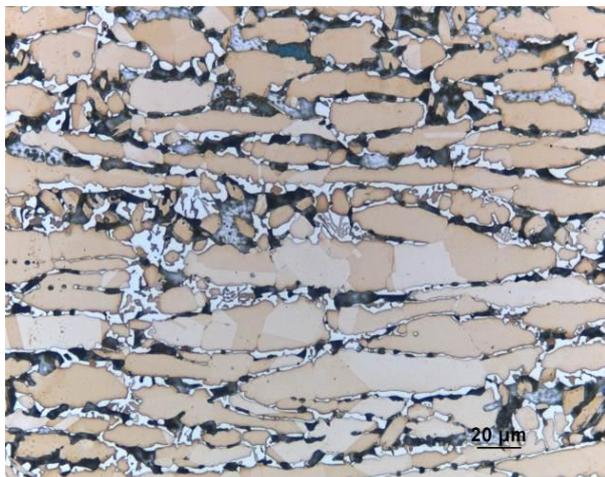


Fortgeschrittener Ausscheidungsverlauf
(850°C/20min)

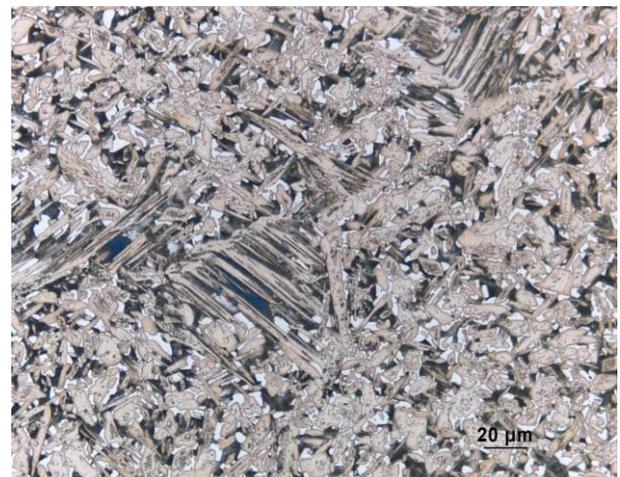


Bildung großer Ausscheidungen nach
dreistündigem Glühen im σ -Bereich
(850°C/180min)

Bild 21: Einfluss der Haltezeit bei konstanter Glüh­temperatur auf das Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (Ätzung: Groesbeck / 20 s)
(Ätzung: Groesbeck / 20 s)



Eutektoider Zerfall des δ -Ferrit in σ -Phase
und ternären Austenit (850°C/180min)



Schweißgutaufnahme mit σ -Phasen-
Ausscheidungen (850°C/180min)

Bild 22: Ausscheidungsverhalten des gewalzten Duplexstahls 1.4462 (links) und des EB-Schweißgutes (rechts) nach gleicher Wärmebehandlung (Ätzung: Beraha II / 0,5 g Kaliumdisulfit)

Der Nachweis durch Identifizierungsätzungen ist in der Praxis ausreichend, da intermetallische Ausscheidungen generell in geringsten Mengen schädlich sind, und es keine Rolle spielt, welche intermetallische Phase vorliegt. Es ist jedoch möglich, die intermetallische χ -Phase von der σ -Phase zu unterscheiden. Nach Untersuchungen von [29, 26, 24] ist dies durch die Betrachtung von Rückstreuungsbildern im Rasterelektronenmikroskop möglich.

Unterscheidung der intermetallischen Phasen durch Rückstreuelektronenabbildungen

Durch die Abbildung mittels Rückstreuelektronen wird ein Kontrast zwischen den Phasen erzeugt, da Anreicherungen von schweren Elementen heller erscheinen. Aus diesem Grund entsteht in der Regel eine Abstufung der Helligkeiten in der Reihenfolge von hell zu dunkel: χ -Phase \rightarrow σ -Phase \rightarrow Austenit \rightarrow Ferrit.

Das entscheidende Element in diesem Zusammenhang stellt Molybdän dar. Je nach Quelle und Werkstoff ergeben sich unterschiedliche Molybdängehalte für χ - und σ -Phase. Während nach [26] ein Molybdängehalt von 11 % bis 14 % für die χ -Phase zu erwarten ist, gibt [24] 12 % bis 22 % an. Für die σ -Phase ist laut [26] ein Molybdängehalt von 7 bis 9 % zu erwarten. [24] gibt hierfür 0 bis 7 Gew.-% an. Zudem zeichnet sich die σ -Phase durch einen höheren Chrom- aber niedrigeren Nickelgehalt aus.

Für die hier vorgestellten Ergebnisse werden die bei 850 °C für 20 respektive 180 min ausgelagerten Proben untersucht. Für die χ -Phase können Molybdängehalte von 9,86 bis 14,94 Gew.-% festgestellt werden. Bei Ausscheidungen der σ -Phase wird ein Molybdängehalt von 6,16 bis 7,98 Gew.-% verzeichnet.

Im Gefüge der für 20 min bei 850 °C ausgelagerten Probe können Anteile von χ - und σ -Phase an unterschiedlichen Stellen nachgewiesen werden. Die Ausscheidungen weisen eine Größe von 1 bis 10 μm auf. Die Rückstreuelektronenbilder zeigt das Bild 23.

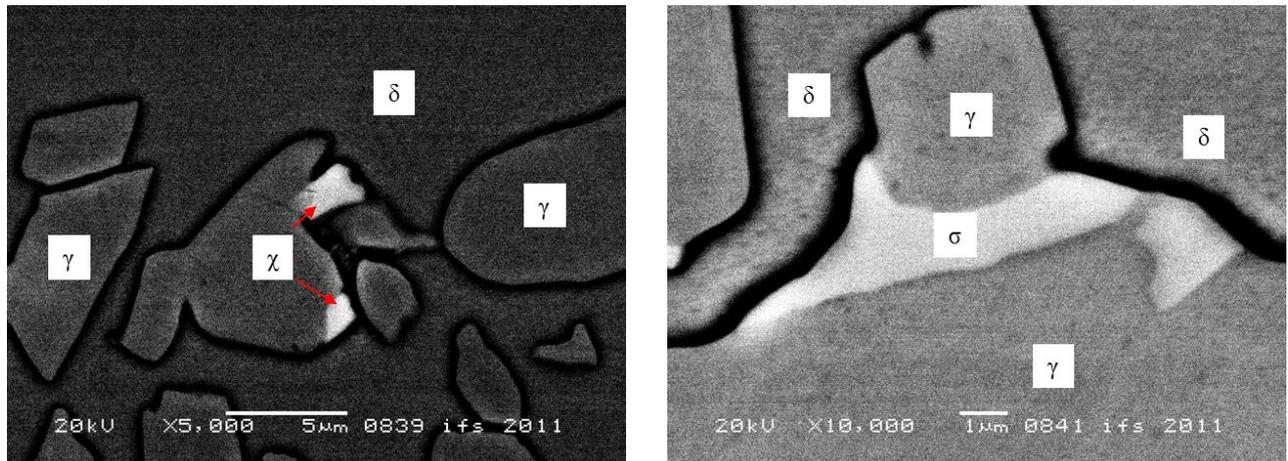


Bild 23: χ - und σ -Phasen-Ausscheidungen nach 20 min bei 850°C

Der Ferrit weist nach dieser vergleichsweise kurzen Auslagerungszeit noch einen relativ hohen Molybdän-Gehalt von ca. 7 Gew.-% auf. Aufgrund dessen ist wahrscheinlich der Kontrastunterschied zum Austenit nicht so ausgeprägt wie in Bild 24. Der Effekt des Höhenunterschiedes zwischen Austenit und Ferrit ist auf vorab durchgeführte Ätzung zurückzuführen. Durch längere Auslagerung bei gleicher Temperatur erfolgt ein ausgeprägteres Phasenwachstum. Die Ausscheidungen weisen eine Größe von 5 bis 20 μm auf. Der Ferrit hat nach dieser Auslagerung nur noch einen Molybdängehalt von etwa 2 Gew.-%, da sich das Molybdän vermehrt in den intermetallischen Phasen anreichert. Die Detailaufnahme im Bild 24 zeigt das Wachstum der σ -Phase aus χ -Phase bzw. die Umwandlung der χ -Phase in die σ -Phase. Dies bestätigt die Annahme, dass die χ -Phase einen bevorzugten Keimbildungsort für die σ -Phase darstellt

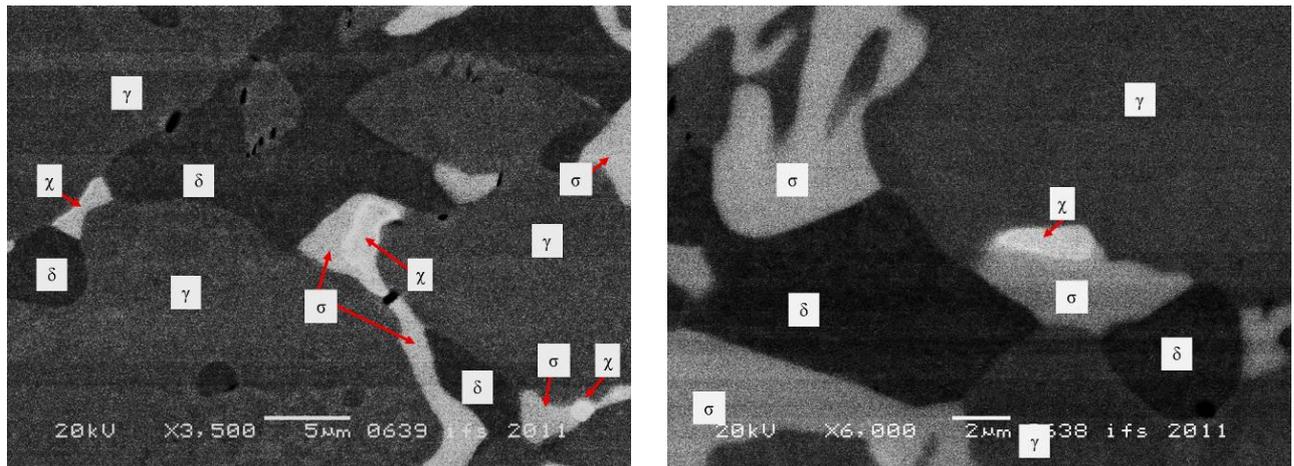


Bild 24: χ - und σ -Phasen-Ausscheidung nach 180 min bei 850°C, links: Übersicht, rechts: Detailaufnahme

Zusammenfassung

- Es hat sich herausgestellt, dass bei Auslagerung des vorliegenden gewalzten Werkstoffes 1.4462 bei 620 °C für 60 min keine Ausscheidungen vorliegen.
- Auch bei einer 60minütigen Auslagerung bei 700 °C können nur minimale Ausscheidungen auf den Korngrenzen im Grundwerkstoff beobachtet werden.
- Aus diesem Zusammenhang heraus kann somit für den gewalzten Duplexstahl 1.4462 ein Versuchsprogramm mit erhöhten Vorwärmtemperaturen aufgestellt werden, das die Bildung intermetallsicher Phasen berücksichtigt.

6.3 Grundlagenuntersuchungen zur Ermittlung der optimalen $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten

6.3.1 Versuchsdurchführung

Zur Entwicklung einer passenden Mehrbadtechnik zum Schweißen von Duplex-Stählen ohne Schweißzusatz war es einerseits notwendig die Abkühlbedingungen zur Einstellung eines vernünftigen Austenit/Ferrit-Verhältnis im Schweißgut zu ermitteln. Zum anderen musste untersucht werden, wie die entsprechenden Abkühlbedingungen des Schweißgutes beim EB-Schweißen überhaupt gewährleistet werden können.

In den ersten Versuchen wurde eine Variation der Vorwärmung mittels Kontaktheizung vorgenommen, die jedoch nicht gewünschten Effekte erbrachte. Aus diesem Grund erfolgte in den weiteren Versuchen eine Variation der Vorwärmung über die Prozesswärme. Dazu sind zwei Strategien verfolgt worden:

1. Vorwärmung durch mehrmaliges Umschmelzen

Eine Möglichkeit zur Einstellung hoher $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten bietet die EB-Mehrbadtechnik. Die Anwendung dieser Technik ermöglicht es, mehrere Schmelzbäder gleichzeitig zu erzeugen und dadurch die Abkühlbedingungen des Duplex-Schweißgutes positiv zu beeinflussen. Die Größe, die Position und der Anzahl der einzelnen Schmelzbäder kann hierbei in einem relativ breiten Bereich programmiert werden. Um eine passende Mehrbadtechnik entwickeln zu können, musste zuerst eine Korrelation zwischen der $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten, dem

Ferrit-Gehalt, den mechanisch-technologischen Gütekenwerten und den Lochkorrosionsbeständigkeiten ermittelt werden.

Problematisch beim EB-Schweißen der Duplex-Stähle ist die Effusion des Stickstoffes durch das Vakuum. Es ist bekannt, dass für die Stickstofflöslichkeit im Metall die Temperatur, der Stickstoffpartialdruck und die Legierungszusammensetzung von entscheidender Bedeutung sind. Der Stickstoffübergang an der Phasengrenzfläche Metall/Gas läuft über den Umsatz $[N_2] \rightarrow 2 [N]$ ab. Nach Untersuchungen von Sieverts ist die Löslichkeit bei konstanter Temperatur proportional der Quadratwurzel aus seinem Partialdruck. Das bedeutet, dass mit sinkendem Partialdruck in der Umgebung die Stickstofflöslichkeit stark abnimmt und die Stickeffusion gefördert wird. Für die Nutzung der EB-Mehrbadtechnik bedeutet dies, dass durch die Zunahme der Schmelzbäder bzw. der Schmelzbadfläche eine starke Stickstoffeffusion auftritt, so dass sich trotz längerer Abkühlzeiten unzulässig hohe Ferrit-Gehalt einstellen.

Um dies zielgerichtet zu untersuchen, erfolgte ein mehrmaliges Überschweißen des Versuchsmaterials mit dem EB-Strahl in Kombination mit einer Vorwärmung durch die Prozesswärme (Bild 25). Diese Untersuchungen wurden an der „alten“ Elektronenstrahlanlage des ifs der TU Braunschweig mit einem Strahlerzeuger vom Typ Steigerwald EBOGEN G150KS realisiert. Die Prozessparameter dieser Schweißungen sind dem Anhang 3 zu entnehmen. Alle Proben wurden vor Beginn des EB-Schweißens durch hochfrequentes Pendeln des Elektronenstrahles mit geringer Leistung in Querrichtung und Hin- und Herfahren der Probe in Längsrichtung auf ca. 400 °C vorgewärmt, um die resultierende $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten zu verlängern. Zum Schutz wurden die Thermoelemente durch ein Abdeckblech vor der direkten Strahleinwirkung geschützt. Der Versuchsaufbau und Prozessparameter zur Vorwärmung der Proben sind dem Anhang 1 zu entnehmen. Im Rahmen dieser Versuchsreihe wurde insgesamt 6 Schweißproben mit unterschiedlicher Anzahl der Überschweißungen (max. 6) erzeugt. Für die mehrmaligen Überschweißungen wurde die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von der letzten Überschweißung bestimmt (Bild 25, rechts).

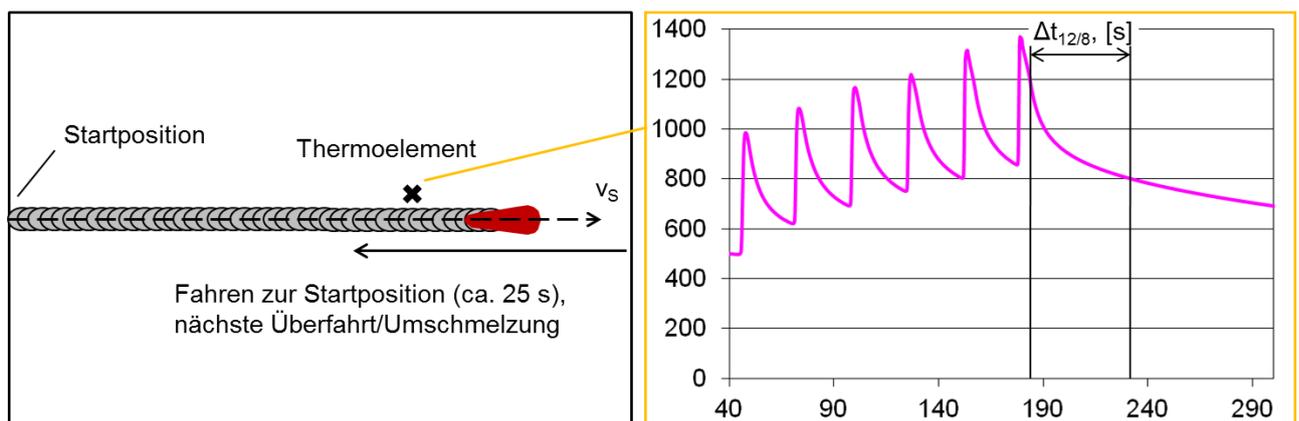


Bild 25: EB-Schweißen mit mehrmaligem Umschmelzen des Schweißgutgefüges

2. Vorwärmung mit elektronenoptischem Bild (ELO-Bild)

Die Untersuchungen zur Vorwärmung mit dem ELO-Bild erfolgten an der EB-Schweißanlage der Fa. pro beam (Typ S20-6). Dieses ELO-Bild ist mit einem rechteckigen Thermofeld vergleichbar. Versuchsaufbau und Prozessparameter zur Vorwärmung der Proben sind dem Anhang 2 zu entnehmen. Bei den Versuchen sind möglichst hohe Vorwärmtemperaturen zwischen 450 und 850 °C angestrebt worden, um ausreichend lange

$t_{12/8}$ -Abkühlzeiten einzustellen. Bedingt durch diese sehr hohen Temperaturen, mussten die Proben von der Spannvorrichtung isoliert werden, um eine zu starke Wärmeableitung über die Spannbacken zu vermeiden und dadurch die Vorwärmezeit zu reduzieren.

Die verwendeten Vorwärmtemperaturen und genutzten Prozessparameter enthält der Anhang 4. Zur Ermittlung des Einflusses der Legierungszusammensetzung und des Halbzeugzustandes (gewalzt/gegossen) erfolgten diese Untersuchungen an den drei Duplex-Legierungen 1.4462, 1.4362 und 1.4392. Während der Blindnahtschweißungen wurden die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten bestimmt, und anschließend der Ferritgehalt an den entnommenen Querschliffen bildanalytisch gemessen. Die Bestimmung der Kerbschlagbiegearbeit und der Korrosionsbeständigkeit erfolgte nach der Absprache mit dem PA nur für die Nähte, die hinsichtlich des eingestellten A/F-Verhältnis als „gut“ beurteilt werden können. Da ein ausgewogenes A/F-Verhältnis die wichtigste Voraussetzung zur Einstellung guter Eigenschaften des Duplex-Schweißgutes ist, wurde nach der Absprache mit dem PA entschieden, die Schweißnähte mit hohem Ferrit-Gehalt nicht weiter zu untersuchen, um den experimentellen Aufwand zu reduzieren.

6.3.2 Metallkundlich-technologische Ergebnisse

6.3.2.1 Vorwärmung durch mehrmaliges Umschmelzen

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass sich die Abkühlzeiten durch das mehrmalige Umschmelzen gegenüber der Schweißung mit einer Überfahrt deutlich erhöhen. Die ermittelten $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten lagen in Abhängigkeit der Anzahl der Überfahrten (2-6) in einem Bereich zwischen ca. ca. 7 und 50 s (Tabelle 8).

Tabelle 8: Einfluss von Anzahl der Überschweißungen auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit

Bez.	GW	Charge	Vorwärmung [°C]	Anzahl der Über- fahrten	$t_{12/8}$ [s]
EB-1	1.4462	91391	395	1	4,5
EB-2	1.4462	91391	340	2	7,4
EB-3	1.4462	91391	435	3	17,7
EB-4	1.4462	91391	370	4	30,3
EB-5	1.4462	91391	370	5	46,6
EB-6	1.4462	91391	370	6	48,7

Die Geometrie der erzeugten Schweißnähte sowie exemplarische Bilder der Mikrostruktur des Schweißgutes zeigt das Bild 26. Da im Rahmen dieser Versuchsreihe ausschließlich die optimalen Abkühlbedingungen bei mehrmaliger Umschmelzung des Schweißgutgefüges untersucht werden sollten, wurde keine Parameteroptimierung zur Erzeugung von Nähten mit optimaler Geometrie vorgenommen. Die Schweißparameter wurden so ausgewählt, dass nach dem Schweißen Blindnähte mit voller Durchschweißung bzw. möglichst großer Einschweißtiefe entstehen, um eine günstige zweidimensionale Wärmeableitung zu erreichen.

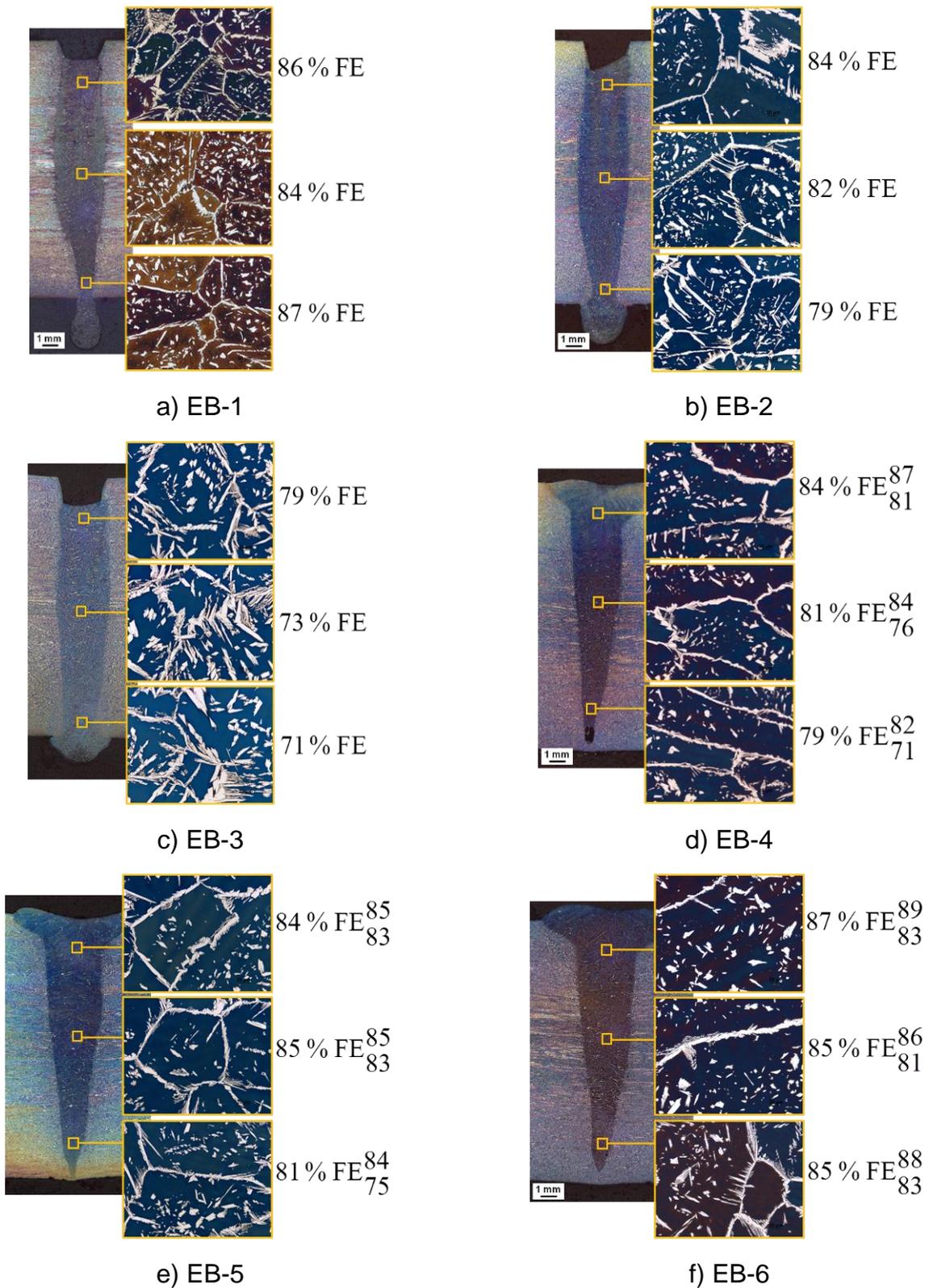


Bild 26: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlicher Anzahl der Überfahrten geschweißten Proben

Die in den Schweißgütern ermittelten Ferrit-Gehalte lagen bei einer Überfahrt bei 84 bis 87 % und bei 2 Überfahrten bei 79 bis 84 % (Bild 26a und b). Das beste Ergebnis der Versuchsreihe im Hinblick auf das Austenit-Ferritverhältnis ergab die EB-Schweißung EB-3 (Bild 26c), die mit drei Überfahrten erzeugt wurde. Bei einer $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von 17,7 s

liegt im Schweißgut der niedrigste Ferrit-Gehalt von 71 bis 79 % vor. Die Mikrostruktur dieser Schweißung ist durch eine gleichmäßige Ausscheidung des Austenits in teilweiser Widmanstätten-Struktur charakterisiert. Die mit 4 bis 6 Überfahrten erzeugten Schweißnähte zeigten trotz deutlich erhöhter $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten wieder einen Anstieg der Ferritanteile auf über 80 %. Dieser Effekt lässt sich durch die gemessenen Stickstoffgehalte im Schweißgut erklären.

Das Bild 27 stellt die Ergebnisse der Messungen von Abkühlzeiten, Ferrit- und Stickstoffgehalten der erzeugten Blindnähte gegenüber. Festzustellen ist, dass die erzeugten Schweißgüter eine deutliche Verringerung des Stickstoffs mit steigender Anzahl an Überschweißungen aufweisen. Bei 6 Überschweißungen lagen nur noch 0,06 % Stickstoff im Schweißgut vor, was einer 3fachen Stickstoffreduzierung im Vergleich zum Grundwerkstoff entspricht. Dies erklärt die trotz langsamerer Abkühlung erhöhten Ferritanteile der Schweißungen mit 4 bis 6 Überfahrten.

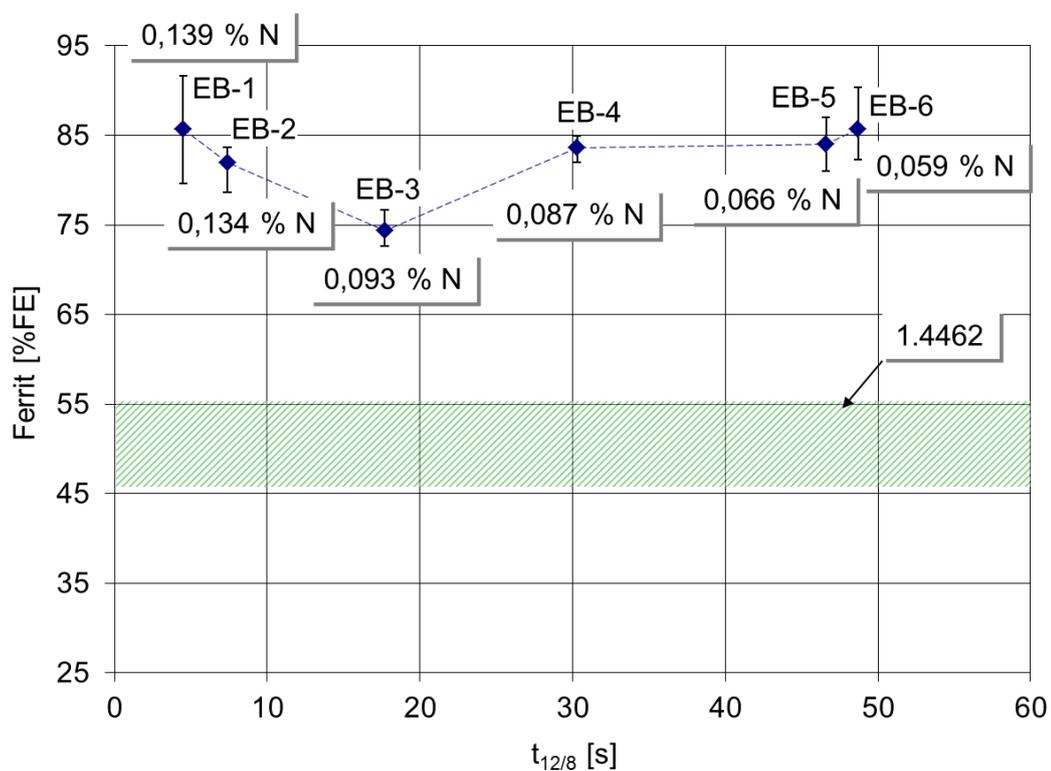


Bild 27: Gegenüberstellung der Ferritanteile in Relation zum Stickstoffgehalt und der $\Delta t_{12/8}$ -Zeit

Für die Schweißungen EB 1 und EB-3 erfolgte im Weiteren die Ermittlung der Kerbschlagbiegearbeit bei -40 °C . Demgegenüber gestellt sind die Werte des Grundwerkstoffes und einer E-Handschiweißung, die bei einem der PA-Mitglieder mit den in Tabelle 9 aufgeführten Schweißparametern gefertigt worden ist.

Tabelle 9: Schweißparameter der Referenzschweißung für die Bestimmung der Kerbschlagarbeit

Bez.	GW	ZW	t [mm]	Vorwärmung [°C]	U [V]	I [A]	v [m/min]	t _{12/8} [s]	Bemerkung
E-Hand	1.4462	E 22 9 3 N L R 32	17	100-120	-	160-210	-	-	8 Lagen

Wie im Bild 28 zu sehen ist, erzielte die Schweißung EB-1 - bedingt durch den hohen Ferritanteil - erwartungsgemäß die niedrigsten Kerbschlagwerte. Die EB-3- und die E-Hand-Schweißung mit der Stabelektrode E 22 9 3 N L R 32 erreichten beide mit ca. 40 J vergleichbare Werte. Hierbei handelt es sich um ein akzeptables Ergebnis, da dieser Wert für eine Vielzahl von Anwendungen ausreichend ist. Beispielsweise entspricht dieser Wert auch der im VdTÜV-Werkstoffblatt 418 geforderten Kerbschlagarbeit für den 1.4462 von 40 J bei einer Prüftemperatur von -40 °C.

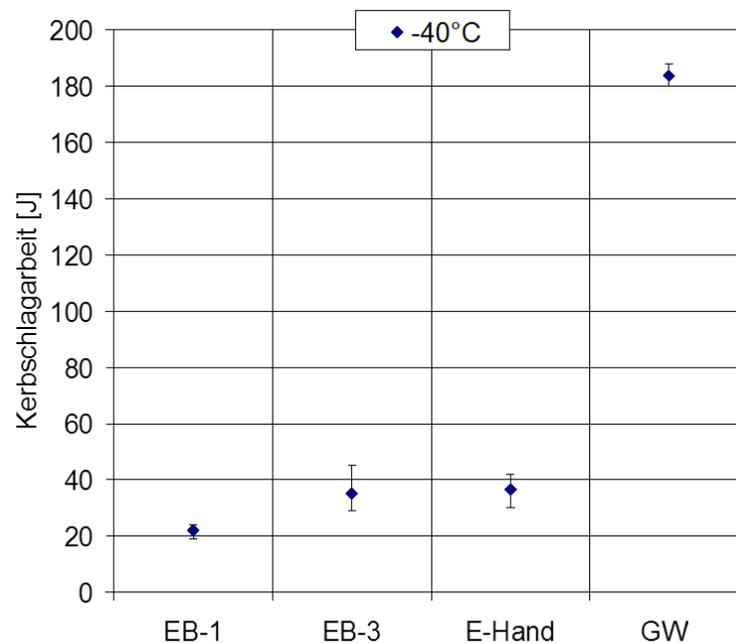


Bild 28: Kerbschlagarbeiten der Schweißungen sowie des Grundwerkstoffes bei -40 °C (Charge 91931)

Bei der mittels ECR durchgeführten Lochkorrosionsprüfung an ausgewählten Proben (EB-1, EB-3 und EB-6) wurde ermittelt, dass die Lochkorrosion bei allen drei Schweißproben im Bereich des Schweißgutes startet (Bild 29). Die Tabelle 10 stellt die Ergebnisse der CPT-Bestimmung am Grundwerkstoff und an den EB-geschweißten Proben mit 1, 3 und 6 Überschweißungen (EB-1, EB-3, EB-6) gegenüber. Der Grundwerkstoff weist erwartungsgemäß eine höhere CPT als die Schweißnähte auf. Dies ist auf den Einfluss des A/F-Verhältnisses, der Gefügestruktur (Walzstruktur, dendritische Schweißgutstruktur) und auf die Verringerung der Stickstoffgehalte zurückzuführen. Der Einfluss des Elements Stickstoff ist dabei eher untergeordnet, da die CPT innerhalb der Schweißungen (gleiche Gefügestruktur) trotz starker Stickstoffreduzierung nur geringfügig abnimmt. Dies spiegelt auch die Formel zur Berechnung der CPT wider. Zwar ist der Faktor bei Stickstoff sehr hoch, die Absolutwerte von Stickstoff sind im Vergleich zu Chrom oder Molybdän jedoch gering.

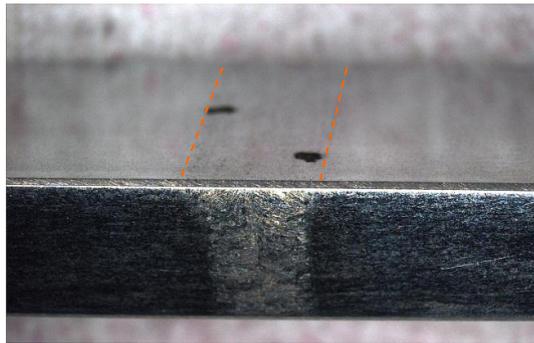


Bild 29: Stereomikroskopische Aufnahme einer ECR-Probe mit Lochkorrosion im Schweißgut

Tabelle 10: Ergebnisse der Korrosionsuntersuchungen am Duplexstahl 1.4462 (Charge 91391) in Abhängigkeit der Schweißparameter und des Stickstoffgehalts

Prüfgrößen	GW	EB-1	EB-3	EB-6
N-Gehalt [%]	0,182	0,139	0,093	0,059
Ferrit-Gehalt [%]	35	86	70	83
CPT_{theor}^* [°C]	45,2	43,7	42,3	41,2
CPT_{exper} [°C]	50,5	44,6	43,2	41,4
Angriffsort	GW	SG	SG	SG

- CPT_{theor} [°C] = $2,5 \times \%Cr + 7,6 \times \%Mo + 31,9 \times \%N - 41$
- CPT_{exper} als Mittelwert aus drei Messungen, bestimmt in 10 %ige FeCl₃-Lösung

Im Rahmen dieser Versuchsreihe zum Vorwärmen durch mehrmaliges Umschmelzen wurden folgende wichtige Erkenntnisse für die weitere Entwicklung der EB-Mehrbadtechniken gewonnen:

- Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit kann durch das mehrmalige Überfahren der Schweißnähte mit dem Elektronenstrahl deutlich erhöht werden.
- Eine steigende Anzahl an Überschweißungen verursacht aber eine signifikante Entstickung des Schweißgutes.
- Mit 4 Überschweißungen und mehr findet eine zu starke Stickstoffeffusion statt, sodass trotz verlängerter $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten ein hoher Ferritgehalt im Schweißgut vorliegt.
- Eine ausreichende Kerbschlagbiegearbeit und Korrosionsbeständigkeit lassen sich mit 70 % Ferrit und 0,093 % Stickstoff bei den drei Überschweißungen und einer Vorwärmung auf 400 °C erreichen.

6.3.2.2 Einfluss der Vorwärmung mit ELO-Bild

Standard-Duplexstahl 1.4462, gewalzt

Im ersten Schritt wurde die Standard-Duplex-Knetlegierung 1.4462 mit einer Blechdicke von 24 mm untersucht. Der Grundwerkstoff weist im Ausgangszustand ein ausgewogenes

A/F-Verhältnis von 52 % Austenit zu 48 % Ferrit auf. Die Kerbschlagarbeit beträgt bei Raumtemperatur laut Prüfzeugnis 305 J. In den Vorversuchen zum Projekt wurden bei den EB-Schweißungen bei Raumtemperatur eine $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von 3,2 s und bei 400 °C Vorwärmung eine $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von 4,5 s ermittelt. Ausgehend von diesen Werten und den damit verbundenen stark erhöhten Ferritgehalten in den Schweißungen, sind die Vorwärmtemperaturen in dieser Versuchsreihe auf bis zu 850 °C erhöht worden.

Diese deutliche Erhöhung der Vorwärmtemperatur führt zu einer signifikanten Verlängerung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit, da die Temperaturdifferenz zwischen erstarrendem Schweißgut und Grundmaterial verkleinert wird (vgl. Bild 30).

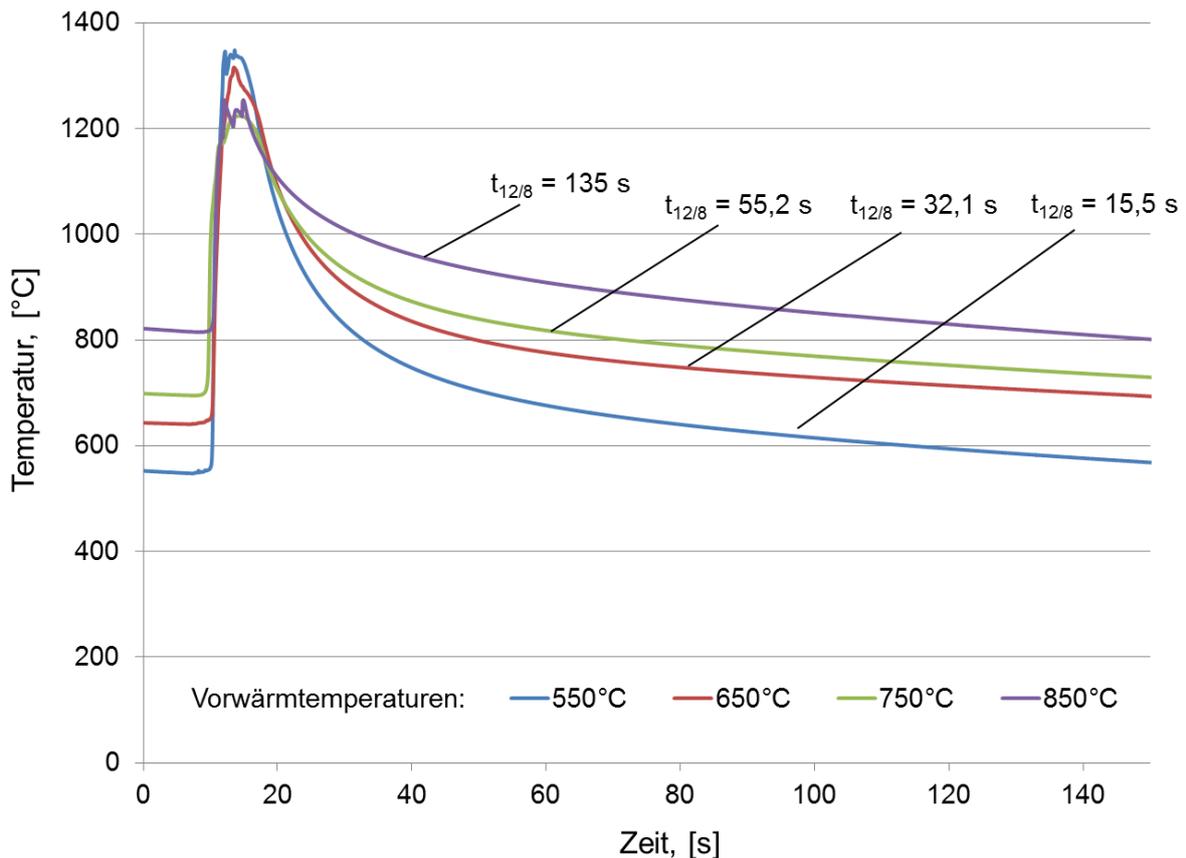
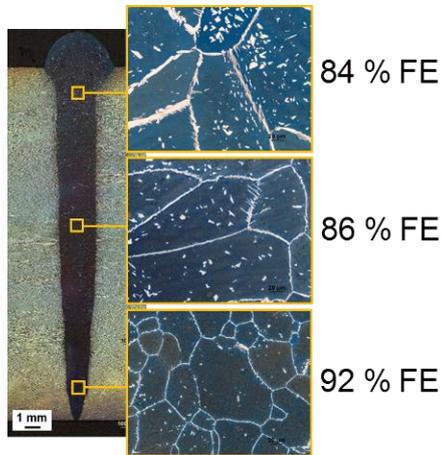


Bild 30: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4462)

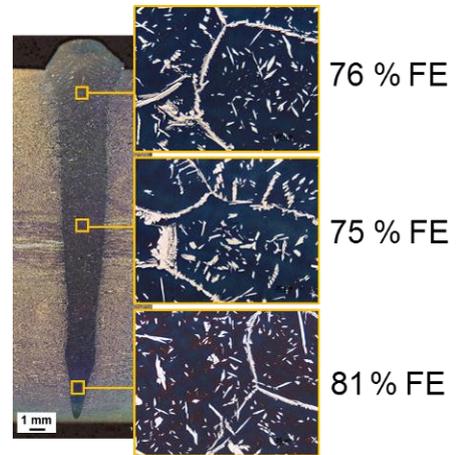
Aus den Resultaten ergibt sich ein zunächst linearer Zusammenhang von Vorwärmtemperatur und $t_{12/8}$ -Abkühlzeit für Vorwärmtemperaturen bis etwa 400 °C. Anschließend erfolgt ein exponentieller Anstieg. Die Breite des erzeugten Schweißgutes nimmt bei der Vorwärmung auf 550 °C und höher deutlich zu. Der mögliche Grund dafür ist der kleinere Temperaturunterschied zwischen dem Metall des Schweißgutes und dem Grundwerkstoff und die dadurch bedingte langsamere Wärmeableitung.

Der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf das A/F-Verhältnis wird im Folgenden betrachtet. Analog zu den Untersuchungen mit dem mehrfachen Überfahren, lag das Hauptaugenmerk bei diesen Versuchen nicht vorrangig auf der Schweißnahtgeometrie, da diese keinen Einfluss auf die grundsätzlichen metallurgischen Vorgänge hat, sondern auf den metallurgischen und mechanisch-technologischen Eigenschaften der erzeugten Schweißungen.

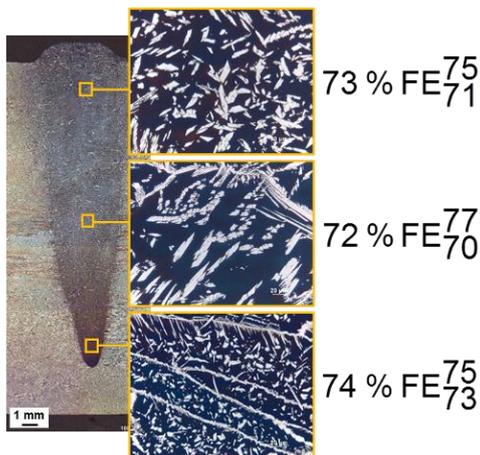
In Bild 31 werden die Ergebnisse der bildanalytischen Ferrit-Messung in Form von Einzelergebnissen der Schweißungen dargestellt. Die Bilder geben die Austenit- und Ferritgehalte als arithmetisches Mittel von jeweils 5 Einzelmessungen sowie je ein Bild des Gefüges wider.



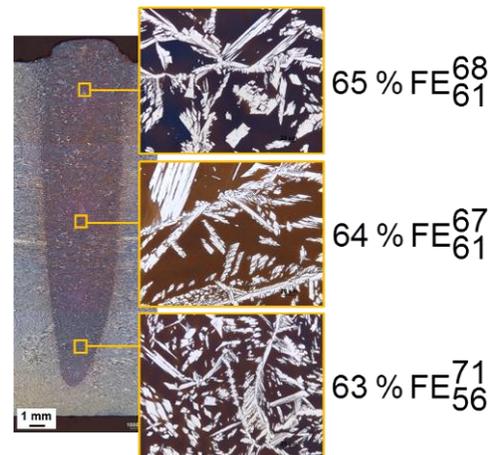
a) Vorwärmtemperatur: RT



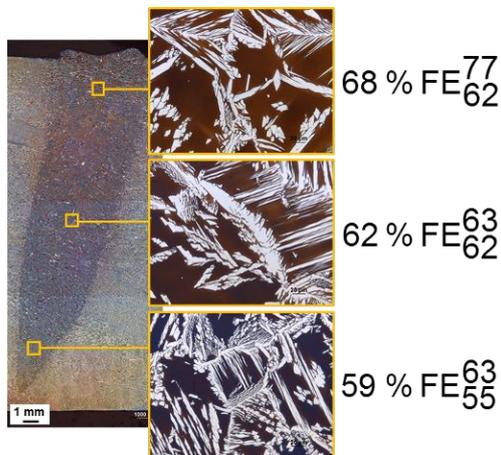
b) Vorwärmtemperatur: 400 °C



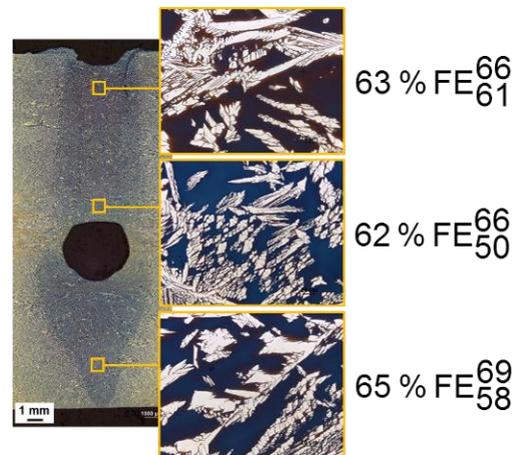
c) Vorwärmtemperatur: 550 °C



d) Vorwärmtemperatur: 650 °C



e) Vorwärmtemperatur: 750 °C



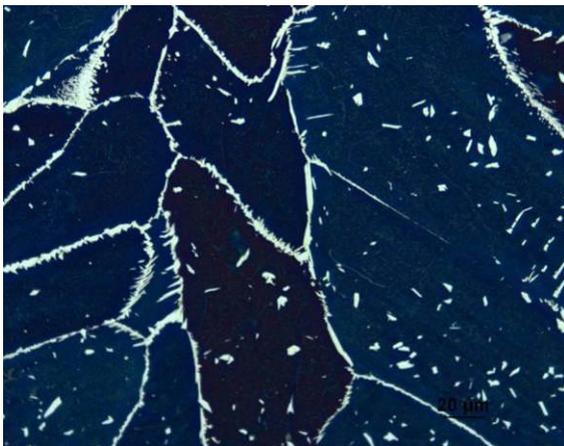
f) Vorwärmtemperatur: 850 °C

Bild 31: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4462)

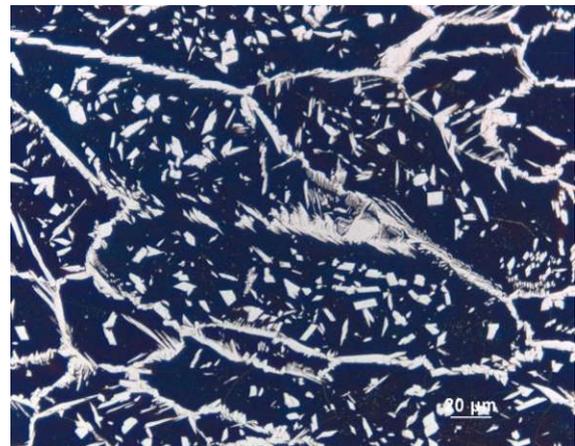
Den höchsten Ferrit-Gehalt von ca. 87 % hat erwartungsgemäß die ohne Vorwärmung geschweißte Probe. Kleine Menge des Austenits befindet sich vorwiegend auf die Korngrenzen (Bild 31a). Durch die 400 °C-Vorwärmung kann eine Verringerung des Ferritgehalts auf 77 % (vgl. Bild 31b) erreicht werden. Eine weitere Erhöhung der Vorwärmtemperatur führt zu weiter fallenden Ferritwerten. Bei 550 °C Vorwärmung beträgt der Ferrit-Gehalt 73 % (vgl. Bild 31c). Die bisherigen Schweißungen weisen aber einen immer noch einen zu hohen Ferritanteil in der Schweißnaht auf. Erst eine Vorwärmtemperatur von 650 °C führt zu einem Ferritanteil, der im Gesamtdurchschnitt einen zulässigen Wert von 64 % Ferrit erreicht (Bild 31d). Da auch dieser Wert noch nah dem Grenzbereich liegt, wurde die Vorwärmtemperatur weiter auf 750 bzw. 850 °C erhöht. Wie Bild 31e und f jedoch zeigen, bringen beide Vorwärmtemperaturen keine signifikante Minderung des Ferrit-Gehaltes mehr mit sich. Der gemessene Ferritgehalt beträgt ca. 63 %.

Nicht nur das A-F-Verhältnis selbst hat einen großen Einfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Werkstoffes, sondern insbesondere auch die Anordnung des Austenits im Schweißgut spielt eine wichtige Rolle. Die Duplexstähle erstarren zunächst ferritisch. Im Verlauf der Abkühlung beginnt sich der Austenit auf den Korn- bzw. Dendritengrenzen des Ferrits zu bilden und wächst anschließend in einer widmanstättischen Struktur in den Ferrit hinein [2]. Im Allgemeinen ist eine Widmanstätten-Struktur eher unerwünscht, da sie sich verspröden auf das Werkstoffverhalten auswirken kann. Deshalb wird sie beispielsweise bei Stahlguss auch durch ein Lösungsglühen beseitigt [30, 31].

In Zusammenhang mit dem hier untersuchten Einfluss der Vorwärmtemperatur ergibt sich ein folgender Verlauf der Austenitausscheidung. Bei rascher Abkühlung des Schweißgutes wird ein ausgeprägtes Austenitwachstum in die Ferritkörner unterdrückt. Mit zunehmender Vorwärmung, und dem damit verbundenen Anstieg der $t_{12/8}$ -Zeit, bietet sich dem Austenit die Möglichkeit zum Wachstum. Dabei wird die widmanstättische Struktur des Austenits mit steigender Vorwärmung ausgeprägter. Bild 32 veranschaulicht dieses Phänomen anhand von mit Beraha II und 0,5 g Kaliumdisulfit geätzten Proben. Bild 33 lässt abschließend den Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und Ferritgehalt der Schweißnaht erkennen. Es zeigt sich, dass der Ferritgehalt nach dem zunächst stetigen Abfall bis 650 °C Vorwärmung nicht weiter fällt.



Schweißung ohne Vorwärmung



Schweißung mit 550°C Vorwärmung



Schweißung mit 650°C Vorwärmung



Schweißung mit 850°C Vorwärmung

Bild 32: Mikrostruktur von Schweißgütern der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm)

Aus diesem letztendlich asymptotischen Verlauf ergibt sich, dass die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit wider Erwarten nur einen begrenzten Einfluss auf die Austenitbildung bzw. den Ferritgehalt im Schweißgut hat. Um Einfluss der Vorwärmtemperatur bzw. der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit auf die Stickstoffeffusion zu untersuchen, wurde der Stickstoffgehalt in Schweißgüter der erzeugten Schweißungen mittels Schmelzanalyse ermittelt. Die Ergebnisse zeigen, dass die erhöhten Vorwärmtemperaturen keine vermehrte Stickstoffeffusion aus dem Schweißgut hervorrufen (Bild 34).

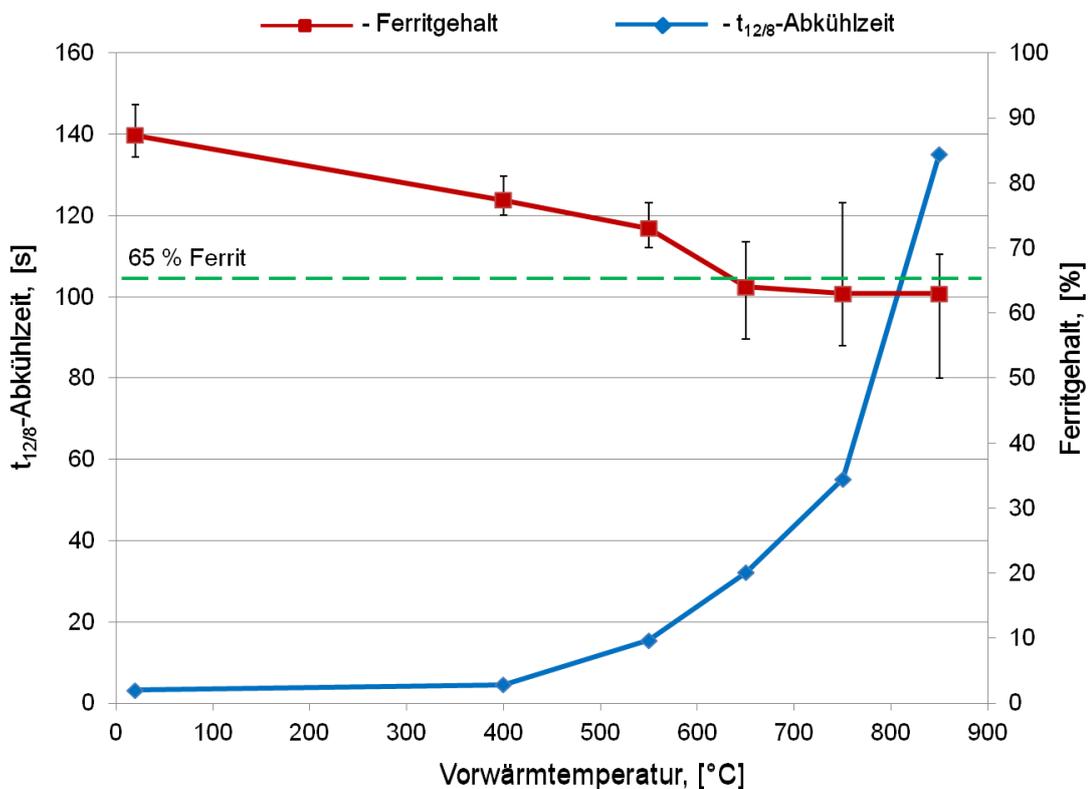


Bild 33: Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, $t_{12/8}$ -Zeit und Ferritgehalt (1.4462)

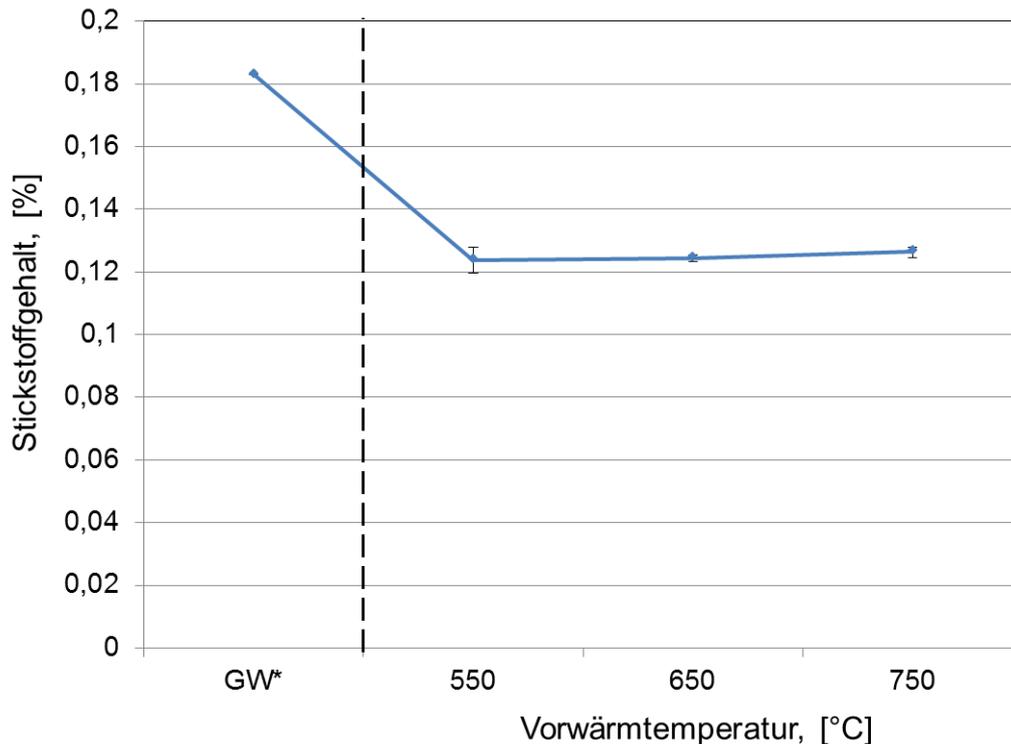
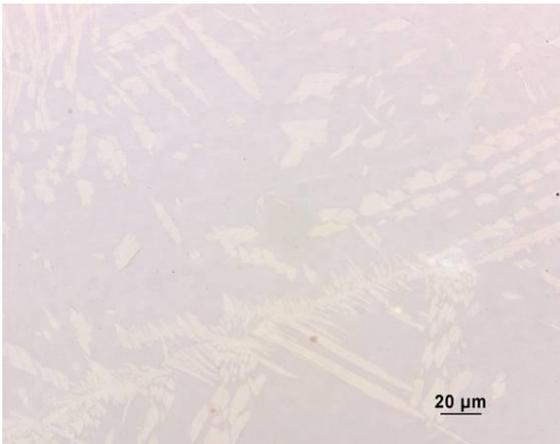


Bild 34: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf den Stickstoffgehalt im Schweißgut von 1.4462

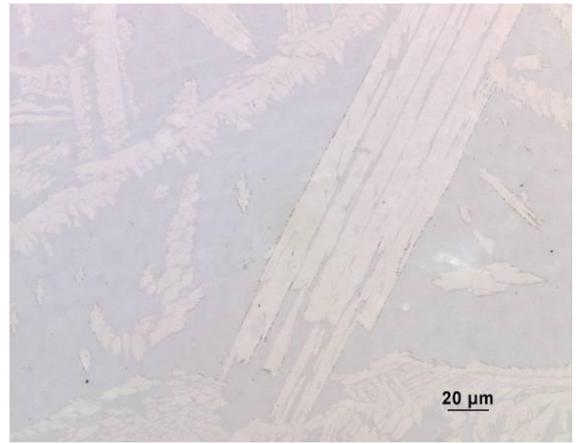
Das Erwärmen der Schweißproben auf hohen Temperaturen benötigt lange Vorwärmzeiten. Die längste Vorwärmzeit von knapp über 14 min wird für das Erwärmen bis auf 850 °C benötigt. Durch das komplexe Ausscheidungsverhalten der Duplex-Stähle ist es deshalb unerlässlich, die vorgewärmten Proben auf schädliche Ausscheidungen in Form von Karbiden, χ - und σ -Phase zu untersuchen. Die Untersuchungen folgen dem gleichen Schema wie in Abschnitt 6.2.3 erläutert.

Nach 20 s Ätzdauer lassen sich bei keiner Probe Ausscheidungen erkennen. Erst nach fünfminütiger Ätzung zeigen sich bei Proben mit einer Vorwärmung auf 650 °C oder mehr feinste Karbidausscheidungen auf den δ - γ -Phasengrenzen (Bild 35). Diese sind jedoch bei allen Proben lokal begrenzt, was mit dem geringen Kohlenstoffgehalt erklärbar ist und mit Beobachtungen von [26] übereinstimmt. Um dies abzusichern, wurden die Proben entsprechend der Vorgehensweise in Abschnitt 6.2.3 mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Es konnten weder im Grundwerkstoff noch im Schweißgut χ - oder σ -Phase nachgewiesen werden.

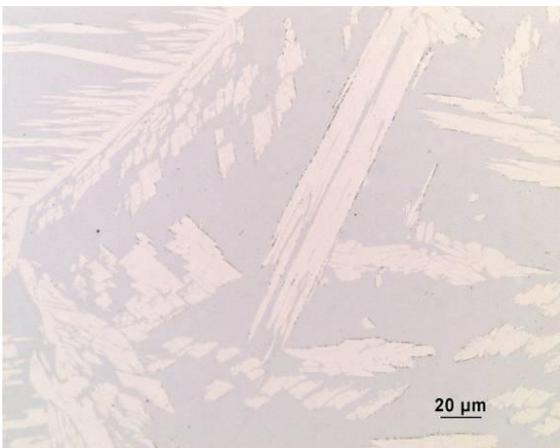
Bild 36a und b zeigen je eine Grundwerkstoffaufnahme einer auf 750 bzw. 850 °C vorgewärmten und geschweißten Probe als extremste Beispiele. Es sind keine Karbidausscheidungen oder Anzeichen für χ - und σ -Phase erkennbar. Aus diesem Zusammenhang heraus ist mit keiner negativen Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften durch die erhöhten Vorwärmtemperaturen zu rechnen.



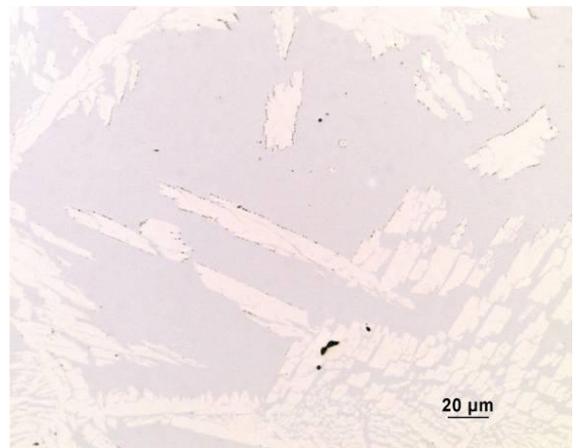
550 °C Vorwärmung



650 °C Vorwärmung

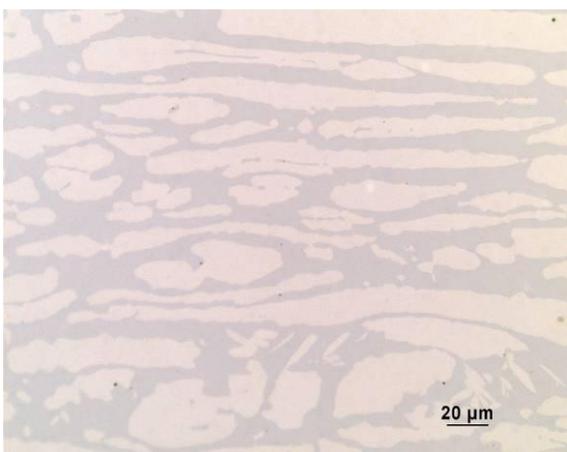


750 °C Vorwärmung

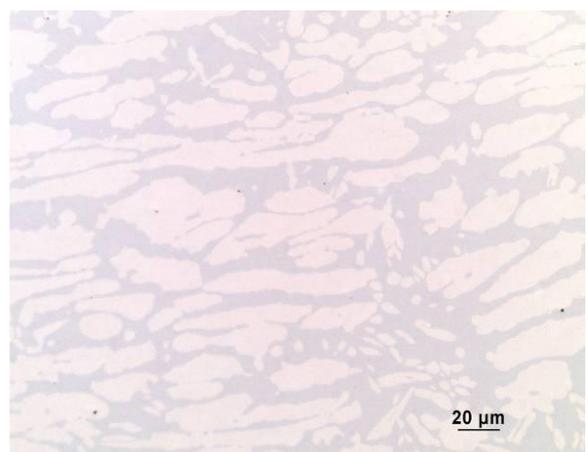


850 °C Vorwärmung

Bild 35: Nachweis der Ausscheidungen in Schweißgütern der mit unterschiedlicher Vorwärmung EB-geschweißten Proben



750°C Vorwärmung



850°C Vorwärmung

Bild 36: Nachweis der Ausscheidungen in den Grundwerkstoffen der mit unterschiedlicher Vorwärmung EB-geschweißten Proben

Die 650 °C vorgewärmte Schweißprobe erfüllt die Forderung nach [32, 33] mit einem max. Ferritgehalt von 65 % in der Schweißnaht. Aufgrund dessen wurden an dieser Schweißung die Kerbschlagarbeit bestimmt und eine Gefügeanalyse vorgenommen.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in Tabelle 11 aufgeführt. Die geforderte Kerbschlagarbeit von 40 J bei -40 °C im Mittel wird nicht erreicht. Zudem darf kein Einzelwert unter 30 J liegen, auch dieses Kriterium wurde nicht erfüllt.

Tabelle 11: Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs an der EB geschweißten Probe mit 650 °C Vorwärmung

Probe	KV (-40°C) [J]
1	24,0
2	31,9
3	28,9
Mittelwert:	28,3

Da das Ergebnis nicht den Erwartungen entsprach, wurde an einer weiteren Metallographieprobe, die unmittelbar neben den Kerbschlagproben entnommen wurde, der Ferritgehalt bildanalytisch bestimmt. Der ermittelte Ferritgehalt ist mit 69 % leicht erhöht gegenüber den vorhergehenden Messungen aus der Schweißung (vgl. Bild 31d).

Um weitere Aussagen zu erhalten, wurden die Bruchflächen der Kerbschlagproben analysiert. Makroskopisch ergibt sich ein sprödes Bruchbild, wie exemplarisch im Bild 37 dargestellt. Da keine der Proben durch den Kerbschlagbiegeversuch vollständig durchtrennt worden ist, wurde jeweils ein Restbruch erzeugt, der, genau wie die Einschnürungsbereiche der Einzelproben 2 und 3, ein duktiler Bruchbild zeigt. Die Einschnürungen erklären auch, warum diese beiden Proben eine höhere Kerbschlagarbeit erkennen lassen als Einzelprobe 1, die keine Einschnürungen zeigt.

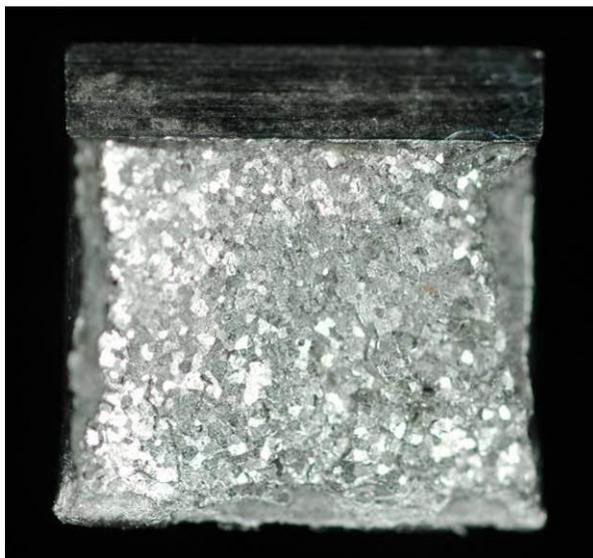
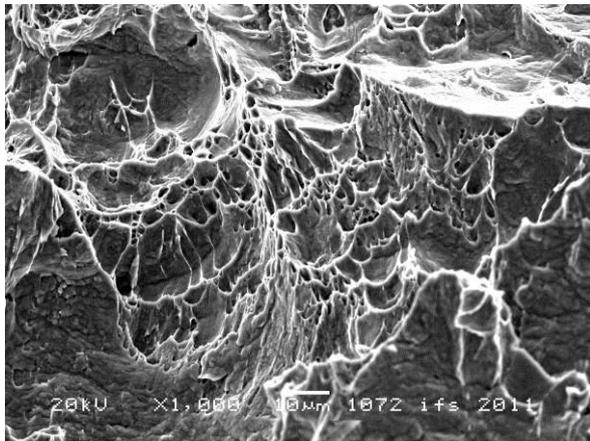


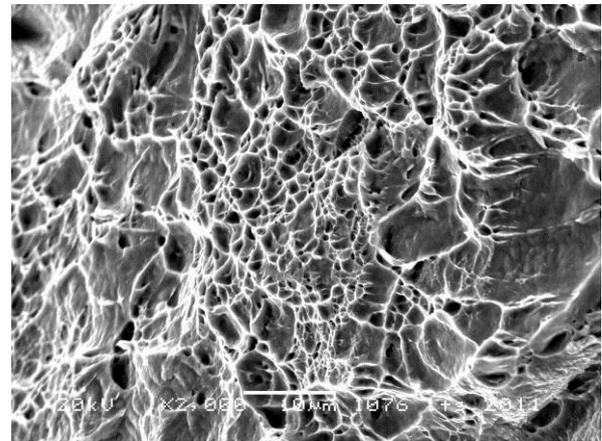
Bild 37: Übersichtsaufnahme einer Kerbschlagbiegeprobe aus Tabelle 11 getestet bei -40 °C

Um die Analyse der Bruchflächen zu vertiefen, wurden diese im Rasterelektronenmikroskop betrachtet. Die Einschnürungen und der jeweils erzeugte Restbruch weisen ein duktiler Bruchbild auf, wie Bild 38 erkennen lässt. Der durch Auseinanderbiegen entstandene

Rest- bzw. Gewaltbruch bei Raumtemperatur ist ein Indikator für das Werkstoffverhalten unter solchen Umgebungsbedingungen. Das entstandene Bruchbild spricht somit nicht für ein grundsätzlich sprödes Werkstoffverhalten.



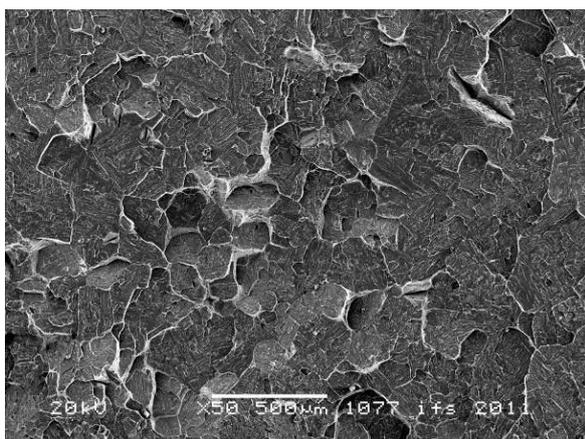
Duktiles Bruchbild im künstlich erzeugten Restbruch mit Scher- bzw. Schubwaben



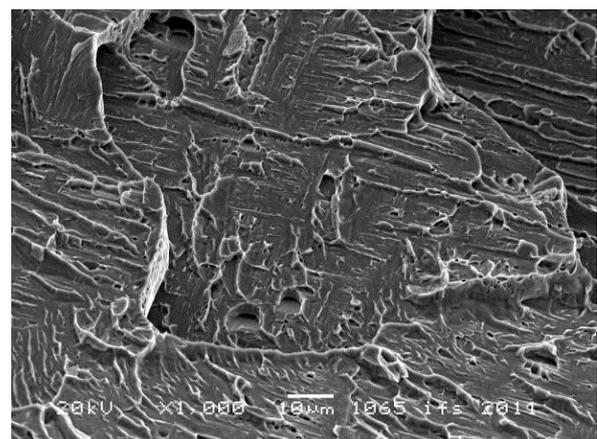
Duktiles Bruchbild in den Einschnürungsbereichen

Bild 38: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Einzelprobe 3)

Die Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben ergeben ein einheitliches Bild. Der Bruchverlauf ist, wie für Spaltbrüche üblich, transkristallin. Wider Erwarten sind jedoch keine glatten Spaltflächen zu erkennen. Vielmehr zeigen die Spaltflächen eine duktile Unterstruktur. An der Übersichtsaufnahme einer der Proben lassen sich die Spaltflächen und der überwiegend transkristalline Verlauf des Bruches erkennen (Bild 39, links). Zum Teil sind interkristalline Verläufe an den Dendritengrenzen ersichtlich. Diese weisen dann aber, im Gegensatz zur umgebenden Struktur, ein duktileres Erscheinungsbild auf, was auf den vor allem auf den Dendritengrenzen ausgeschiedenen sekundären Austenit zurückzuführen ist, da dieser sich auch bei tiefen Temperaturen duktil verhält. Bild 38, rechts verdeutlicht die angesprochene duktile Unterstruktur und Gleitlinien anhand einer Spaltfläche.



Übersicht einer Bruchfläche (Probe 3)



Detailaufnahme einer Spaltfläche (Probe 1)

Bild 39: REM-Aufnahmen der Bruchflächen (Einzelprobe 1 und 3)

Wie bereits erwähnt, sind bei der lichtmikroskopischen Untersuchung kleinste Ausscheidungen von Karbiden sichtbar. Bild 40 zeigt einen solchen Karbideinschluss. Das

kleinste Mengen von Ausscheidungen bei Duplex-Stählen zu einem rapiden Abfall der Kerbschlagzähigkeit führen können, wurde ebenfalls genannt. Es konnte allerdings bei den auf 650 °C vorgewärmten und geschweißten Proben - wie in diesem Fall - keine χ - oder σ -Phase nachgewiesen werden.



Bild 40: Karbideinschluss mit ca. 2,5 μm Durchmesser (Probe 1)

Abschließend kann somit keine eindeutige Ursache für die niedrige Kerbschlagarbeit angegeben werden. Hauptursache kann der erhöhte Ferritanteil in der Schweißnaht sein. Aber auch die widmanstättische Struktur des Austenits, Ausscheidungen von Karbiden, sowie kleinste Mengen intermetallischer Phasen könnten einen Einfluss haben.

Der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf das A-F-Verhältnis beim Schweißen von Lean-Duplex-Stählen in Form von Walz- und Gusslegierung wird im Folgenden betrachtet. Das Versuchsprogramm entspricht dem der vorher durchgeführten Versuche am Standard-Duplex. Der Einfluss der Vorwärmtemperatur wird jedoch nur bis zu einer Temperatur von maximal 650 °C untersucht. Für jeden der Werkstoffe werden im Folgenden die Untersuchungsergebnisse einer Referenzschweißung ohne Vorwärmung und von je einer Schweißung mit 450 bzw. 650 °C vorgestellt.

Lean-Duplexstahl 1.4362, gewalzt

Anhand von Bild 41 ist der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit ersichtlich. Bei dem vorliegenden Lean-Duplex-Stahl lässt sich, analog zum Standard-Duplex-Stahl, ein sinkender Ferritgehalt mit steigender Vorwärmtemperatur erkennen. Auch die Ferritgehalte sind mit dem Standard-Duplex vergleichbar. Bei einer Schweißung ohne Vorwärmung ergibt sich im Mittel ein Ferritgehalt von 84 % (Bild 42). Eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur auf 450 °C führt zu einer Absenkung des Ferritgehaltes auf 77 %. Ein weiterer Abfall des Ferritgehaltes auf 73% wird durch eine Vorwärmung auf 650 °C erreicht. Durch die durchgeführte Schweißung stellt sich ein Anteil von 73 % ein. Neben dem verringerten Ferritgehalt tritt auch ein sich gegenüber den vorigen Schweißungen vergrößernder Austenit auf.

Bild 43 stellt den grafischen Zusammenhang zwischen $t_{12/8}$ -Zeit, Vorwärmtemperatur und Ferritgehalt dar.

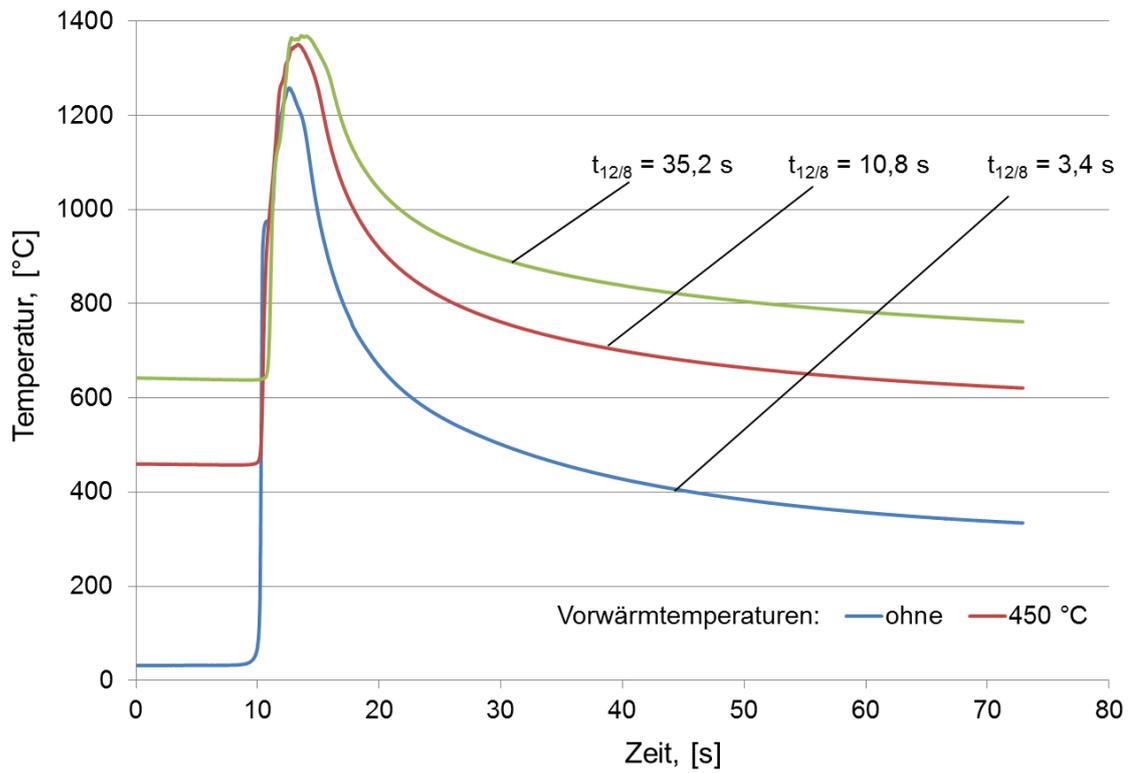
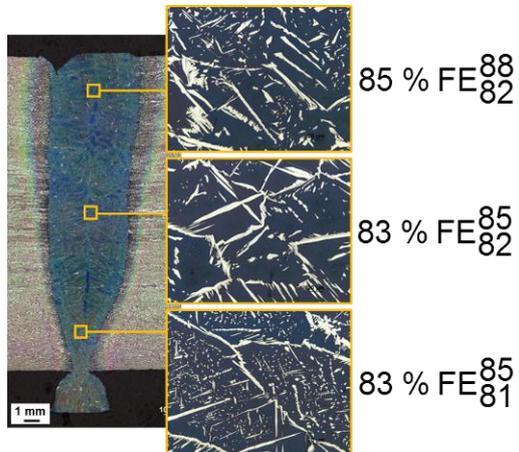
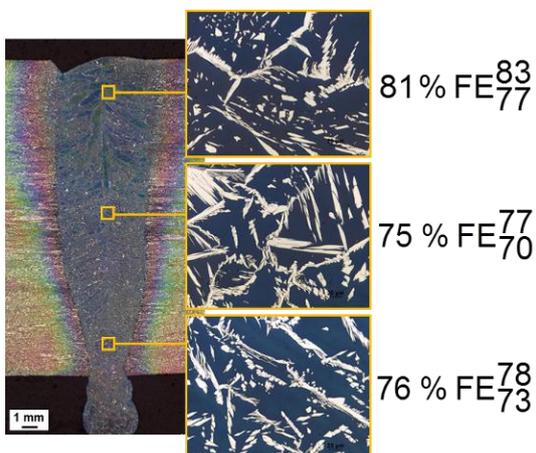


Bild 41: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4362, s = 15 mm)



Vorwärmtemperatur: RT



Vorwärmtemperatur: 450 °C

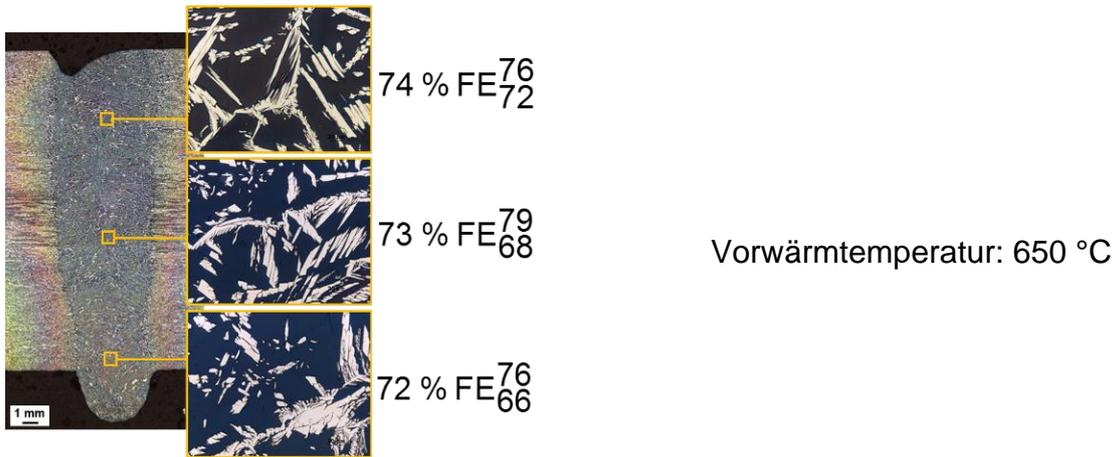


Bild 42: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4362, s = 15 mm)

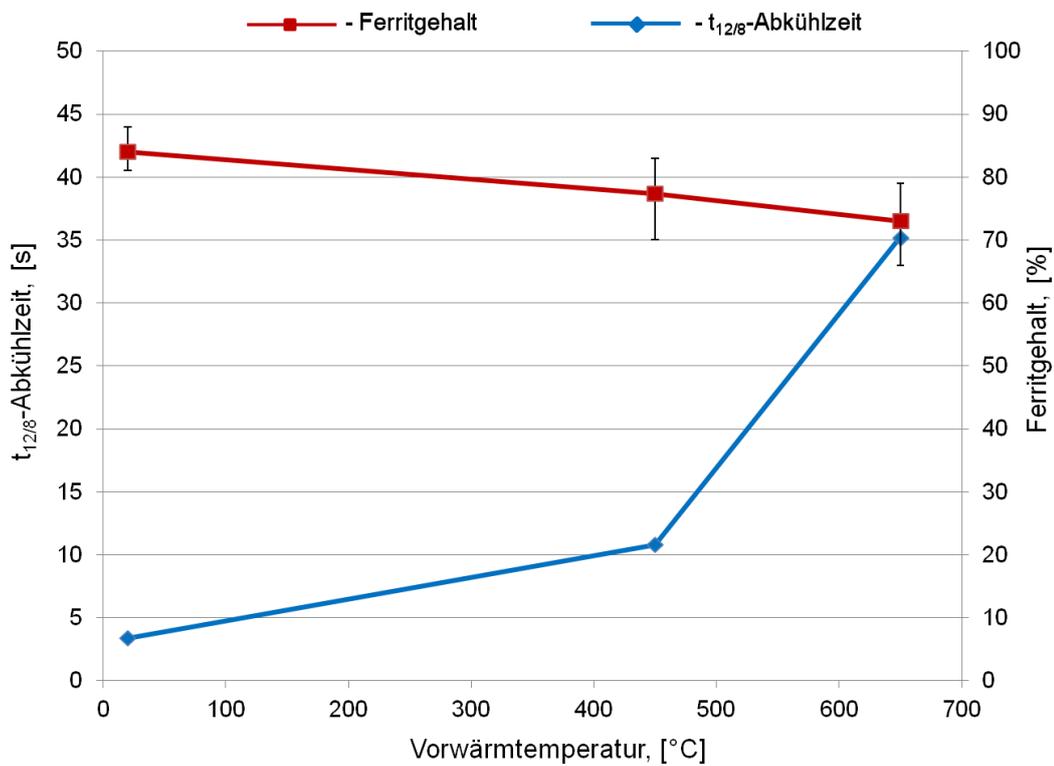
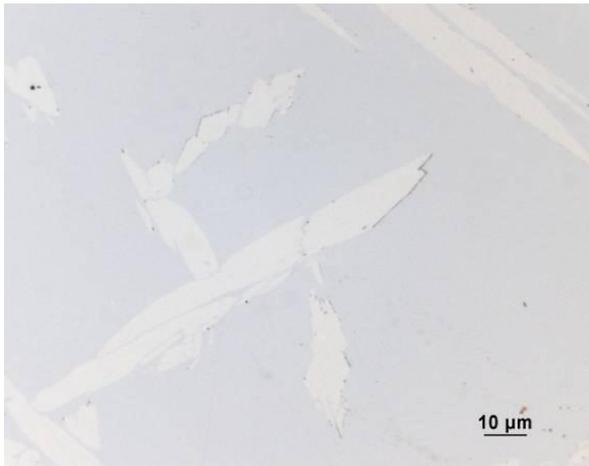
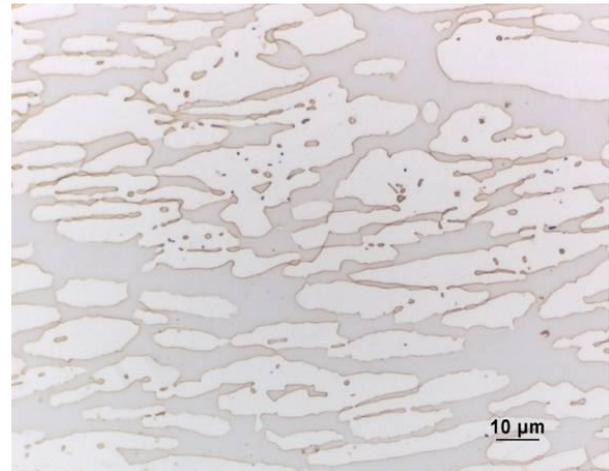


Bild 43: Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, t_{12/8}-Zeit und Ferritgehalt (1.4362)

Nach den Ergebnissen der Auslagerungsversuchen (Abschnitt 6.2.3) sind bei den Lean-Duplex-Stählen keine Ausscheidungen durch die Vorwärmung zu erwarten. Es sind Auslagerungszeiten von mehreren Stunden nötig, um χ -Phase, σ -Phase oder 475°C-Ver sprödung zu erzeugen. Trotzdem können, analog zu den bereits dargestellten Ergebnissen beim Schweißen von Standard-Duplex-Knetlegierung (1.4462), feine Karbid-ausscheidungen auftreten. Bild 44 gibt die Ergebnisse der Identifizierungsatzung nach Groesbeck wider.



650 °C Vorwärmung
Ätzung: Groesbeck / 20 s)



650 °C Vorwärmung
Ätzung: Groesbeck / 5 min)

Bild 44: Nachweis der Ausscheidungen im Schweißgut (links) und im Grundwerkstoff (rechts) der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4362, s = 15 mm)

Beim Grundwerkstoff sind auch nach fünfminütiger Ätzung keine Auffälligkeiten in Bezug auf Ausscheidungen jeglicher Art nachweisbar. Im Schweißgut können vereinzelt Karbidausscheidungen gefunden werden, die jedoch sehr fein und erst bei 1000facher Vergrößerung erkennbar sind.

In Anbetracht dessen, dass die bereits vorgestellte Standard-Duplex-Knetlegierung eine ebenso quasi ausscheidungsfreie Schweißnaht mit niedrigerem Ferritanteil gezeigt hat, die Kerbschlagarbeit aber dennoch nicht ausgereicht hat, sind von dieser Schweißung auch keine hohen Werte zu erwarten. Aus diesem Grund wurde auf die aufwendigen Kerbschlagbiegeversuche verzichtet.

Lean-Duplexstahl 1.4392, gegossen

Der Versuchsaufbau und die Untersuchungen der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392 entsprechen dem der Knetlegierung. Aufgrund des in Abschnitt 6.1 bereits erwähnten hohen Stickstoffgehalts ist jedoch ein anderes Werkstoffverhalten erkennbar. Die erreichten $t_{12/8}$ -Zeiten werden in Bild 45 gezeigt. Sie sind gegenüber der Knetlegierung, vermutlich wegen der höheren Blechdicken von 17 mm, in geringem Maße verlängert.

Das bereits angekündigte abweichende Werkstoffverhalten spiegelt sich vor allem im Austenit-Ferrit-Verhältnis wider. Durch den hohen Gehalt an Stickstoff wird die Austenitausscheidung massiv beschleunigt, und es stellen sich auch bei kurzen $t_{12/8}$ -Zeiten bereits geringe Ferritgehalte ein (vgl. Bild 46). Dies zeigt sich bereits bei Schweißversuchen ohne Vorwärmung, bei dem ein Ferritgehalt von 42 % erreicht wird. Ein ähnlicher Ferritgehalt stellt sich auch beim Schweißen mit einer Vorwärmung von 450 °C ein.

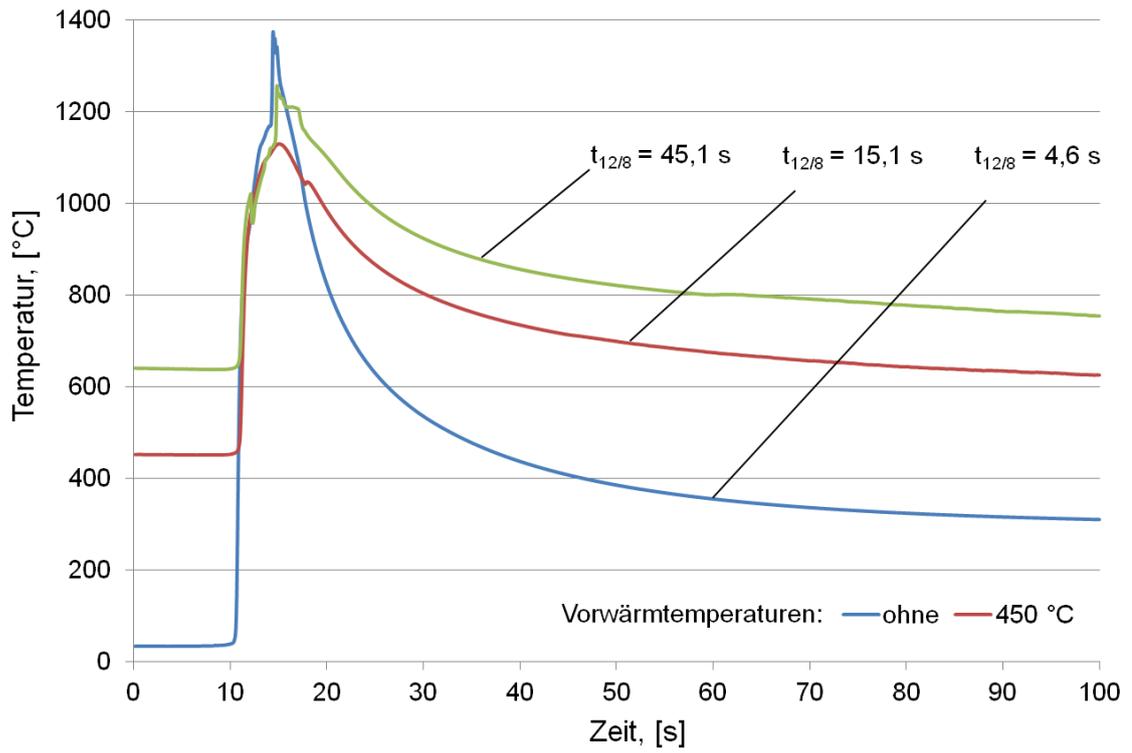


Bild 45: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die $t_{12/8}$ -Zeit (1.4392, s = 17 mm)

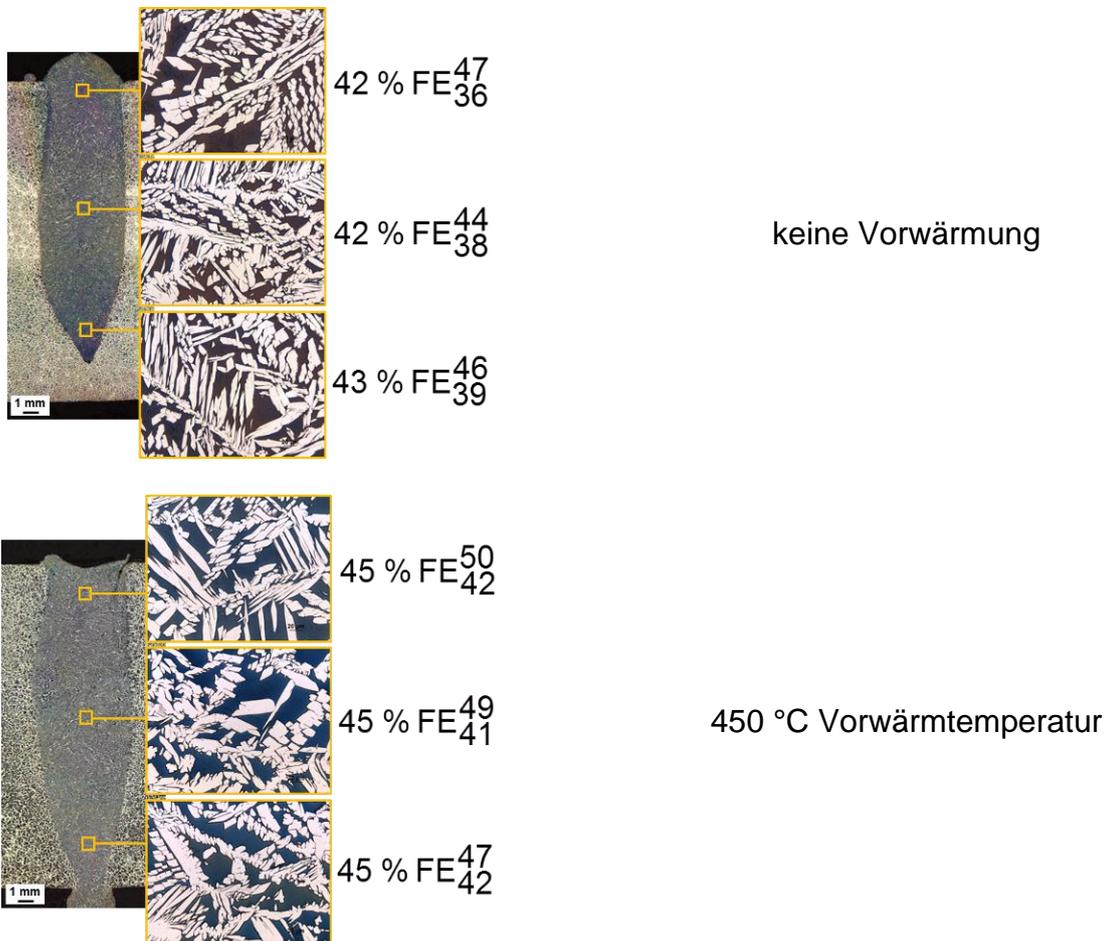




Bild 46: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4392, s = 17 mm)

In Bezug auf das A/F-Verhältnis fällt auf, dass unter Berücksichtigung der Ergebnisse des Schweißens von Standard- und Lean-Duplex-Walzlegierung (1.4462 und 1.4362), der Ferritgehalt der Schweißnaht zunächst nicht mit steigender Vorwärmtemperatur fällt (vgl. Bild 47).

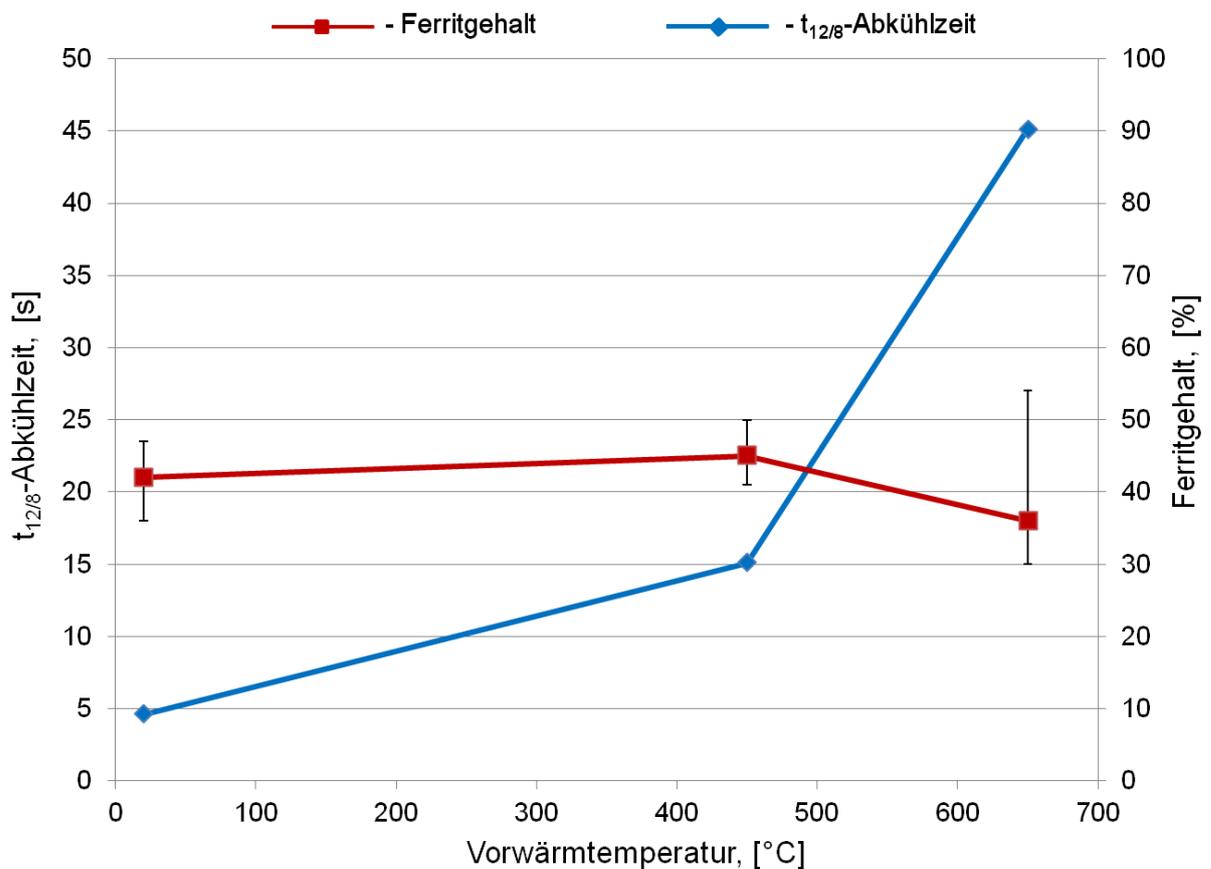


Bild 47: Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur, t_{12/8}-Zeit und Ferritgehalt (1.4392, s = 17 mm)

In diesem Zusammenhang sei auf die bereits erwähnten Stickstoff-Seigerungen verwiesen. Da die Möglichkeit besteht, dass aufgrund der genannten Problematik auch der Stickstoffgehalt der geschweißten Bleche variiert, erfolgt in diesem Fall eine abweichende Darstellung der Ergebnisse.

Der Stickstoffgehalt beeinflusst maßgeblich die Austenitbildung. Es ist deshalb zu erwarten, dass bei erhöhtem Stickstoffgehalt auch der Austenitgehalt erhöht bzw. der Ferritgehalt verringert sein muss. Aufgrund dessen werden die Ferritgehalte neben den Schweißnähten - auf gleicher Höhe wie die vorher durchgeführten Schweißnahtmessungen - ermittelt. Dies soll eine Normierung der absoluten Werte ermöglichen und so die ggf. schwankenden Austenit- bzw. Ferritgehalte des Grundwerkstoffs relativieren.

Anhand von Bild 48 ist der typische Verlauf des absinkenden Ferritanteils mit steigender Vorwärmtemperatur erkennbar. Bei den Messungen am Grundwerkstoff hat sich tatsächlich herausgestellt, dass der Ferritgehalt der bei 450 °C Vorwärmung geschweißten Probe im Vergleich erhöht ist. Während die übrigen Proben einen Ferritgehalt von rund 22,5 % aufweisen, ergibt sich für die angesprochene Probe ein Gehalt von 26,5 %.

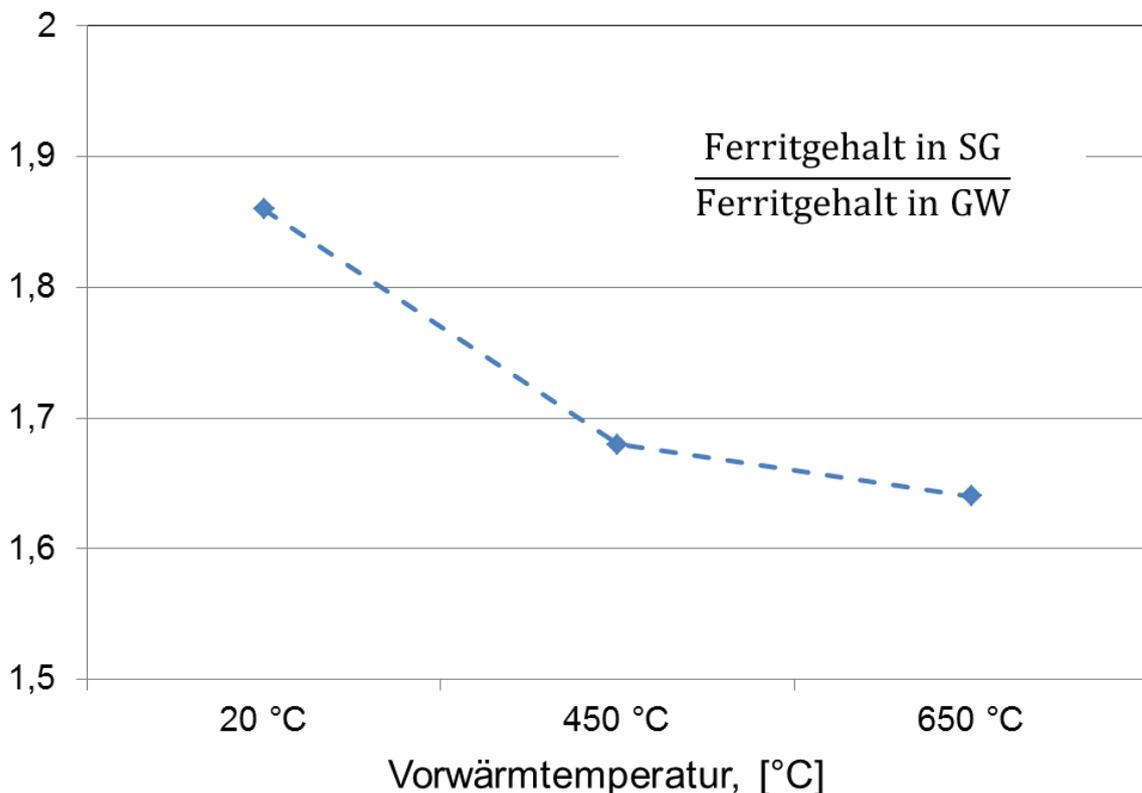
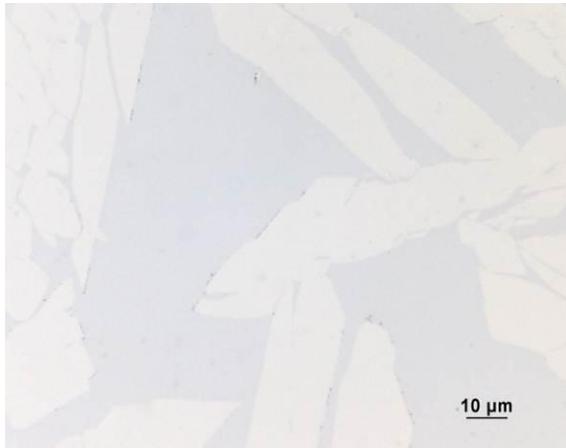


Bild 48: Normierter Ferritgehalt im Schweißgut (1.4392)

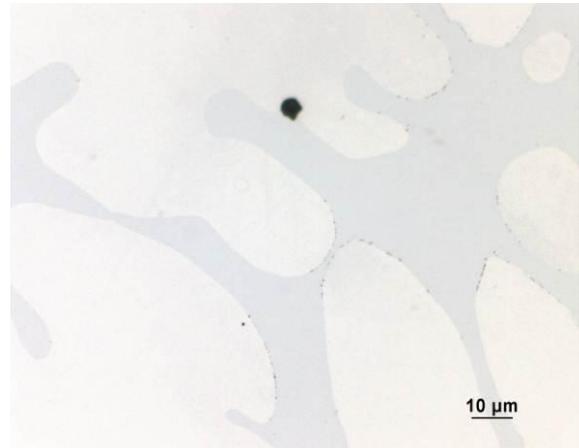
Genau wie bei der Knetlegierung muss auch die Gusslegierung auf Ausscheidungen intermetallischer Phasen überprüft werden. Das Resultat der Ätzung nach zeigt Bild 49.

Beispielhaft wird die höchste Vorwärmtemperatur analysiert. Nach zwanzig Sekunden Ätzung sind feinste Karbidausscheidungen auf den δ - γ -Phasengrenzen sowohl im Grundwerkstoff, als auch im Schweißgut erkennbar. In beiden Fällen sind die Ausscheidungen lokal begrenzt. Eine fünfminütige Ätzung macht keine weiteren Auffälligkeiten sichtbar. Auf Grund der Tatsache, dass sich Ausscheidungen in geseigertem Schweißgut früher bilden können, wurde bereits in Kapitel 6.2 eingegangen. Das in diesem Fall erstmals auch im

Grundwerkstoff Ausscheidungen vorzufinden sind, ist wahrscheinlich ebenfalls auf Seigerungen im Gefüge zurückzuführen, da es sich beim Grundwerkstoff auch um ein Gussgefüge handelt. Zudem weist der Werkstoff 1.4392 mit 0,03 % den höchsten Kohlenstoffgehalt aller verwendeten Legierungen auf.



650°C Vorwärmung
(Ätzung: Groesbeck / 20 s)



650°C Vorwärmung
(Ätzung: Groesbeck / 20 s)

Bild 49: Nachweis der Ausscheidungen im Schweißgut (links) und im Grundwerkstoff (rechts) der mit unterschiedlicher Vorwärmung geschweißten Proben (1.4392)

Die Ergebnisse der beiden Lean-Duplex-Werkstoffe verdeutlichen den wichtigen Einfluss von Stickstoff auf die Austenitbildung. Bei einem Blick auf Tabelle 1 stellt sich heraus, dass sich die beiden Werkstoffe in Bezug auf die Legierungselemente Cr, Mo, Si, Cu, Mn und Nickel nur minimal unterscheiden. Lediglich die beiden starken Austenitbildner Kohlenstoff und Stickstoff sind im Gusswerkstoff jeweils in fast doppelter Menge enthalten.

Aus den Ergebnissen dieser Versuchsreihe können folgende Schlüsse gezogen werden:

- Die Vorwärmtemperatur hat einen sehr großen Einfluss auf die resultierende $t_{12/8}$ -Abkühlzeit.
- Temperaturen von mehr als 450 °C sind nötig, um eine signifikante Verlängerung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit zu erzeugen.
- Neben der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit ist der Stickstoffgehalt im Grundwerkstoff ein maßgebender Einflussfaktor auf den resultierenden Ferritgehalt im Schweißgut.
- Durch eine Vorwärmung auf 650 °C und höher kann der Ferritgehalt im Schweißgut des 1.4462 auf weniger als 65 % reduziert werden.
- Die Lean-Duplex-Knetlegierung (1.4362) mit niedrigerem Stickstoffgehalt braucht deutlich längere $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten zur Einstellung des vernünftigen Ferritgehaltes.
- Die Lean-Duplex-Gusslegierung (1.4392) weist schon beim Schweißen ohne Vorwärmung ausreichend niedrige Ferritgehalte auf. Dies kann auf den Einfluss des Stickstoffs auf die Ausscheidungskinetik des Austenits zurückgeführt werden.

6.4 Entwicklung der EB-Mehrstrahltechniken

6.4.1 Einfluss der Parameter des EB-Mehrbadschweißens

Durch die Nutzung von EB-Mehrbadtechnik können gleichzeitig mehrere Schmelzbäder erzeugt werden. Die Anzahl, die Größe und die Position der erzeugten einzelnen Schmelzbäder haben einen Einfluss auf resultierenden Abkühlbedingungen und können in einem relativ breiten Bereich variiert werden. Somit hat das EB-Mehrbadschweißen eine deutlich höhere Anzahl von Prozessparametern im Vergleich zum konventionellen EB-Schweißen. Diese spezifischen Prozessparameter sind im Bild 50 dargestellt.

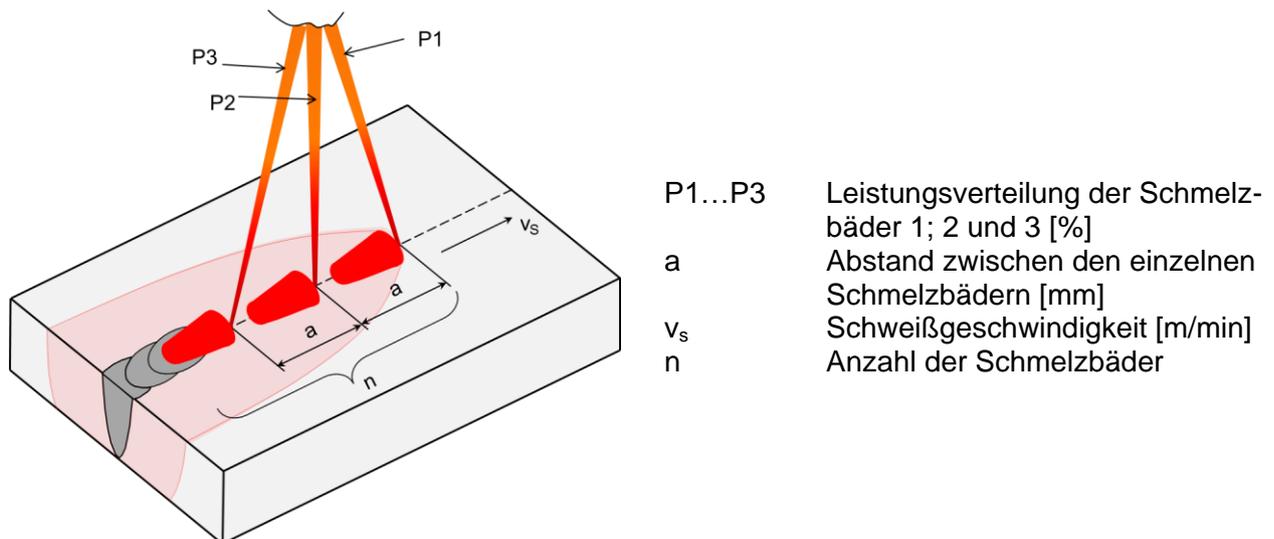


Bild 50: Spezifische Prozessparameter des EB-Mehrbadschweißens

Um Auswahl dieser Parameter bei der Entwicklung der EB-Mehrbadtechniken zu erläutern, soll zuerst ihren Einfluss auf das Schweißprozess erklärt werden.

Die Anzahl der Schmelzbäder (n) hat einen großen Einfluss auf den Wärmeeintrag beim Schweißen. Je mehr einzeln hintereinander laufende Schmelzbäder zum Schweißen erzeugt werden, desto höher sind der Wärmeeintrag und die resultierende $t_{12/8}$ -Abkühlzeit.

Die einzelnen Schmelzbäder werden hierbei nicht mit unterschiedlichen Elektronenstrahlen erzeugt, sondern mit einem hochfrequent abgelenkten Elektronenstrahl. Die Strahlablenkung erfolgt hierbei so schnell, dass die Dampfkapillaren während der Abwesenheit des Strahls bestehen bleiben und nicht zusammenbrechen [4]. Die Strahlablenkung kann sowohl gleichmäßig zwischen einzelnen Schmelzbädern erfolgen, als auch nach einem vorgegebenem Prinzip. Somit lassen sich beliebige prozentuelle Verteilungen der Leistungen zwischen den einzelnen Schmelzbädern durch den Funktionsgenerator der EB-Schweißanlage definieren. Es kann z. B. für die im Bild 50 dargestellte Mehrbadtechnik mit drei hintereinander laufenden Schmelzbädern eine Leistungsverteilung in Form von $P1:P2:P3$ definiert werden, wobei $P1 \neq P2 \neq P3$ und $P1 + P2 + P3 = 100\%$.

Diese Leistungsverteilung bestimmt die resultierende Einschweißtiefe jedes einzelnen Schmelzbades sowie der gesamten Schweißnaht. Die Ablenkfrequenz (f_B) zwischen einzelnen Schmelzbädern übt einen großen Einfluss auf die Einschweißtiefe und die gesamte Nahtgeometrie aus. Mit steigender Ablenkfrequenz nimmt die gesamte Einschweißtiefe ab. Das kann dadurch erklärt werden, dass mit steigender Ablenkfrequenz die Häufigkeit für einen kompletten Durchlauf der Ablenkfigur zunimmt und die Verweilzeit des Strahls an der Ablenkposition abnimmt. Bei der Ablenkung des Strahls von Bad zu Bad

„verliert“ dieser seine Leistung zwischen den einzelnen Schmelzbädern. Diese zwischen den Bädern „verlorene“ Leistung erzeugt keinen Tiefschweißeffekt und schmilzt nur die Oberfläche des Schweißstücks auf. Das kann zu einer unerwünschten Verbreiterung des oberen Bereiches der Schweißnaht führen. Bei kleinen Ablenkfrequenzen ist die Sprungzeit von Bad zu Bad so groß, dass die Dampfkapillare in den Bädern zusammen bricht. Daraus resultiert dann die Ausbildung nicht tolerierbarer Schweißnahtfehler [34]

Der Abstand (a) zwischen den einzelnen Schmelzbädern beeinflusst die gesamte Tiefe der Schweißnaht dahingehend, dass mit steigenden Werten die Einschweißtiefe deutlich abnimmt (Bild 51).

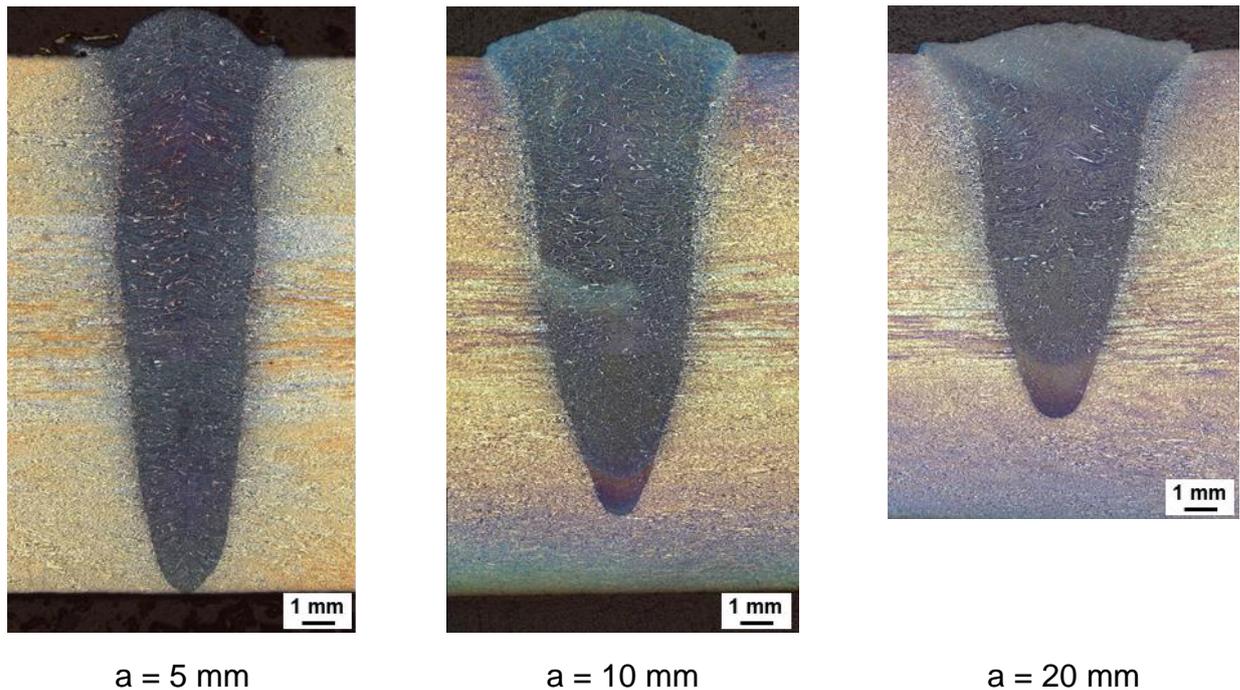


Bild 51: Einfluss des Abstandes a zwischen den Bädern beim EB-Mehrbadschweißen am Duplexstahl 1.4462, $s = 17 \text{ mm}$

Das kann dadurch erklärt werden, dass mit zunehmendem Abstand zwischen den Schmelzbädern, das Material mehr Zeit zum Abkühlen vor der nächsten Umschmelzung hat. Somit trifft der Elektronenstrahl, der das nachlaufende Schmelzbad erzeugt, auf kälteres Material und erzeugt eine geringere Einschweißtiefe bei gleicher Leistung.

6.4.2 Auswahl der Prozessparameter

Zur Entwicklung einer passenden EB-Mehrbadtechnik, sollen alle Prozessparameter des EB-Mehrbadschweißens so ausgewählt werden, dass die daraus resultierende Abkühlbedingungen ($t_{12/8}$ -Abkühlzeit und Stickstoffgehalt im Schweißgut) möglichst gleich zu den im Kapitel 6.3.2 ermittelten Werten sind bzw. zu einem vernünftigen Austenit/Ferrit-Verhältnis im Schweißgut führen.

Das Hauptziel bei der Entwicklung der EB-Mehrbadtechniken war eine Verlängerung der $t_{12/8}$ -Abkühlzeit bei möglichst niedriger Stickstoffeffusion aus dem Schmelzbad. Hierbei üben die Parameter Anzahl der Schmelzbäder oder Schmelzbadbreite einen signifikanten Einfluss auf die Abkühlbedingungen aus, währenddessen Ablenkfrequenz oder Fokusslage

primär die Nahtform und die Spritzerbildung und nur sekundär die Abkühlbedingungen bestimmen. Wie bereits erwähnt, ist das EB-Mehrbadschweißen durch eine große Anzahl von Prozessparametern gekennzeichnet. Um den experimentellen Aufwand zu reduzieren, wurden verschiedene Parameter gemäß den Forderungen durch den PA festgelegt bzw. im Rahmen von kurzen Versuchsreihen ermittelt.

Bei der Festlegung der Beschleunigungsspannung (U_B), wurde davon ausgegangen, dass zum Durchschweißen von dicken Blechen mit mehreren, hintereinander laufenden Schmelzbädern, eine hohe Leistung der EB-Anlage notwendig ist. Beispielsweise ist am 17 mm dicken Duplexstahlblech zur Erzeugung einer voll durchgeschweißten Blindnaht mit drei Schmelzbädern eine Leistung von 10,8 kW erforderlich. Die maximale Leistung der Anlage beträgt hierbei 15 kW. Deshalb wurde entschieden, eine hohe Beschleunigungsspannung zu verwenden, um eine maximale Einschweißtiefe zu gewährleisten. Die maximale Beschleunigungsspannung der genutzten EB-Schweißanlage beträgt 150 kV. In Absprache mit dem PA wurde eine Spannung von 120 kV festgelegt, weil sich dabei eine hohe Sicherheit gegen Spannungsüberschläge beim starken Entgasen der Duplexwerkstoffe gewährleisten lässt.

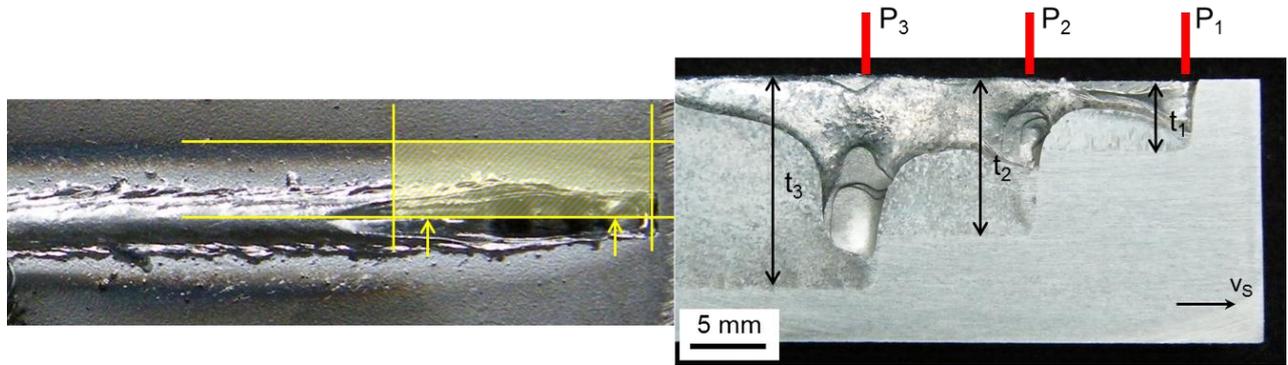
Die Schweißgeschwindigkeit (v_s) hat einen großen Einfluss auf die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit. Niedrige Schweißgeschwindigkeiten verursachen längere $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten, aber auch starke Nahtenfälle. Deshalb ist eine Schweißgeschwindigkeit von 0,5 m/min festgelegt worden, da aus einer noch niedrigeren Schweißgeschwindigkeit ein zu starker Nahtenfall resultiert.

Die Ablenkfrequenz (f_B) von 1001 Hz wurde als optimal ermittelt und bei allen Schweißuntersuchungen angewendet. Diese Ablenkfrequenz war hoch genug, um die Dampfkapillaren während des Mehrbadschweißens immer aufrechtzuerhalten und keine inneren Nahtunregelmäßigkeiten im Schweißgut zu erzeugen. Außerdem gab es nur geringe Leistungsverluste zwischen den Bädern, so dass sich die Verbreitung des oberen Bereiches der Schweißnaht begrenzen ließ.

Die Fokusslage betrug -10 mA. Diesen Wert wurde experimentell ermittelt. Damit konnte die beste Prozesssicherheit und Nahtgeometrie erreicht werden.

Einen signifikanten Einfluss auf die Nahtgeometrie und die Abkühlbedingungen hat die Verteilung der Leistung zwischen einzelnen Schmelzbädern. In den Untersuchungen ist ermittelt worden, dass eine Gleichverteilung der Leistung beim EB-Mehrstrahlschweißen eine ungleichmäßige Einschweißtiefe für jedes Schmelzbad (vgl. Bild 52) verursacht. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich das Material an den nachlaufenden Strahlwirkungsstellen schon im teigigen bzw. schmelzflüssigen Zustand befindet und der Elektronstrahl somit bei gleicher Leistung eine größere Einschweißtiefe erzeugt.

Für alle Mehrbadtechniken war es notwendig, eine Leistungsverteilung zu berechnen, wobei alle Schmelzbäder annähernd gleiche Einschweißtiefen erzeugen. Zur Berechnung einer solchen Leistungsverteilung für eine beliebige Mehrbadtechnik war es notwendig, zunächst die Einschweißtiefen aller Schmelzbäder (t_1, \dots, t_n) bei einer Gleichverteilung der Leistung messtechnisch zu ermitteln. Dazu wurde der Schweißprozess im Bereich der Blechmitte gestoppt, sodass die Strahlfigur "eingefroren" und die Schmelzbäder an daraus angefertigten Längsschliffen ausgewertet werden konnten (vgl. Bild 52).



$$P_1=P_2=P_3=33,3 \%$$

$$a = 7,5 \text{ mm}$$

Bild 52: Längsschliff einer EB-Schweißung am 1.4462 mit drei Schmelzbädern und gleicher Leistungsverteilung

Um auf jeder Strahlwirkstelle die gleiche Einschweißtiefe zu erzeugen, musste die Leistung für jede nachfolgende Strahlwirkstelle um einen bestimmten Wert reduziert werden. Die Koeffizienten für die Reduzierung der Strahlleistung wurden hierfür mit der stark vereinfachten Annahme berechnet, dass die Einschweißtiefe proportional zur eingebrachten Strahlleistung ist. Die Formel zur Berechnung einer optimierten Leistungsverteilung P_{opt} , wobei jedes Schmelzbad die gleiche Einschweißtiefe erzeugt, lautet:

$$P_{opt} = \frac{k_1}{k_1 + k_2 + \dots + k_n} ; \frac{k_2}{k_1 + k_2 + \dots + k_n} \dots \frac{k_n}{k_1 + k_2 + \dots + k_n} ;$$

$$k_n = \frac{t}{t_n}$$

t_n – Einschweißtiefe des „n-ten“ Schweißbades
 t – Blechdicke der Probe

Der Strahlstrom (I_B) bildet einen weiteren Parameter beim EB-Schweißen. Er wurde im Rahmen der nachfolgend beschriebenen experimentellen Untersuchungen ermittelt.

Für die Festlegung des Abstandes zwischen den einzelnen Schmelzbädern (a) wurde davon ausgegangen, dass die zu entwickelnde Mehrbadtechnik später auch auf das Schweißen von Radialnähten zu übertragen ist. Somit wurde ein möglichst geringer Abstand zwischen den einzelnen Schmelzbädern angestrebt, um die gesamte Länge der Mehrstrahlfigur zu minimieren. Das ist zwingend notwendig, da sich bei einer zu langen Mehrbadfigur die Fokusslage des Elektronenstrahls durch die vorgegebene Rohrgeometrie verändert.

6.4.3 Festlegung und Programmierung der EB-Mehrbadtechniken

Im Rahmen dieses Forschungsprojektes wurden drei unterschiedlichen Mehrbadtechniken untersucht. Grundsätzlich unterscheiden sie sich nach dem Prinzip zur Einstellung guter Abkühlbedingungen. Einige Mehrbadtechniken hatten das Ziel, lange $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten durch eine maximale Wärmeeinbringung einzustellen.

Andere Mehrbadtechniken verfolgten das Ziel, gute A/F-Verhältnisse durch Reduzierung der Stickstoffeffusion zu ermöglichen. Im Weiteren wird auf das Konzept und die Programmierung der unterschiedlichen Mehrbadtechniken eingegangen.

Die erste Mehrbadtechnik ist die 3-Bad-Technik mit hintereinander laufenden Schmelzbädern. Diese Mehrbadtechnik wurde ausgehend von Ergebnissen der Untersuchungen mit dem mehrmaligem Umschmelzen des Schweißgutes (vgl. Absatz 6.3.2.1) entwickelt. Wie bereits erwähnt, kann durch die Erzeugung mehrerer hintereinander laufender Schmelzbäder die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit erhöht werden. Jede Umschmelzung verursacht aber eine zusätzliche Stickstoffeffusion in das Vakuum, die sich in einer hohen Ferritisierung des Schweißgutes niederschlägt. Im Absatz 6.3.2.1 wurde festgestellt, dass sich ein optimales Verhältnis von $t_{12/8}$ -Abkühlzeit und Stickstoffgehalt im Schweißgut bei der Anwendung von drei Umschmelzungen ergibt. Deswegen ist die erste zu untersuchende Mehrbadtechnik durch drei hintereinander laufenden Schmelzbäder gekennzeichnet (Bild 53a).

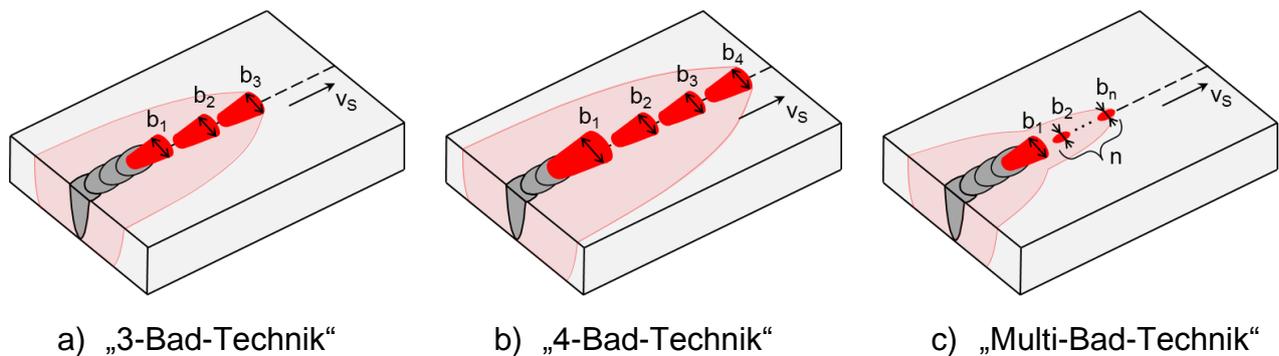
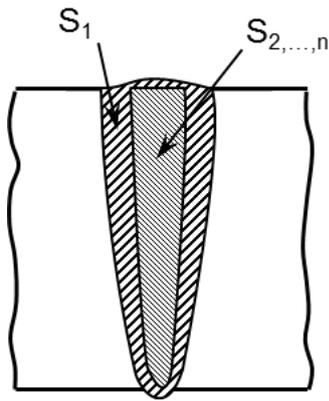


Bild 53: Untersuchte Mehrbadtechniken am Duplexstahl 1.4462 ($s = 17 \text{ mm}$)

Alle drei Schmelzbäder dieser Mehrbadtechnik wiesen während des Schweißens eine konstante Breite ($b_1 = b_2 = b_3$) auf. Da festgestellt worden ist, dass sich durch die Erhöhung der Schmelzbadbreite das Wärmeeinbringen bzw. die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit deutlich vergrößern lässt, wurde im Rahmen dieser Versuchsreihe diese Einflussgröße untersucht. Die Breitenzunahme ist jedoch beschränkt, da zum einen eine ungünstige Nahtgeometrie entsteht und zum anderen die Schmelzbadoberfläche so groß wird, dass eine zu starke Stickstoffeffusion auftritt. Die minimale Breite der untersuchten Strahlfigur ist ebenfalls begrenzt. Sie ergibt sich aus der Forderung an eine gute Spaltüberbrückbarkeit beim Schweißen im I-Stoß. Hier wurde ein Wert von 4 mm angestrebt. Ausgehend von diesen Forderungen wurde für die 3-Bad-Figur die Breite zwischen 4 und 6 mm variiert.

Um die $t_{12/8}$ -Abkühlzeit weiter anzuheben und gleichzeitig eine starke Entstickung der Schweißnaht zu vermeiden, wurde als weitere Mehrbadtechnik eine 4-Bad-Technik modelliert. Im Unterschied zur 3-Bad-Technik, erzeugen bei der 4-Bad-Technik drei vorlaufende Schmelzbäder zunächst eine 4 mm breite Schweißnaht und das vierte ein $>4 \text{ mm}$ breites Schmelzbad (Bild 53b). Das Ziel des breiteren vierten Schmelzbades bestand nicht nur in der weiteren Zunahme des Wärmeeinbringens und der Abkühlzeit, sondern auch in einem zusätzlichen kurzzeitigen Aufschmelzen des hoch-N-haltigen Grundwerkstoffes, um die Effusion des Stickstoffes im Schmelzbad zu begrenzen (Bild 54). Hierbei wurden zwei Varianten dieser Mehrbadtechnik untersucht: mit 5 und 6 mm breitem letzten Schmelzbad. Es wurde experimentell ermittelt, dass sich mit zunehmender Breite des vierten Schmelzbades der im erstarrten Schweißgut vorliegende Stickstoffgehalt erhöht.



$S_1 > S_{2,\dots,n}$
 $S_{2,\dots,n}$ – Fläche im Querschnitt des mit drei vorlaufenden Schmelzbäder erzeugten Schweißgutes
 S_1 – Fläche im Querschnitt des mit letztem breiten Schmelzbad erzeugten Schweißgutes

Bild 54: Vermeidung der starken Stickstoffeffusion durch Anwendung eines vierten Schmelzbades mit einer Breite von 5 bzw. 6 mm

Auf der Basis dieses Ergebnisses wurden bei der dritten Mehrbadfigur (Bild 53c) die drei vorlaufenden Schmelzbäder noch schmaler (Spot) und das anschließende vierte Schmelzbad entsprechend breit eingestellt (sogenannte „multi-Bad-Technik“). Über die Anzahl der vorlaufenden sehr schmalen Schmelzbäder ist dann noch die Wärmeeinbringung variiert worden.

Im Weiteren wird auf die Programmierung der einzelnen Mehrbadtechniken eingegangen. Alle Mehrbadtechniken wurden mittels Excel-Arbeitsmappen programmiert und in den Funktionsgenerator der Firma pro beam geladen. Beide Achsen dieser Excel-Arbeitsmappe bestehen aus 65535 Einheiten (Bild 55).

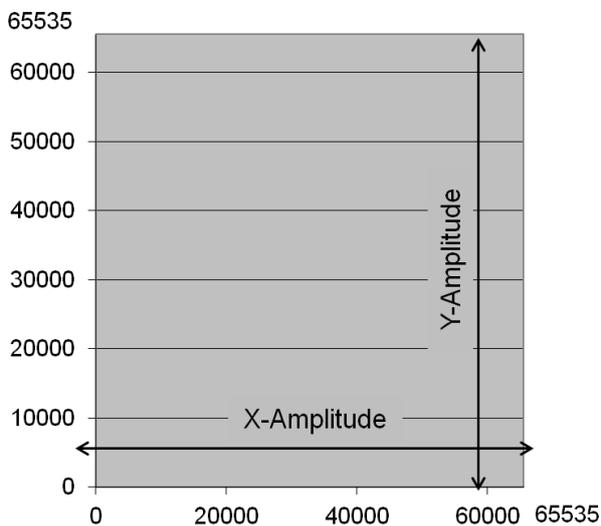


Bild 55: Excel-Arbeitsmappe zur Programmierung der Mehrbadtechniken

Zur Beschreibung der Mehrbadtechnik stehen 1000 Punkte zur Verfügung, die den Koordinaten der Arbeitsmappe zugeordnet werden. Der Elektronenstrahl wird während des Schweißens zwischen diesen Koordinaten mit vorgegebener hoher Frequenz abgelenkt. Die Punkte, die die gleichen Koordinaten in der Arbeitsmappe haben, werden öfter mit dem Elektronenstrahl getroffen. Dadurch besteht die Möglichkeit, unterschiedliche Varianten der Leistungsverteilung zu programmieren. Der Abstand zwischen den Schmelzbädern, bzw. die Größe der Ablenkfigur wird durch die X- und Y-Amplitude definiert.

Im Bild 56 werden die Excel-Arbeitsmappen zur Beschreibung der Mehrbadtechniken dargestellt.

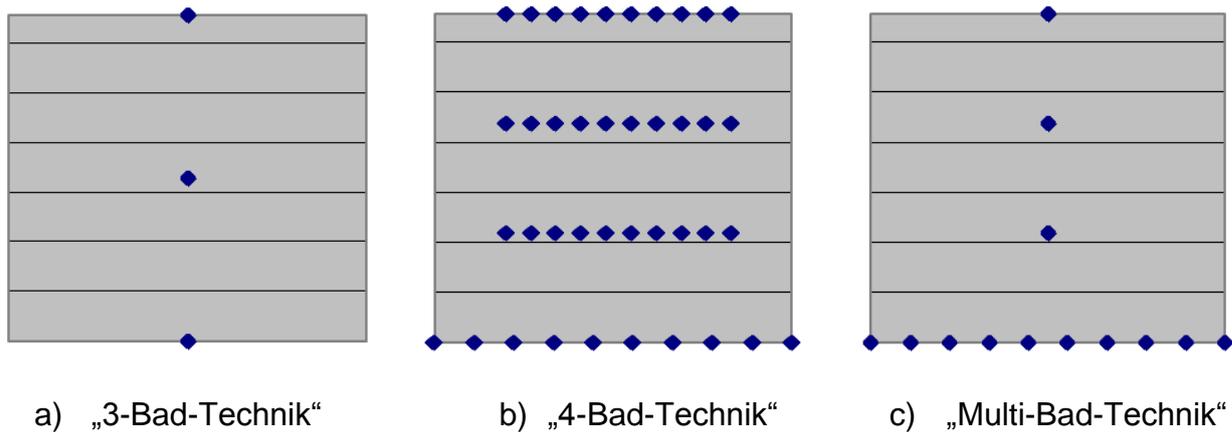


Bild 56: Excel-Arbeitsmappen einzelner Mehrbadtechniken (blauer Punkt = Wirkstelle des Elektronenstrahles)

Jedes Schmelzbad der 3-Bad-Strahlfigur besteht aus einer Wirkstelle des Elektronenstrahls bzw. wird durch eine Koordinate definiert (vgl. Bild 56 a). Um die Breite der mit der Mehrstrahlfigur erzeugten Naht variieren zu können, wird diese Figur mit einer Strahloszillation quer zur Schweißrichtung (X-Richtung) überlagert.

Bei der 4-Bad-Strahlfigur (vgl. Bild 56b) besteht jedes Schmelzbad aus 10 Wirkstellen des Elektronenstrahls. Die Koordinaten wurden so ausgewählt, dass mit der X-Amplitude der gesamten Strahlfigur die vorlaufenden drei Schmelzbäder zunächst eine 4 mm breite Schweißnaht erzeugten, und das vierte Schmelzbad eine Breite von 5 mm oder 6 mm (Variante 1 und 2) zur Folge hatte. Die gesamte Größe der Strahlfigur wird durch die Amplitude der Strahlablenkung in X- und Y-Richtung definiert.

Die dritte erprobte Mehrstrahlfigur ist durch drei vorlaufende Spots und einem anschließenden breiten Schmelzbad gekennzeichnet (vgl. Bild 56c). Im Gegensatz zur vorherigen Strahlfigur, sind die drei vorlaufenden Schmelzbäder (Spots) nur durch eine Koordinate definiert. Im Vergleich zur 4-Bad-Figur bewirken die Spots eine sehr schmale Naht mit geringerer Stickstoffeffusion, so dass sich trotz des 4 mm breiten vierten Schmelzbads bei gleichen Abkühlzeiten ein höherer Stickstoffgehalt im Schweißgut einstellt.

Für jede Mehrbadtechnik wurden unterschiedlichen Varianten der Parametersätze untersucht. Die mit unterschiedlichen Parametersätzen geschweißten Proben wurden ausgewertet und miteinander verglichen. Anschließend erfolgte der Auswahl der Parametersätze, die die besten A/F-Verhältnisse generierten. Diese Untersuchungen erfolgten an der Standard-Duplex-Walzlegierung 1.4462 (Chargen-Nr.: 403778). Alle untersuchten Mehrbadtechniken und die entsprechenden Parametersätze sind dem Anhang 5 zu entnehmen. In Tabelle 12 sind die resultierenden $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten sowie die Stickstoff- und Ferritgehalte dargestellt.

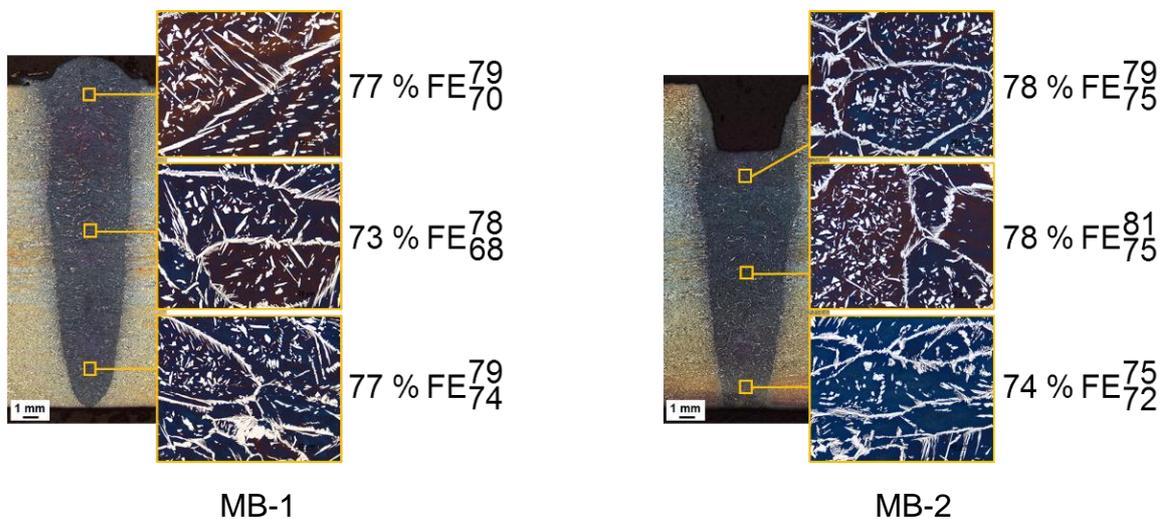
Tabelle 12: $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten sowie Stickstoff- und Ferritgehalte nach dem Schweißen mit unterschiedlichen Mehrbadtechniken am 1.4462 ($t = 17$ mm, Chargen-Nr. 403778)

Strahlfigur	Nr.	a	b	c	n	P-Verteilung	$t_{12/8}$	N-Gehalt	Ferrit-Gehalt
→ v_s		[mm]	[mm]	[mm]			[s]	[%]	[%]

	MB-1	5	-	4	-	21:26:53	4,3	0,117	75
	MB-2	6,25	-	5	-	21:26:53	4,5	0,117	77
	MB-3	7,5	-	6	-	21:26:53	8,5	0,107	80
	MB-4	5	4	5	-	17:16:21:46	7,0	0,109	81
	MB-5	5	4	6	-	19:15:21:45	7,0	0,113	76
	MB-6	4	-	4	1	70:30	3,5	-	86
	MB-7	4	-	4	2	60:15:25	4,0	-	83
	MB-8	4	-	4	3	29:16:20:25	4,3	0,129	73

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass sich mit der Mehrbadtechnik $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten in einem Bereich zwischen 3,5 bis 8,5 s einstellen lassen. Das beste A/F-Verhältnis im Schweißgut lässt sich mit der Strahlfigur MB-8, bestehend aus drei vorlaufenden Spots und abschließenden 4 mm breiten Schmelzbad, einstellen. Hier stellte sich eine $t_{12/8}$ -Abkühlzeit von 4,3 s, ein Stickstoffgehalt von 0,129 % und ein mittlerer δ -Ferrit-Gehalt von 72 %FE (max. 76 % FE / min. 64 % FE) ein (Bild 57f). Der ermittelte Stickstoffgehalt ist der höchste Stickstoffgehalt aller mit den verschiedenen Strahlfiguren erzeugten Schweißnähte. Die Ausbildung der kegelförmigen Nahtgeometrie bei dieser Schweißung kann darauf zurückgeführt werden, dass die für die Vorwärmung notwendigen Durchschweißungen nur mit den vorlaufenden Spots erzeugt wurden. Durch das letzte breite Schweißbad ließ sich bislang keine vollständige Durchschweißung erzeugen, was jedoch durch eine weitere Parameteroptimierung erreicht werden kann. Die im Rahmen dieser Versuchsreihe angefertigten Querschliffe der hergestellten Schweißungen sind im Bild 57 dargestellt.

Nach Absprache mit dem PA wurde die Strahlfigur MB-8 für die weitere Untersuchungen ausgewählt, weil sie in der Versuchsreihe den niedrigsten Ferritgehalt beim höchsten Stickstoffgehalt gewährleistete. Zur weiteren Reduzierung des Ferrit-Gehaltes erfolgten anknüpfende Schweißuntersuchungen mit den Parametern der Strahlfigur MB-8 und sukzessiv mittels ELO-Bild angehobener Vorwärmtemperatur (100-400 °C) an der Standard- und Lean-Duplex-Walzlegierung. Mikroschliffe und Aufnahmen des Schweißgutgefüges zeigt das Bild 58. Der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Stickstoff- und Ferritgehalte ist im Bild 59 dargestellt.



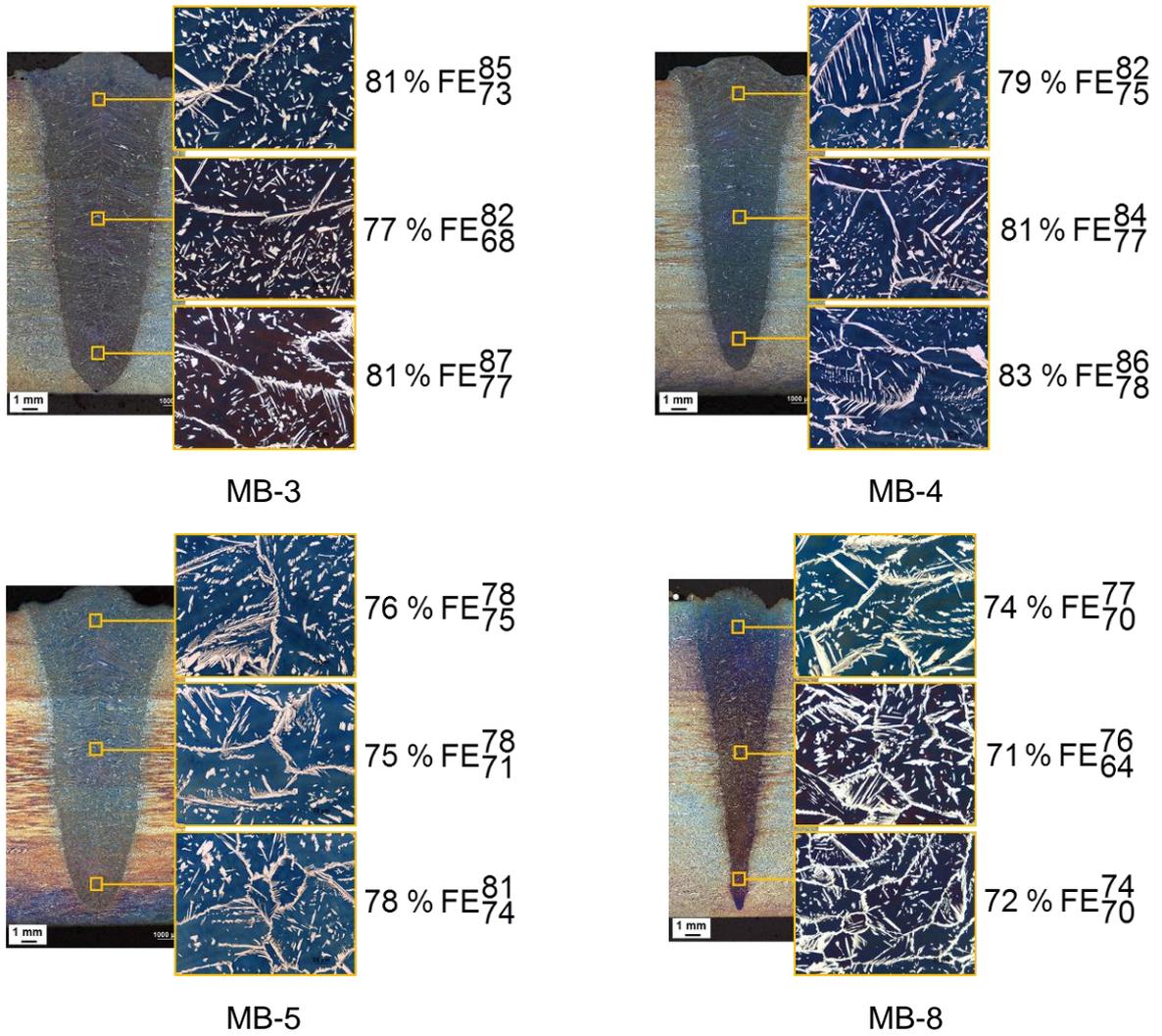
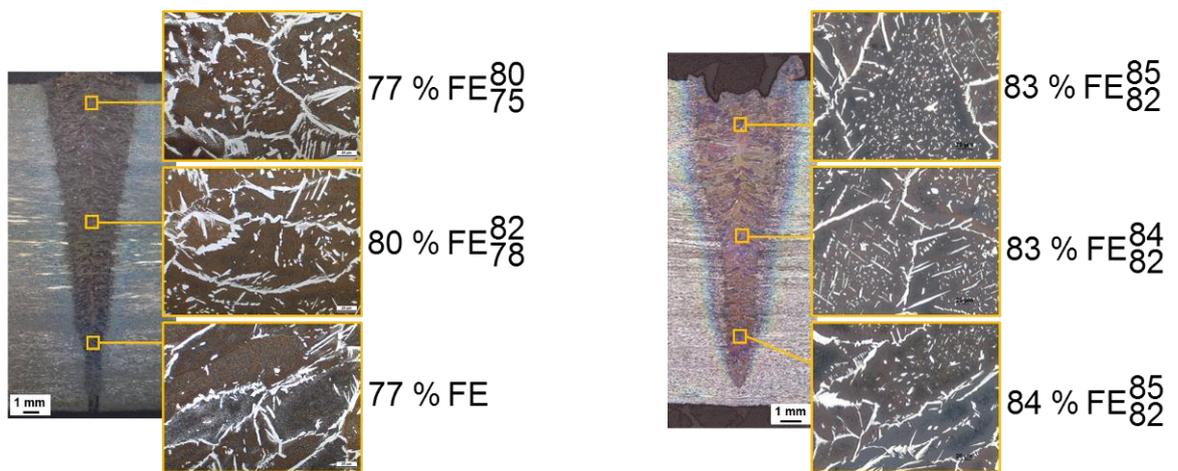
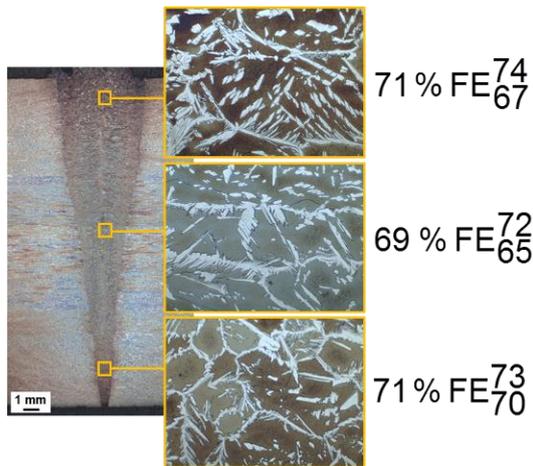


Bild 57: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit unterschiedlichen Mehrbadtechniken geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm)

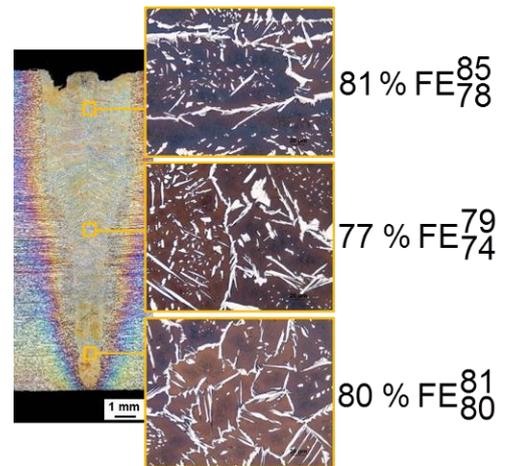


1.4462, Vorwärmtemperatur 100 °C

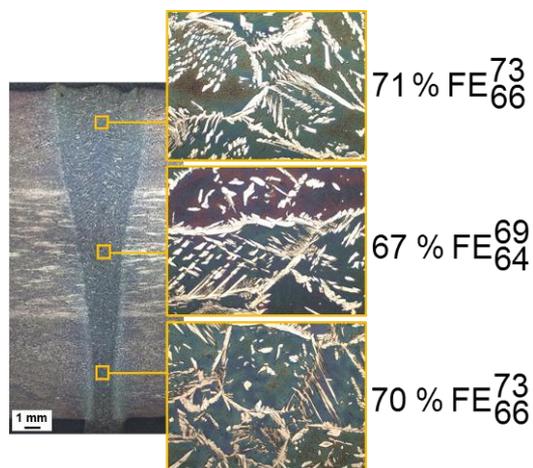
1.4362, Vorwärmtemperatur 100 °C



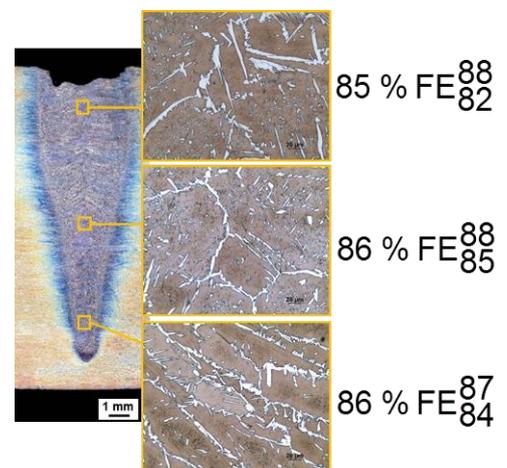
1.4462, Vorwärmtemperatur 200 °C



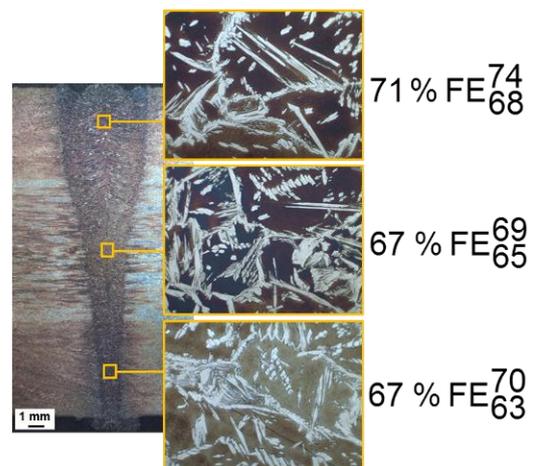
1.4362, Vorwärmtemperatur 200 °C



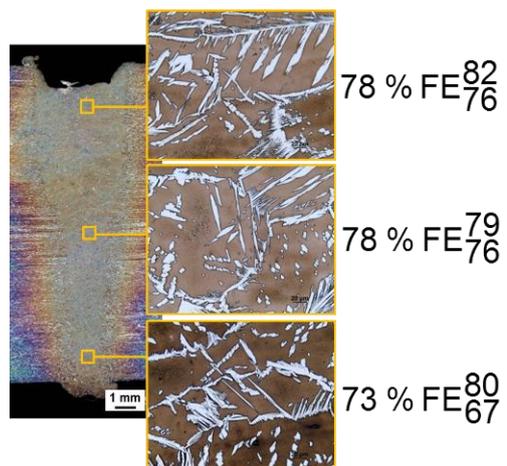
1.4462, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4462, Vorwärmtemperatur 400 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 400 °C

Bild 58: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit entwickelter Mehrbadtechnik und unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4462, s = 17 mm und 1.4362, s = 15 mm)

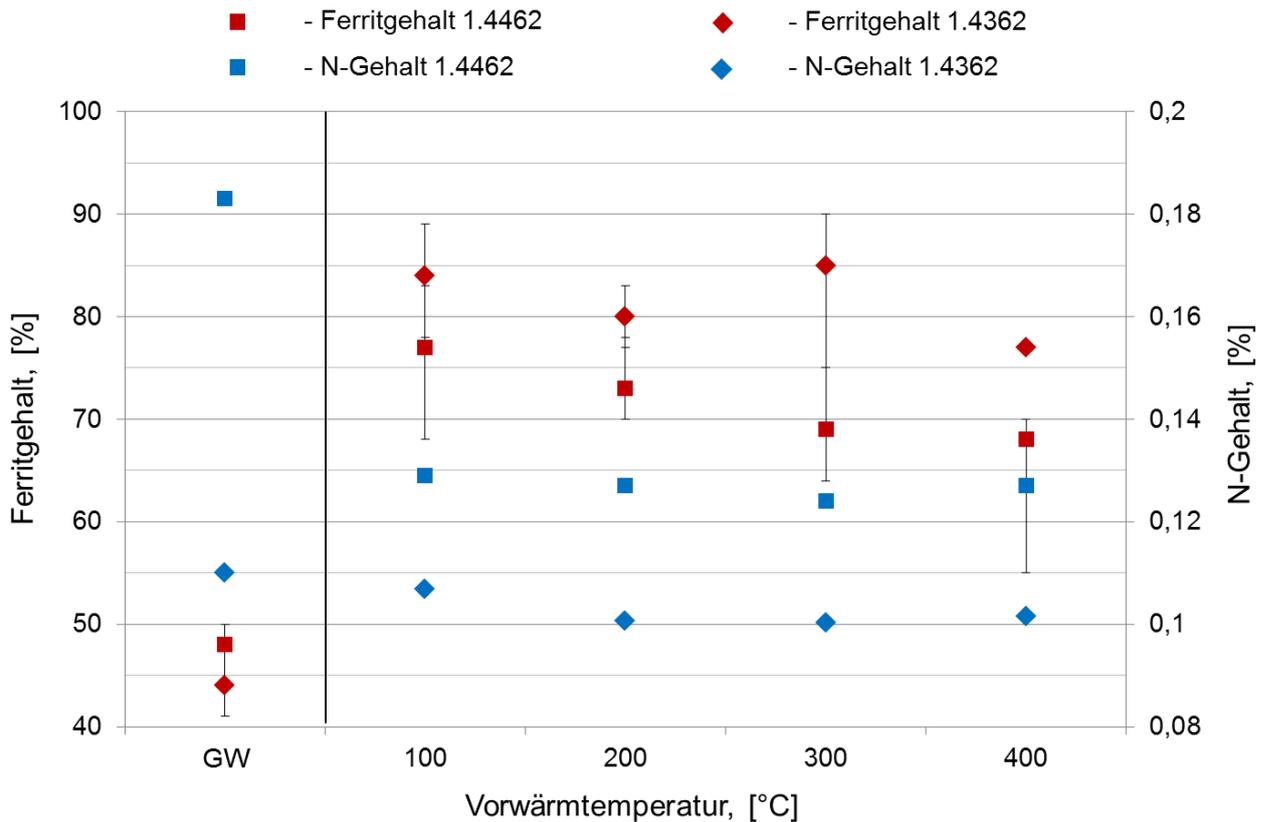


Bild 59: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf den Stickstoff- und Ferritgehalt im Schweißgut

Die $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten wurden nur beim EB-Schweißen von 1.4462 gemessen und sind in die Tabelle 13 dargestellt.

Tabelle 13: $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten beim Schweißen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen (1.4462, s = 17 mm)

Vorwärmtemperatur, [°C]	$t_{12/8}$ -Abkühlzeit, [s]
RT	4,2
100	5,2
200	5,7
300	6,6
400	7,5

Beim Schweißen der Standard-Duplex-Walzlegierung (1.4462) konnte durch die Vorwärmung auf 400 °C die $t_{12/8}$ -Zeit auf 7,5 s angehoben werden, was einen Ferritgehalt von ca. 68 % (max. 70 % / min. 55 %) nach sich zog. Der Stickstoffgehalt im Schweißgut blieb hierbei auf dem Niveau der Schweißung MB-8 ohne Vorwärmung.

Bei der Lean-Duplex-Walzlegierung (1.4362) trat trotz der unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen ein Ferritgehalt von ca. 80 % im Schweißgut auf. Als Grund dafür sehen die Bearbeiter des Forschungsprojektes den schon für den Grundwerkstoff berechneten hohen Wert für das $Cr_{\text{Äq}}/Ni_{\text{Äq}}$ (3,2) – dem höchsten Wert aller im Forschungsprojekt verwendeten Versuchswerkstoffe (vgl. Tabelle 1). Je größer dieser Wert ist, desto längere

Abkühlzeiten sind beim Schweißen für eine ausreichende Ausscheidung der Austenitphase im Schweißgut bzw. in der WEZ erforderlich. Das berechnete hohe Äquivalent begründet sich vor allem in den vergleichsweise geringen Stickstoffgehalt des Grundwerkstoffes von 0,11 %. Das Schweißgut wies zwar erwartungsgemäß einen geringeren Stickstoffgehalt auf (0,09 %), jedoch war die Stickstoffreduzierung nicht so stark, wie bei den anderen Legierungen.

Die Sichtprüfung der erzeugten Blindschweißungen ergab viele Schweißspritzer im Nahtbereich (Bild 60). Diese sind auf den kleinen Abstand zwischen den einzelnen Schmelzbädern zurückzuführen, da bei den gewählten Parametern der Mehrbadtechnik der nachfolgende Elektronenstrahl auf das noch nicht erstarrte Schmelzbad trifft. Die Gründe für den gewählten geringen Abstand wurden bereits im Absatz 6.4.2 erläutert.

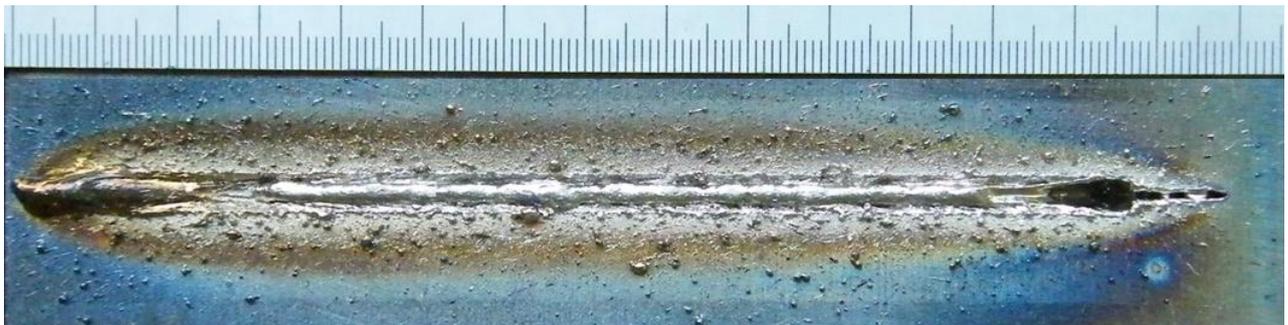


Bild 60: Schweißspritzer und Einbrandkerben im Bereich der Oberseite einer Blindnaht (1.4462, $s = 17$ mm)

Die Kerbschlagbiegearbeit der mit Vorwärmung erzeugten Schweißungen wurde bei -40 °C ermittelt und der untersuchten Grundwerkstoffcharge gegenübergestellt. Die Ergebnisse sind im Bild 61 dargestellt.

Beim Schweißen von 1.4462 zeigt sich ein signifikanter Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Kerbschlagbiegearbeit. Die niedrigste Kerbschlagbiegearbeit von ca. 80 J hat die mit 100 °C-Vorwärmung geschweißte Probe. Dieser Wert der Kerbschlagbiegearbeit ist zwar deutlich niedriger als der vom Grundwerkstoff 1.4462, erfüllt aber schon die Spezifikationen gemäß [32]. Eine Vorwärmung auf 200 °C und höher (bis 400 °C) hat sogar Kerbschlagbiegearbeiten des Schweißgutes zur Folge, die dem Niveau des Grundwerkstoffes von ca. 250 J entsprechen.

Hingegen sind die geschweißten Proben des 1.4362 bei allen Vorwärmtemperaturen durch eine deutlich geringere Kerbschlagbiegearbeit im Vergleich zum Grundwerkstoff charakterisiert. Als Ursache wird der erhöhte Ferritgehalt im Schweißgut (76-85 %FE) gegenüber dem Grundwerkstoff (44 %FE) angesehen. Für dieses Material wären deutlich längere Abkühlzeiten notwendig, um einen geringeren Ferritgehalt einzustellen.

Da beim EB-Schweißen sehr schmale Schweißnähte entstehen und die hohen Kerbschlagwerte des Standard-Duplexschweißgutes sehr erstaunlich waren, wurde exemplarisch von einer zerschlagenen Kerbschlagprobe ein geätzter Querschliff angefertigt (Bild 62). Das linke Bild zeigt deutlich, die hohe Zähigkeit des Schweißgutes, dass teilweise komplett aus der Naht herausgerissen wurde. Der Querschliff bestätigt die richtige Lage des Kerbes in der Mitte des Schweißgutes.

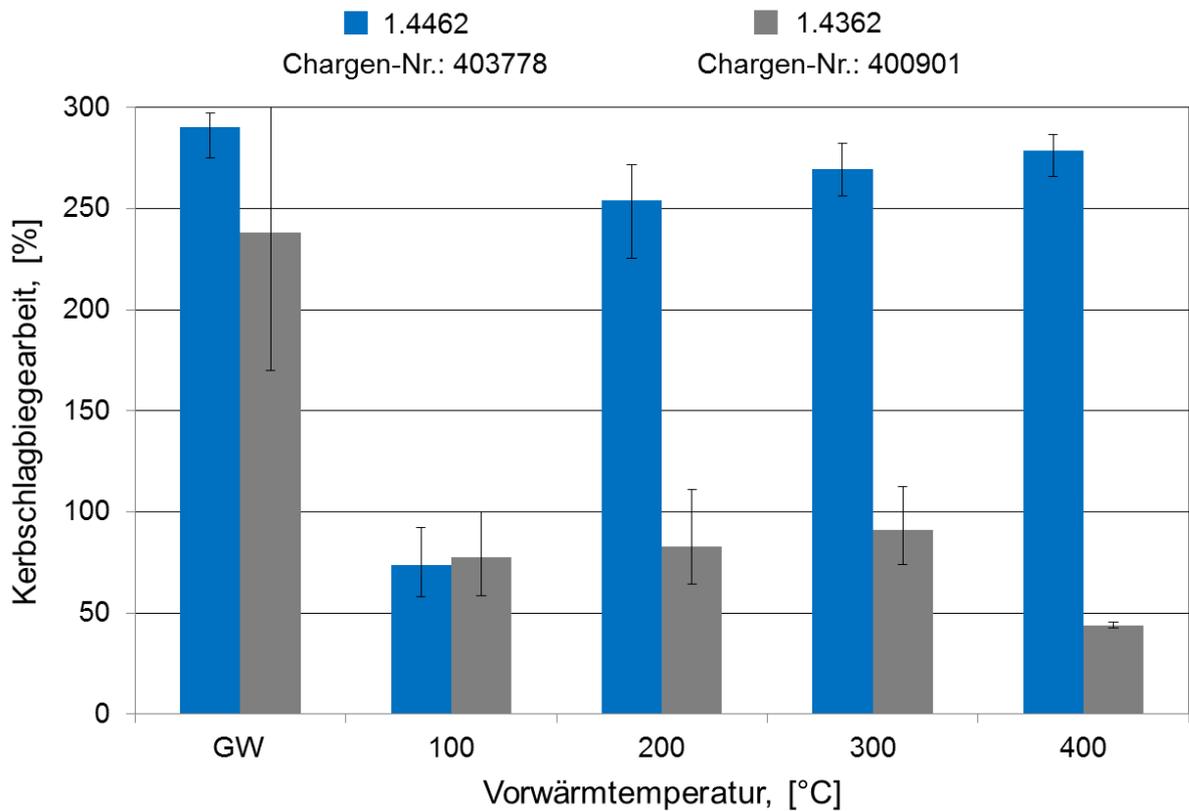
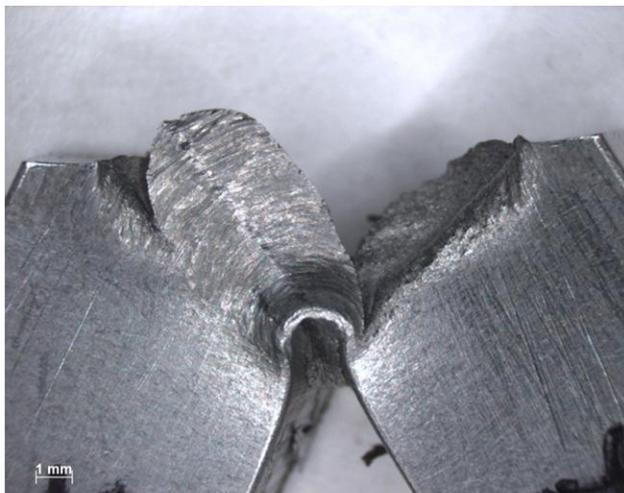
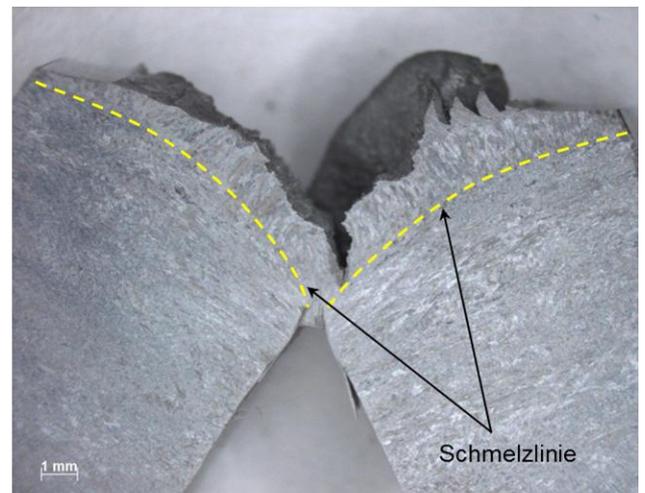


Bild 61: Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Kerbschlagbiegearbeit der mit EB-Mehrbadtechnik geschweißten Blindnähte des Standard- und Lean-Duplexstahles (s = 17 mm)



Bruchverlauf der Kerbschlagprobe (Draufsicht)



Bruchverlauf am Querschliff (1-1)

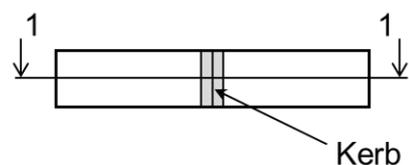
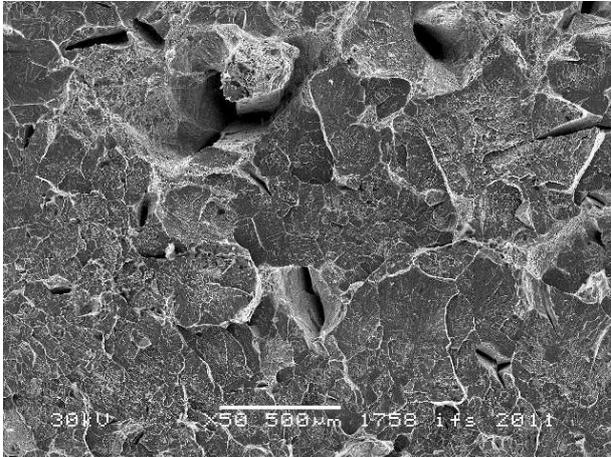
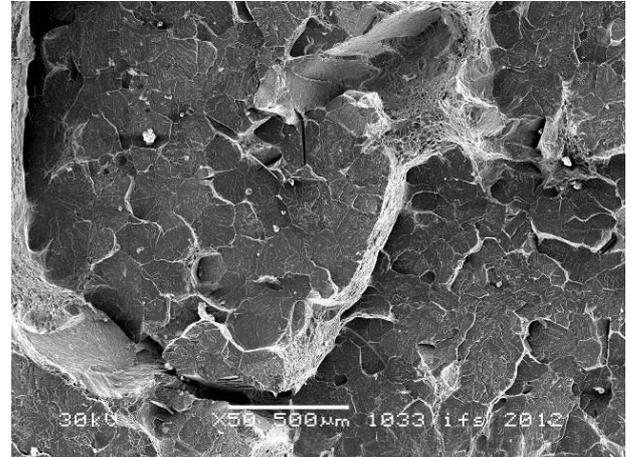


Bild 62: Bruchlage einer Kerbschlagprobe Charpy VWT (1.4462, Vorwärmtemperatur: 300 °C, 69 %FE, $K_V = 277$ J)

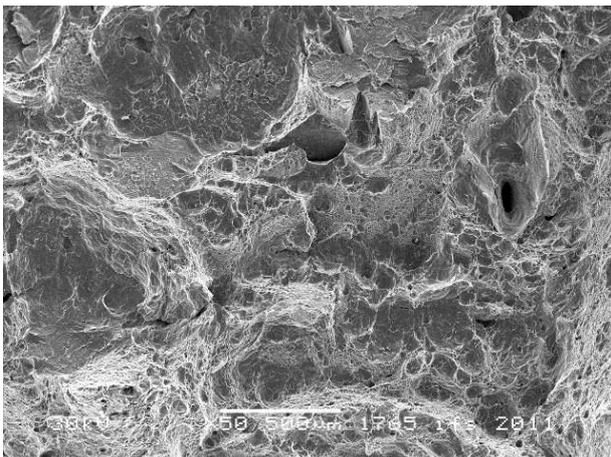
An den Bruchflächen erfolgten ausgewählte REM-Aufnahmen. Während die bei 100 °C-Vorwärmung geschweißte Probe am 1.4462 noch einige spröde Anteile aufweist, sind die bei den höheren Vorwärmtemperaturen gefertigten Proben durch einen hohen Anteil duktile Bereiche gekennzeichnet (Bild 63).



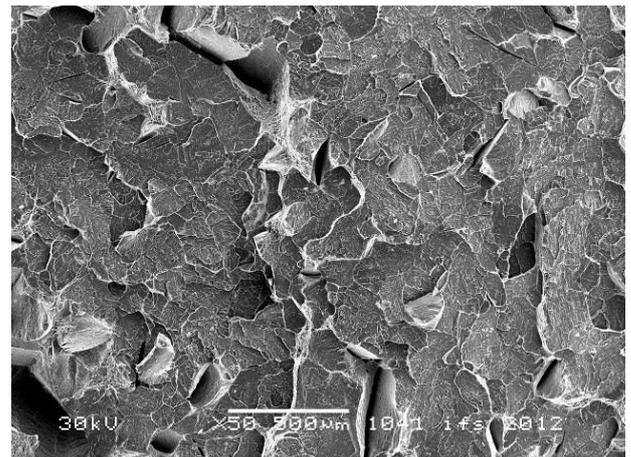
1.4462, Vorwärmtemperatur 100 °C



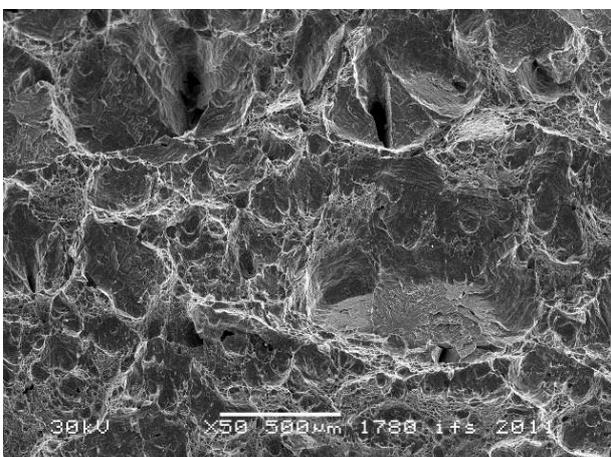
1.4362, Vorwärmtemperatur 100 °C



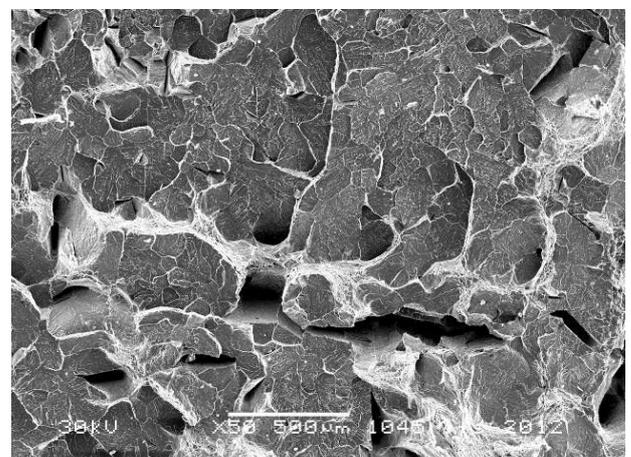
1.4462, Vorwärmtemperatur 200 °C



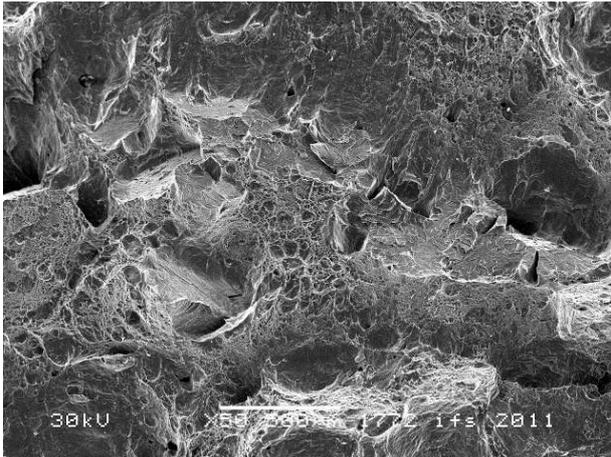
1.4362, Vorwärmtemperatur 200 °C



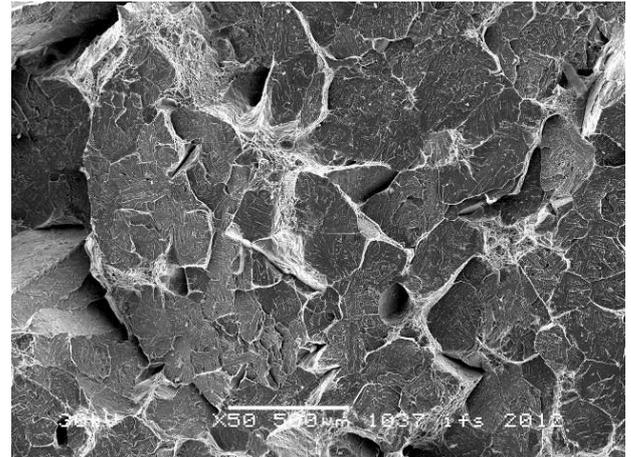
1.4462, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4462, Vorwärmtemperatur 400 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 400 °C

Bild 63: REM-Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben der EB-Schweißgüter des 1.4462 und 1.4362

Bedingt durch die Einsatzbedingungen der Standard-Duplex-Stähle, spielt das Korrosionsverhalten der Schweißverbindungen, insbesondere ihr Lochkorrosionsbeständigkeit, eine große Rolle innerhalb der Qualitätssicherung. Daher wurde die Lochkorrosionsbeständigkeit an den EB-Schweißungen des 1.4462 mit der Analyse des Elektrochemischen Rauschens (Kapitel 5.3.3) ermittelt, die die höchsten Kerbschlagwerte aufwiesen. Die experimentell ermittelten Ergebnisse und die auf Basis der am Schweißgut realisierten Stickstoffanalysen theoretisch berechneten CPT-Werte stellt das Bild 64 dar.

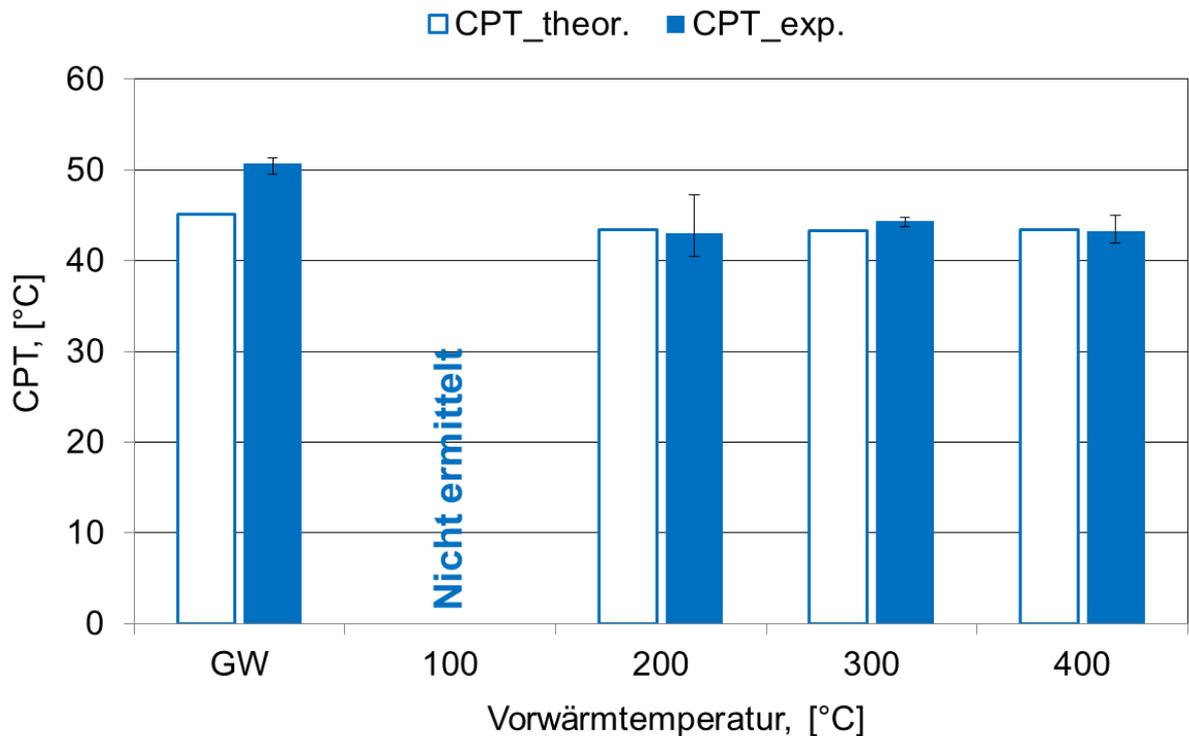


Bild 64: Mit dem ECR ermittelte CPT an den mit Mehrbadtechnik und Vorwärmung erzeugten Schweißungen am 1.4462 (s = 17 mm)

Die Ergebnisse zeigen, dass die Schweißnähte unabhängig von der Vorwärmtemperatur nahezu die gleiche Lochkorrosionstemperatur von 43 °C erreichen. Dies ist begründet in den nahezu gleichen A/F-Verhältnissen und Stickstoffgehalten in allen Schweißgütern. Die erzielten Werte liegen zwar unter dem Wert des gewalzten Grundwerkstoffes, sind trotzdem aber als sehr hoch einzustufen.

Angaben aus der Literatur zur kritischen Lochkorrosionstemperatur im Eisenchloridtest nach ASTM G48 Verfahren A (Tauchversuch) zeigen, dass die CPT des 1.4462 für den Grundwerkstoff zwischen 30 und 40 °C und für den geschweißten Zustand zwischen 22 und 30 °C liegt [35]. Gemäß [32] müssen die Duplexstahl-Schweißverbindungen sogar nur einem Standardversuch nach ASTM G48 Verfahren A bestehen, d.h. nach einer 72-stündigen Auslagerung in 10 %iger FeCl₃-Lösung soll kein Lochkorrosionsangriff zu sehen sein. Dies sollte mit den erzielten Ergebnissen abgesichert sein.

Weitere Untersuchungen mit der Mehrbadtechnik erfolgten an der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392 (Chargen-Nr.: B40490). Da dieser Werkstoff einen hohen Stickstoffgehalt aufweist, wurde keine Vorwärmung der Proben realisiert. An den erzeugten Proben wurden der Ferritgehalt und die Kerbschlagbiegearbeit bestimmt. Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur dieser Schweißung sind im Bild 65 dargestellt.

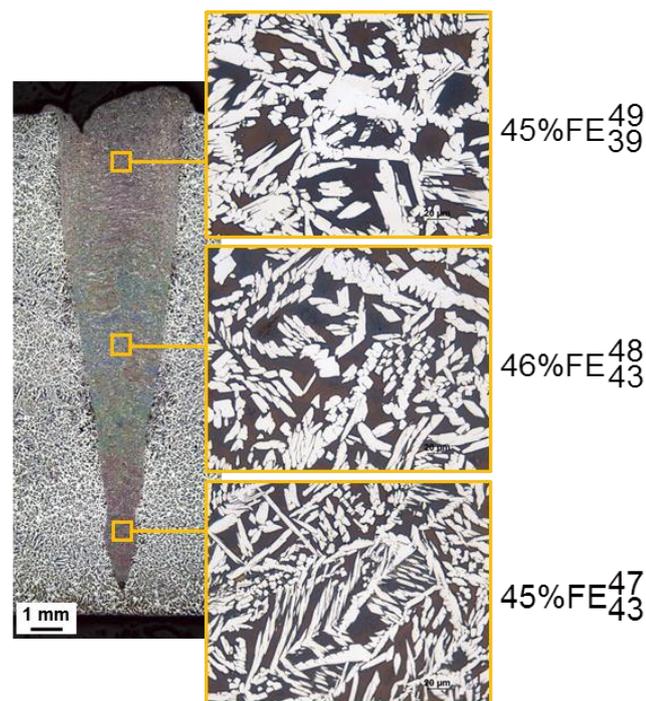


Bild 65: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit entwickelter Mehrbadtechnik geschweißten Probe (1.4392, s = 17 mm)

Der Ferritgehalt des erzeugten EB-Schweißgutes liegt bei den gewählten Bedingungen im Bereich zwischen 39 und 49 %. Der Grundwerkstoff weist Werte zwischen 19 und 37 % auf (vgl. Tabelle 3). Die ermittelte Kerbschlagbiegearbeit bei -40 °C liegt im Mittel bei 95 J und ist somit als im Grundwerkstoff. Jedoch streuen die Einzelwerte relativ stark (Bild 66).

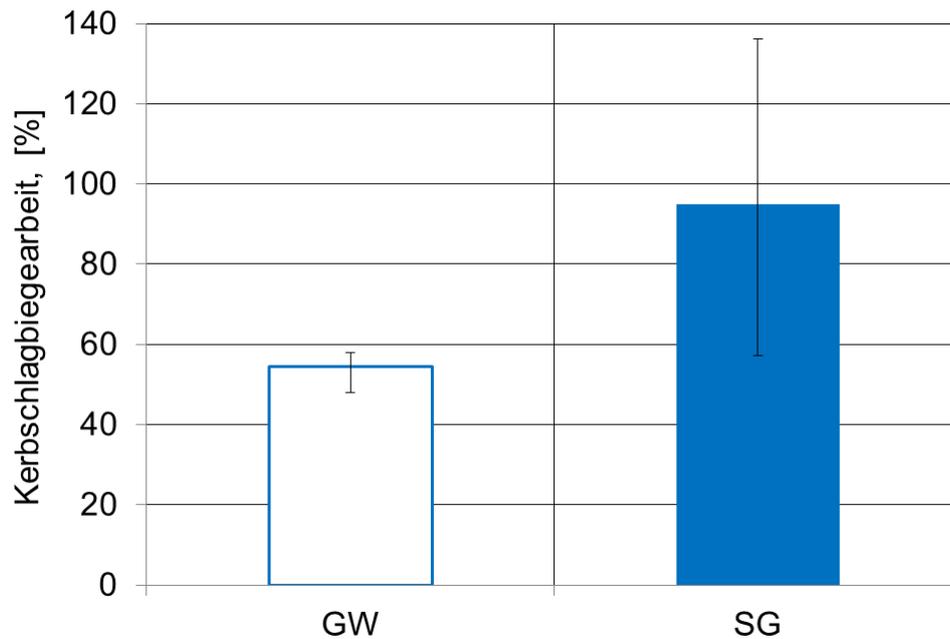


Bild 66: Kerbschlagbiegearbeit der mit der Mehrbadtechnik erzeugten Blindschweißung

Zusammenfassung:

- Im Vergleich zur konventionellen Einstrahltechnik können durch Einsatz des EB-Mehrstrahlschweißens die $t_{12/8}$ -Zeiten deutlich erhöht werden können.
- Durch den Einsatz der EB-Mehrstrahltechnik in Verbindung mit einer Vorwärmung auf 200 °C und höher ließen sich aus metallurgischer Sicht qualitativ hochwertige Blindnähte am 1.4462 ohne Verwendung von Schweißzusatz und nachfolgender Wärmebehandlung erzeugen.
- Beim Schweißen von Duplexstählen mit hohem Stickstoff- bzw. Nickelgehalt kann ein ausgewogenes Austenit/Ferrit-Verhältnis im Schweißgut auch ohne Vorwärmung der Probe eingestellt werden

6.5 Vorwärmen mit der UMH-Technologie

6.5.1 Grundlagen

In der Industrie gibt es denkbar viele Prozesse, die ein Erwärmen des Werkstücks vor, während oder nach der Fertigstellung erfordern. Stellt man in diesem Zusammenhang den Gedanken an ein Verfahren zur magnetischen Erwärmung von Bauteilen in den Raum, so wird zunächst an das bekannte Verfahren der Induktionserwärmung gedacht. Eine Alternative hierzu ist die Methode des Uniform Magnetic Heating (UMH). Es ist ein recht neues Verfahren aus der Mitte der 1990er Jahre, mit einem grundsätzlich vergleichbaren technologischen Ansatz. Verglichen mit der Induktionserwärmung ergeben sich jedoch einige Unterschiede in der Umsetzung. Aus diesem Grund wird im folgenden Abschnitt eine kurze Betrachtung dieser beiden Verfahren erfolgen.

Bei der Induktionserwärmung wird das elektrisch leitfähige Werkstück von einem Induktor – im Regelfall eine Spule mit n Windungen – berührungslos umschlossen. Der Induktor wird von einem Wechselstrom durchflossen, der ein magnetisches Wechselfeld erzeugt, welches wiederum einen Wirbelstrom im Werkstück induziert und dieses erwärmt. Der Wirbelstrom wird dabei jedoch frequenzabhängig in oberflächennahen Bereichen induziert. Die erreichbare Eindringtiefe der Erwärmung ist begrenzt, da sich die in einem induktiv erhitzten Metallkörper erzeugte Wärmeenergie an der Werkstückoberfläche staut. Folglich wird das Werkstück im oberflächennahen Bereich stärker erwärmt als im Kern. Abhängig von Frequenz sowie den elektrischen und magnetischen Werkstoffkennwerten ist dieser Bereich unterschiedlich dick bzw. stark ausgeprägt. Durch dieses als Skineneffekt bezeichnete Phänomen ergibt sich daher ein ungleichmäßiges Temperaturprofil über den Bauteilquerschnitt. Zum Teil ist dieser Effekt, z. B. beim Randschichthärten, durchaus erwünscht. Dieses ist jedoch, wenn insbesondere bei dickwandigeren Bauteilen eine gleichmäßige Erwärmung gefordert wird, ein signifikanter Nachteil des Verfahrens. [36]

Bei der induktiven Erwärmung von ferromagnetischen Werkstoffen kommt es bis zum Curie-Punkt zu einem weiteren Effekt, der sogenannten Ummagnetisierungs- oder Hystereseerwärmung. Durch das stetig wechselnde Magnetfeld wechseln auch die magnetischen Domänen innerhalb des Werkstücks entsprechend ihre Orientierung und erzeugen dabei durch die stetigen Richtungsänderungen eine Art Reibungswärme. Dieser Effekt, der sich mit steigender Frequenz minimiert, wird bei der Induktionserwärmung normalerweise vernachlässigt [36].

Hier ergibt sich aber der Ansatzpunkt der UMH-Technik, die wie der Name besagt, für eine gleichmäßige Erwärmung des Werkstücks sorgt. Das Verfahren arbeitet bei niedrigen Frequenzen (unter 100 Hz) und nutzt den bereits angesprochenen Effekt der Hystereserwärmung aus. Hierfür wird der magnetische Fluss direkt durch das Werkstück geleitet, anders als der Wirbelstrom, der um das Werkstück herum bzw. an dessen Oberfläche fließt.

Analog zur Induktionserwärmung werden auch bei der UMH-Technik Spulen benutzt, um das Werkstück indirekt zu erwärmen. Die Spulen sind so aufgebaut, dass sie ihr Magnetfeld in einem Laminat aus Material mit hoher Permeabilität und geringem magnetischen Widerstand (Reluktanz) erzeugen. Aus diesem Laminat wird ein C-förmiger Kern bzw. Magnetkreis hergestellt, in dessen Lücke das Werkstück platziert wird (Bild 67). Ein direkter Kontakt zwischen Bauteil und Kern ist nicht notwendig. Das Laminat erzeugt eine Vielzahl von kleinen Magnetfeldern, die für einen gleichmäßigeren magnetischen Fluss durch das Werkstück sorgen. Im Gegensatz zu einem einzeln erzeugten, großen Magnetfeld verhindert das Laminat zudem das Entstehen von Wirbelströmen auf der Werkstückoberfläche. Das so durch das Werkstück geleitete magnetische Wechselfeld erzeugt die wechselnden magnetischen Domänen im Werkstück und somit die zur Erwärmung genutzten Hystereseverluste. [37]

Obwohl Stahl ab dem Curiepunkt von ca. 770 °C seine ferromagnetischen Eigenschaften verliert, sind Temperaturen bis 1100 °C mit der UMH-Technik erreichbar. Auch paramagnetische Materialien wie Aluminium sind mit der UMH-Technik erhitzbar. Dies liegt vor allem an den verwendeten weit höheren magnetischen Flussdichten als bei konventionellen magnetischen Erwärmungsverfahren. Diese erhöhten Flussdichten sind auch bei paramagnetischen Materialien in der Lage eine ausreichende Umorientierung der magnetischen Domänen innerhalb des Werkstücks und damit die gewünschten Hystereseverluste zu erzeugen. [38]

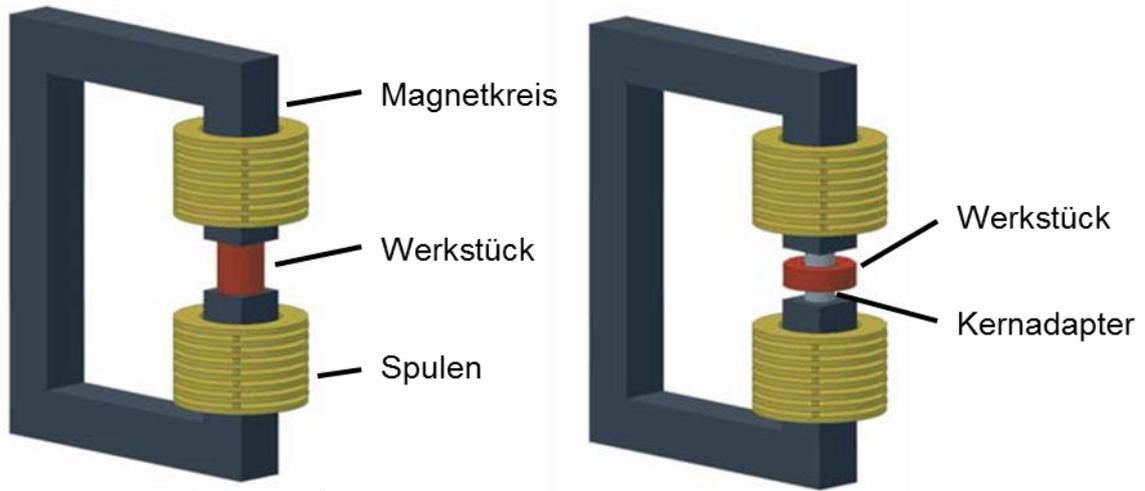
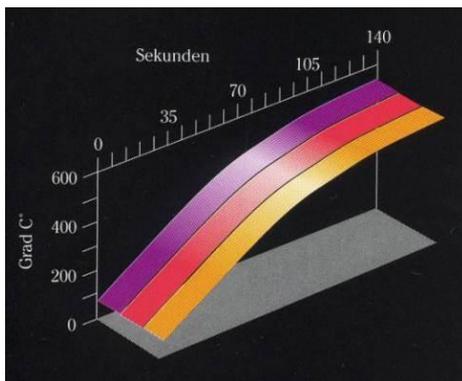
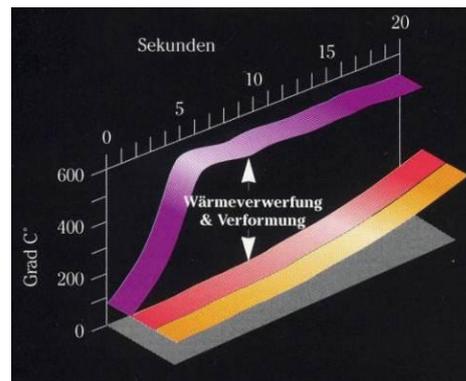


Bild 67: Prinzipieller Aufbau einer UMH-Anlage [8]

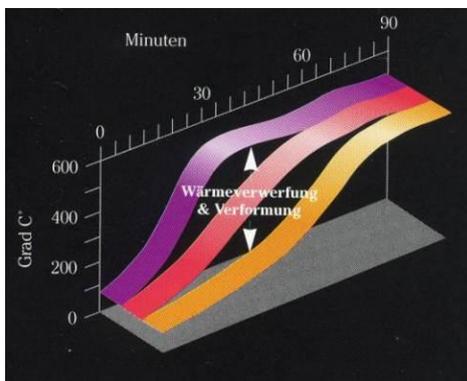
Um die Homogenität des Temperaturprofils zu verdeutlichen, zeigt Bild 68 an einem Bauteil beispielhaft den Vergleich der UMH-Technik mit den gängigen Erwärmungsverfahren Induktionserwärmung und Erwärmung im Ofen.



UMH-Technik



Induktionserwärmung



Ofen-Erwärmung

Legende:
 Oberflächentemperatur: violett
 Temperatur in halber Tiefe: rot
 Kerntemperatur: gelb

Quelle: [8]

Bild 68: Darstellung verschiedener Erwärmungsverfahren

Die Effizienz des UMH-Prozesses hängt von solchen Parametern, wie Werkstoff, Werkstückmasse und Werkstückgeometrie, ab. Deshalb ist bei neuen Bauteilen eine Optimierung der Prozessparameter von Nöten. Hiervon hängen auch die maximal erreichbare Bauteiltemperatur und die Aufheizgeschwindigkeit ab.

In der Gesamtbetrachtung der UMH-Technologie ergeben sich nach [8] zusammenfassend folgende Vorteile:

- energieeffiziente, homogene und schnelle Erwärmung des gesamten Werkstücks,
- genaue Temperaturführung bis 720 °C (max. 1100 °C),
- Erwärmung auch von paramagnetischen Materialien wie Aluminium und
- wartungsarme Maschinen ohne Wasserkühlung.

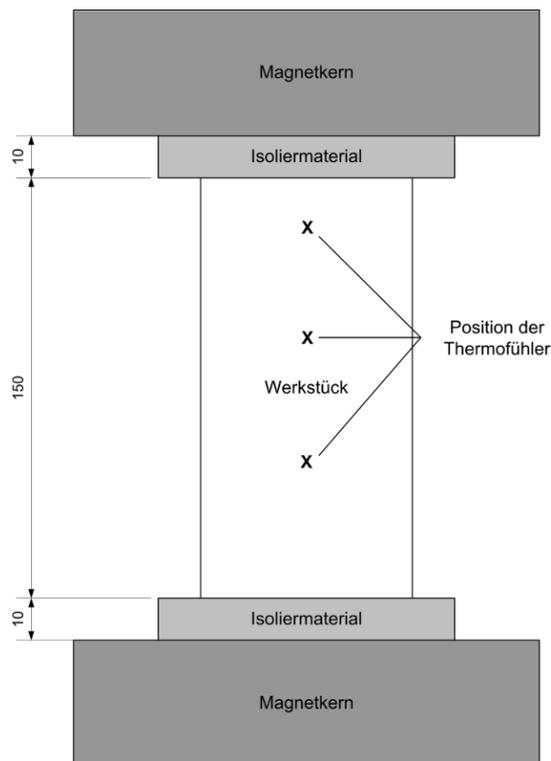
Diese Merkmale führen zu einem breiten Anwendungsspektrum dieser Technologie wie z. B. das Vor- und Nachwärmen, Anlassen, Schrumpfpassen und Spannungsarmglühen von Bauteilen verschiedenster Formen und Größen.

6.5.2 Versuchsdurchführung

Da die Möglichkeiten Bauteile mit dem Elektronenstrahl vorzuwärmen insbesondere bei dickwandigen Bauteilen beschränkt sind, wurde im Rahmen dieses Forschungsvorhabens die Möglichkeit zur Vorwärmung mit der UMH-Technik untersucht. Da die Art der Vorwärmung keinen Einfluss auf das Schweißverhalten hat, wurden in diesem Fall keine Schweißversuche durchgeführt. Das Augenmerk galt vielmehr der Aufheizrate, deren Abhängigkeit von der Probengröße und dem Vergleich zum Vorwärmen mit dem Elektronenstrahl. Eine Erwärmung von Bauteilen durch die UMH-Technik ist aufgrund der starken Magnetfelder nicht innerhalb der Vakuumkammer möglich. Deshalb müssen die Bauteile „überhitzt“ werden, um die Zeit zwischen Evakuierungsbeginn und Schweißung zu überbrücken. Aus diesem Grund werden nicht nur die Aufheizraten, sondern auch die Abkühlraten der Proben beim Evakuieren der Kammer betrachtet.

Die Aufheiz- und Abkühlraten wurden durch drei Thermoelement-Fühler in der Werkstückmitte erfasst und mit einer Frequenz von 1 Hz aufgezeichnet. Dazu wurden an den Blechen entsprechend tiefe Bohrungen von 2 mm Durchmesser eingebracht. Die Bleche selbst wurden dann mit Isoliermaterial vom Kern der Maschine isoliert, um eine unnötige Wärmeableitung in den metallischen Kern vermieden und diesen insbesondere bei hohen Bauteiltemperaturen vor Überhitzung geschützt (vgl. Bild 69).

Für die Versuche fanden Blechproben aus dem Standard-Duplex-Stahl in unterschiedlichen Dicken Anwendung. Die Länge der Proben betrug für alle Versuche 150 mm. Die Bleche in 17 mm Dicke lagen in einer Breite von 55 mm und die Bleche in 24 bzw. 48 mm Dicke in einer Breite von 60 mm vor. Die Parameter für die Vorwärmung mit der UMH-Technik wurden für jede der Proben möglichst optimal eingestellt (vgl. Bild 69).



Parameter:

s [mm]	17	24	48
f [Hz]	90	90	90
I [A]	162	155	155

Bild 69: Versuchsaufbau und Parameter für die UMH-Versuche

6.5.3 Versuchsergebnisse

Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse werden für jede Blechdicke die UMH-Technik und die Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl einander gegenübergestellt. Für die Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl wurde eine 30 mm x 30 mm große Rechteck-Figur mit einer Leistung von 2,25 kW verwendet. Dies entspricht der für die Schweißversuche verwendeten Konfiguration. Für die Vorwärmung mit der UMH-Technik wurden die in Bild 69 aufgeführten Parameter verwendet. Bild 70 und Bild 71 zeigen die Aufheizrate \dot{T} jeweils für die ersten 250 s und für die UMH-Technik für weitere 290 s.

Für die Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl ergibt sich das zu erwartende Bild. Je dicker das Blech, desto langsamer die Vorwärmung. Da das Thermoelement für die Temperaturerfassung auf der strahlabgewandten Seite positioniert ist, spielt die Wärmeleitung eine große Rolle. Hieraus ergibt sich, dass der Verlauf bei der geringsten Blechdicke stufenförmig verläuft, und dass bei der größten Blechdicke, insbesondere zu Beginn der Vorwärmung, eine Verzögerung des Temperaturanstiegs erfolgt.

Zieltemperatur ist für alle Versuche 650 °C. Bei einer Blechdicke von 17 mm wird diese Temperatur nach gut 4 min erreicht. Für die Vorwärmung der 24 mm dicken Bleche werden ca. 8 min benötigt. Die Vorwärmung der größten Blechdicke benötigt mehr als 20 min.

Ein anderes Bild ergibt sich für die Vorwärmung mit der UMH-Technik. Hier wird das Blech mit der größten Wandstärke am schnellsten erwärmt, und es wird die höchste Temperatur erreicht. Das Ende der Versuche ist durch das Unterschreiten einer Aufheizrate von 0,2 K/s definiert, wobei die Zieltemperatur von 650 °C aber in keinem Fall erreicht wird.

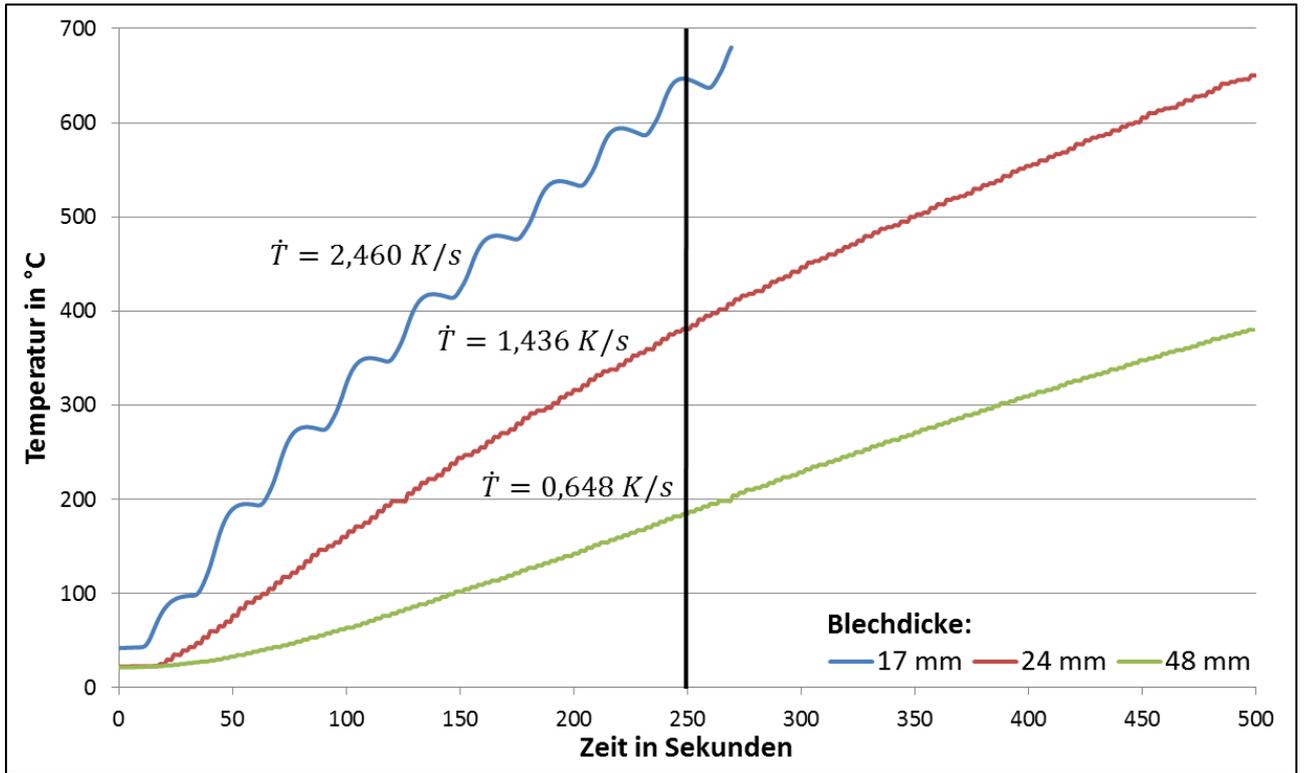


Bild 70: Aufheizraten für die Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl

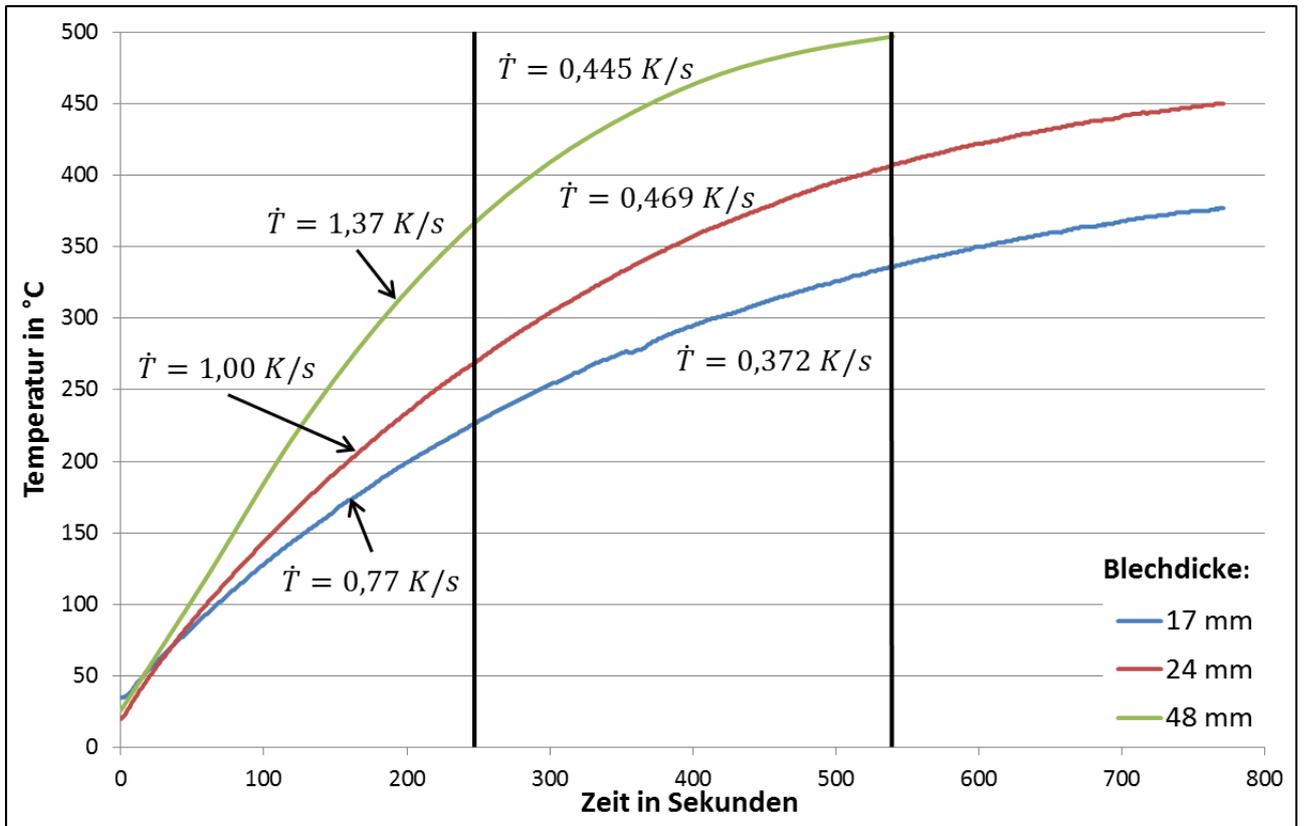


Bild 71: Aufheizraten für die Vorwärmung mit der UMH-Technik

Dass die UMH-Technik in diesem Fall das größte Blech am schnellsten erwärmt, erscheint zunächst sehr ungewöhnlich. Dieser Zusammenhang kann jedoch in Verbindung mit dem Funktionsprinzip erläutert werden. Die verwendete Maschine weist einen Querschnitt des Magnetkreises von 100 mm x 100 mm auf. Sie ist damit streng genommen für alle der verwendeten Bleche überdimensioniert. Die Technologie funktioniert wie in Abschnitt 6.5.1 beschrieben über das Durchströmen des Werkstücks mit wechselnden Magnetfeldern. Die besten Ergebnisse werden in diesem Fall mit hochkant eingebrachten Proben gemäß Bild 69 erzielt. Aus diesem Zusammenhang heraus ergibt sich, dass für eine optimale Erwärmung der Werkstücke eine möglichst große Einkopplungsfläche für das Magnetfeld vorteilhaft ist. Dies ist bei der größten Probe der Fall. Weiterhin ist das Verhältnis von wärmeabgebender Fläche zur Einkopplungsfläche bei den kleineren Proben ungünstiger als bei der Größten.

Bei Verwendung der UMH-Technik ist zu beachten, dass die Anwendung nicht innerhalb der Vakuumkammer erfolgt. Deshalb muss berücksichtigt werden, dass das Werkstück nach dem Transport in die Kammer und der Evakuierung noch eine ausreichend hohe Temperatur aufzuweisen hat. Daher ist eine Betrachtung der Abkühlrate bzw. -geschwindigkeit notwendig. Es wurden Anhaltswerte ermittelt, da die Abkühlgeschwindigkeit an anwendungsrelevanten Bauteilen erneut ermittelt werden müsste. Die höchste Abkühlgeschwindigkeit ergibt sich beim Abkühlen an ruhender Luft. Hier ist mit einer Abkühlrate von etwa 0,3 K/s zu rechnen. In der Vakuumkammer ist sie mit etwa 0,15 K/s nur halb so groß. Da die Temperaturdifferenz zwischen Umgebung und Werkstück mit der Zeit kleiner wird, nimmt auch die Abkühlgeschwindigkeit mit der Zeit ab. Als Anhaltswert kann für alle hier verwendeten Proben ein Wert von 0,2 K/s angenommen werden. Im Vergleich der hier verwendeten Proben erreicht die UMH-Technik nur bei der größten Probe eine schnellere Aufheizrate als der Elektronenstrahl, wobei die Zieltemperatur von 650 °C dennoch nicht erreicht wird. Deshalb ist die UMH-Technik für die hier verwendeten Proben keine Alternative zur Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl oder der Mehrprozesstechnik.

Bei genauerer Betrachtung der beiden Technologien wird jedoch ein wesentlicher Vorteil der UMH-Technik gegenüber dem Elektronenstrahl sichtbar. Während bei der Vorwärmung mit dem Elektronenstrahl eine fast lineare Erwärmung bis zur Zieltemperatur erfolgt, ist die UMH-Technik in der Lage die Werkstücke in kurzer Zeit auf vergleichsweise hohe Temperaturen zu bringen. Erst im weiteren Verlauf zu höheren Temperaturen nimmt die Aufheizrate ab.

Zusammenfassend stellt die UMH-Technik deshalb trotzdem eine erfolgsversprechende Alternative zu anderen Vorwärmmethoden dar. Dies liegt vor allem daran, dass es bei Verwendung der Mehrprozesstechnik nicht das Ziel sein kann die Werkstücke auf 650 °C vorzuwärmen. Der Vorteil, dass die UMH-Technik gerade im unteren Temperaturbereich besonders hohe Aufheizraten bietet, kann somit ausgenutzt werden. Weiterhin spielt die Werkstückgeometrie und in diesem Zusammenhang vor allem die Einbringung eines Kerns in das Werkstück eine große Rolle. Ist dies möglich so sind weit höhere Aufheizraten möglich.

Es empfiehlt sich daher die Verwendung der UMH-Technik beim Schweißen von anwendungsrelevanten Bauteilen erneut zu prüfen.

6.6 Schweißen von I-Stößen

6.6.1 Versuchsvorbereitung und –durchführung

Die in Kapitel 6.4.3 entwickelte Mehrbadtechnik war nachfolgend auf das Verbindungsschweißen von I-Stößen zu übertragen. Die hierfür verwendeten Stahlplatten hatten in Abhängigkeit der später genutzten Prüfmethode unterschiedliche Abmessungen. Zur Bestimmung des Ferrit-Gehaltes, der Kerbschlagbiegearbeit und der Korrosionsbeständigkeit hatten die Platten Abmessungen von 75 x 150 mm, zur Ermittlung der Zugfestigkeit hatten sie eine Länge von 150 mm und eine Breite von 210 mm.

Da die verwendeten Grundwerkstoffe Cr/Ni-Äquivalente bzw. verschiedene Stickstoffgehalte aufweisen, benötigten sie auch unterschiedliche $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten zur Einstellung eines vernünftigen Ferritgehaltes. Daher wurden die beiden durch einen hohen Stickstoffgehalt charakterisierten Gusslegierungen 1.4392 und 1.4470 ohne Vorwärmung und die beiden Walzlegierungen 1.4362 und 1.4462 mit 250 °C Vorwärmung geschweißt. Die Vorwärmung erfolgte nach dem im Anhang 2 beschriebenen Prinzip. Die Vorwärmtemperatur wurde mit zwei Thermoelementen erfasst, die mit gleichem Abstand von I-Stoß an der unteren Seite der beiden Bleche angepunktet waren. Dies gewährleistete eine Positionierung des ELO-Bildes derart, dass beide Werkstoffplatten auf die gleiche Temperatur vorgewärmt wurden. Die Vorbereitung des I-Stoßes erfolgte zur Gewährleistung eines „Null-Spaltes“ mittels Fräsen. Die Proben wurden im Schraubstock eingespannt und vor Beginn des Vorwärmens am Ende und am Anfang der Fuge geheftet. Alle Prozessparameter dieser Schweißungen sind dem Anhang 7 zu entnehmen. Nach der Fertigstellung der Schweißnähte wurden die metallkundlich-technologischen Eigenschaften der erzeugten Schweißverbindungen bestimmt.

6.6.2 Metallkundlich-technologische Ergebnisse

6.6.2.1 Sichtprüfung

Beim allen Schweißproben wurde eine vollständige Durchschweißung erreicht, allerdings mit einem starken Nahteinfall auf der Nahtoberseite. Wie bereits erwähnt, ist dieser Effekt auf die Schweißposition zurückzuführen. Um eine günstige Nahtoberfläche zu erzeugen, muss der Schweißprozess in PC-Position erfolgen.

Zudem wurden im Bereich der Schweißnaht bei allen Werkstoffen viele kleine Schweißspritzer erzeugt, wie das Bild 72 exemplarisch zeigt.

Wie schon bei den Blindnähten zu beobachten war, ist die starke Spritzerbildung auf den gewählten kleinen Abstand zwischen den einzelnen Bädern zurückzuführen. Um die Spritzerbildung zu reduzieren, ist der Abstand zwischen den Bädern zu vergrößern. In diesem Fall muss aber zur Gewährleistung einer guten Nahtgeometrie die Leistungsverteilung umgerechnet werden.

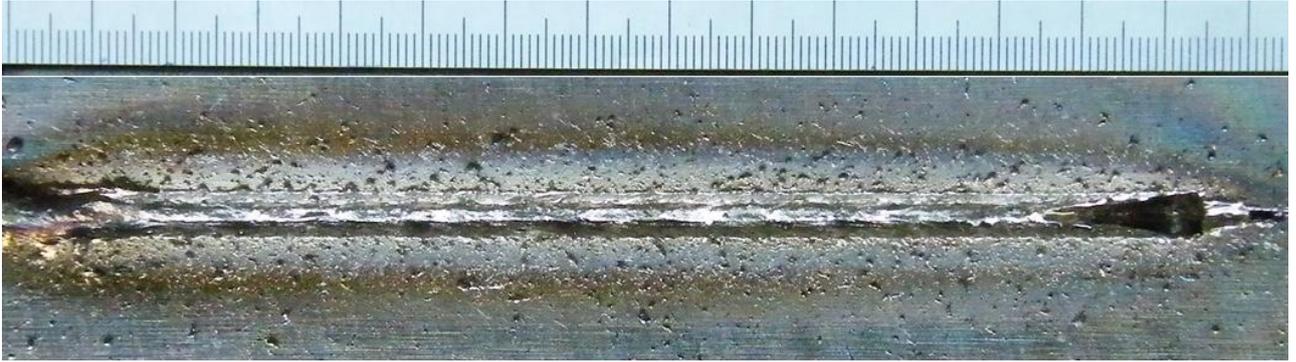
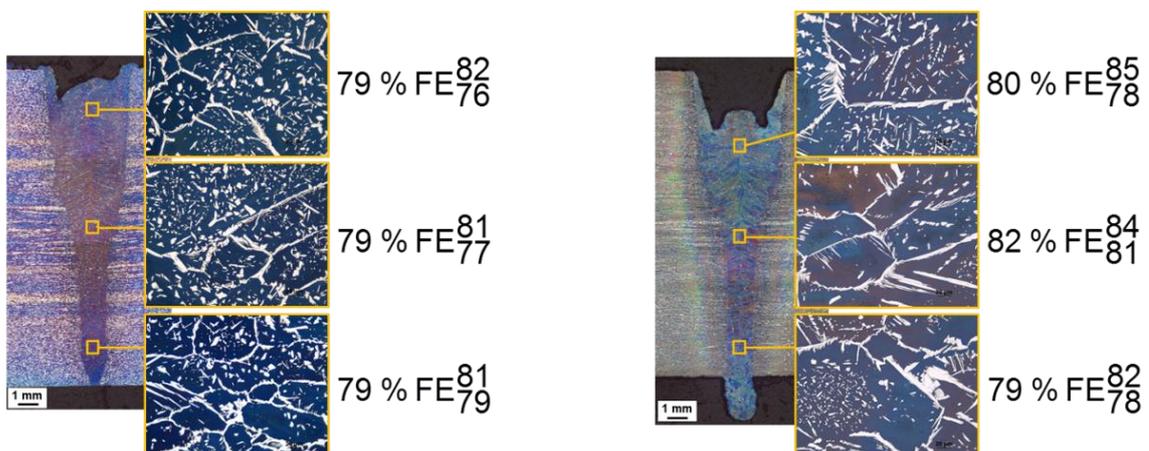


Bild 72: Schweißspritzer und Einbrandkerben im Bereich der Schweißnaht - Oberseite (1.4462, Chargen-Nr.: 414258, s = 17 mm)

6.6.2.2 Metallographie

Die Geometrie der erzeugten Schweißnähte sowie exemplarische Bilder der Mikrostruktur des Schweißgutes und der bildanalytisch bestimmte Ferritgehalt sind im Bild 73 dargestellt. Nur das EB-Schweißgut der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392 ($N_{GW} = 0,34\%$) weist akzeptable Ferritanteile im Bereich von 47 bis 59 % auf. Obwohl die Standard-Duplex-Gusslegierung 1.4470 auch über einen hohen Stickstoffgehalt von 0,28 % im Grundwerkstoff verfügt, treten hier etwas höhere Ferritgehalte von 66 bis 76 % im Schweißgut auf. Die höchsten Ferritanteile enthalten die EB-geschweißten I-Nähte der beiden Walzlegierungen. Das Bild 74 stellt zum besseren Überblick die Ferritgehalte der I-Stöße den Ferritgehalten der Blindnähte und der Grundwerkstoffe gegenüber. Festzustellen ist, dass trotz gleicher Einstellparameter mit Ausnahme des 1.4362 die Schweißgüter der I-Nähte durch höhere Ferritanteile als die der Blindnähte gekennzeichnet sind. Bei der Lean-Gusslegierung 1.4392 wird dies auf eine nicht homogene Verteilung des Stickstoffs im Gussgefüge zurückgeführt. Beim dem Standard-Duplex 1.4462 ist diesen Unterschied dadurch zu erklären, dass zur Erzeugung der Blind- und I-Nähte Bleche aus unterschiedlichen Werkstoffchargen und somit verschiedene chemischer Analyse genutzt wurden. Die Tabelle 14 zeigt den Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die resultierenden Ferritgehalt beim Mehrbadschweißen von unterschiedlichen Werkstoffchargen des 1.4462. Das Verhältnis zwischen den ferrit- und austenitbildenden Legierungselementen ist durch das $Cr_{\Delta q}/Ni_{\Delta q}$ beschrieben.



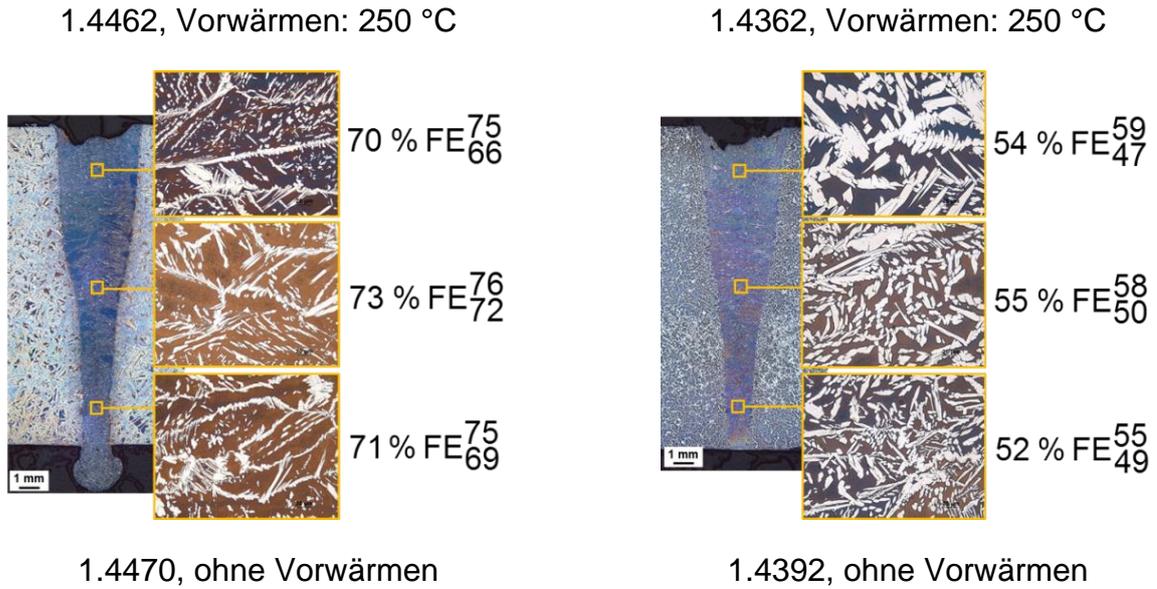


Bild 73: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der I-Nähte

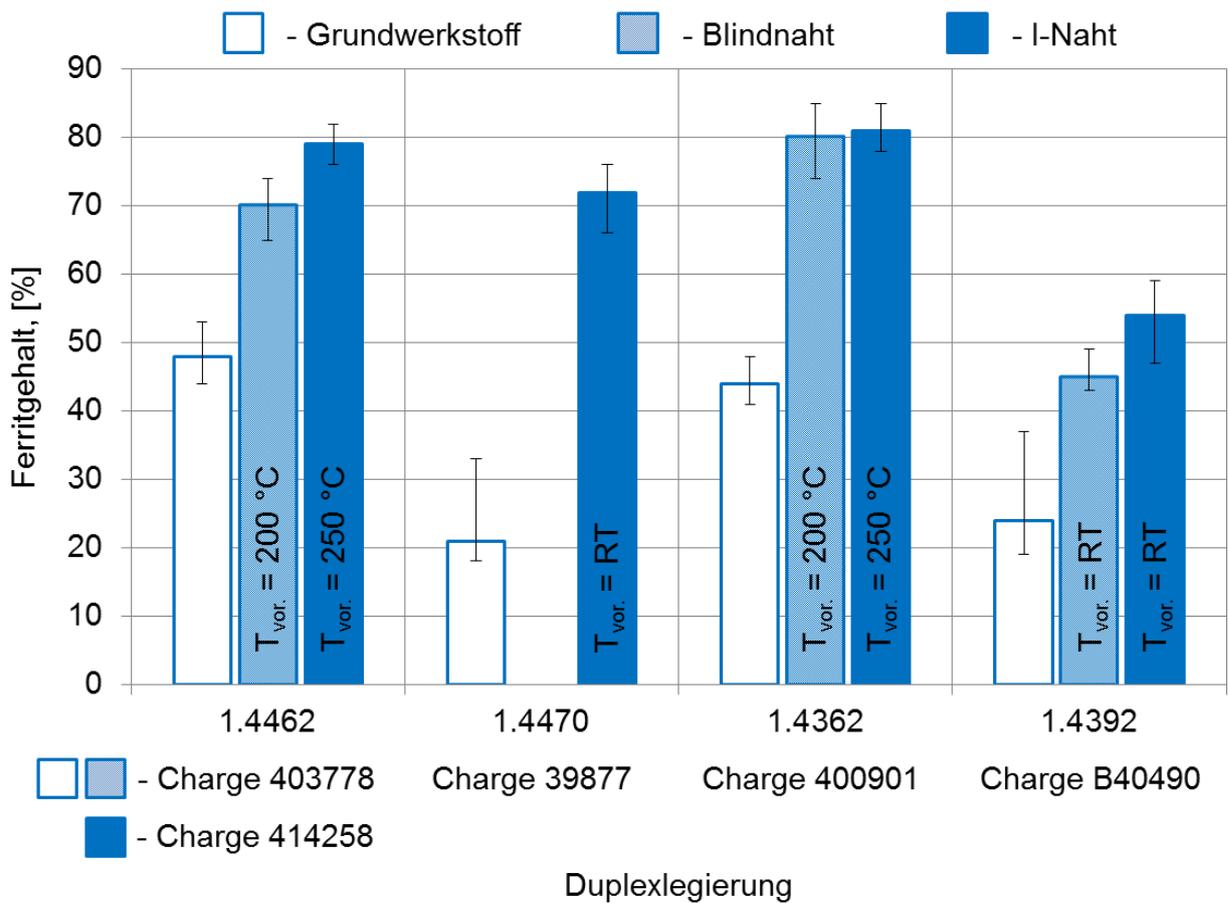


Bild 74: Bildanalytische ermittelte Ferritgehalte der mit der Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähte im Vergleich zum Grundwerkstoff bzw. zu den Blindnähten

Tabelle 14: Einfluss der Legierungszusammensetzung auf den Ferritgehalt beim Schweißen verschiedenen Werkstoffchargen des 1.4462

Charge	C [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	$Cr_{\bar{A}q}/Ni_{\bar{A}q}$	T_{Vor} [°C]	δ -Ferrit [%]	Nahtart
403778	0,023	22,27	6,42	3,25	0,18	2,4	200	73	Blindnaht
414258	0,018	22,60	4,59	2,60	0,20	2,7	250	79	I-Naht
412822	0,015	22,60	4,56	2,60	0,19	2,9	250	81	Blindnaht

$$Cr_{\bar{A}q} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \%Nb + 0,25 \%Cu$$

$$Ni_{\bar{A}q} = \%Ni + 30 \%C + 20 \%N$$

Es ist deutlich zu sehen, dass die chargenabhängige Legierungszusammensetzung einen großen Einfluss auf den resultierenden Ferritgehalt im Schweißgut ausübt. Die größte Rolle spielen dabei die Austenitbildner Stickstoff und Nickel. Ihre Schwankungen im Bereich der DIN-Norm verursachen trotz Anwendung der gleichen Mehrbadtechnik einen Unterschied im Ferritgehalt von ca. 10 %.

6.6.2.3 Messung des Stickstoffgehaltes

Die Stickstoffgehalte im Schweißgut der erzeugten I-Nähte wurde mittels Schmelzextraktion (vgl. 5.3.1.4) ermittelt. Bild 75 zeigt die Stickstoffgehalte der EB-Schweißgüter aller Schweißverbindungen und stellt sie dem Stickstoffgehalt der entsprechenden Grundwerkstoffe gegenüber. Der für die Grundwerkstoffe angegebene Stickstoffwert wurde dem Prüfzeugnis des Werkstoffherstellers entnommen bzw. zusätzlich am IWF bestimmt. Die Ergebnisse zeigen deutlich, dass die sich bei den beiden Gusslegierungen die Stickstoffwerte des Herstellerprüfzeugnisses relativ stark von dem der am IWF bestimmten Werte trotz gleicher Analyseverfahren unterscheiden. Geschuldet ist dies vermutlich der schon im Kapitel 6.1 beschriebenen Tatsache, der inhomogenen Verteilung des Stickstoffes in den Schleudergussrohren (Endbereiche). Bei den Walzlegierungen wurden hingegen keine Abweichungen von den Angaben des Herstellers festgestellt.

Für das EB-Schweißgut zeigt sich, dass die Menge des beim Schweißen effundierenden Stickstoffs vom Stickstoffgehalt im Grundwerkstoff abhängig ist. Je höher dieser im Grundwerkstoff ist, desto stärker ist die Stickstoffeffusion. Bei den Gusslegierungen ist sie daher am ausgeprägtesten (1.4470: um 41 % und 1.4392: um 37 %). Die geringste Stickstoffeffusion weist die Lean-Duplex-Walzlegierung 1.4362 auf. Der Unterschied im Stickstoffgehalt vom Grundwerkstoff und Schweißgut nach dem Schweißen war minimal und betrug nur 2 %.

6.6.2.4 Zugversuch

Die Ergebnisse des Zugversuchs sind in Tabelle 15 dargestellt. Die Zugproben der EB-Schweißnähte am 1.4462, 1.4470 und 1.4392 zerbrachen im Grundwerkstoff. Somit weisen die I-Nähte ähnliche Werte in der Zugfestigkeit (R_m), Dehngrenze ($R_{p0,2}$) und Bruchdehnung (A_{50}) wie die Grundwerkstoffe auf, deren Angaben den Prüfzeugnis des Werkstoffherstellers entnommen wurden. Sie erfüllen folglich auch die Mindestanforderungen gemäß DIN EN 10088-2 und DIN EN 10283. Dies gilt auch für I-Naht am 1.4362, obwohl hier der Bruch im Schweißgut erfolgte.

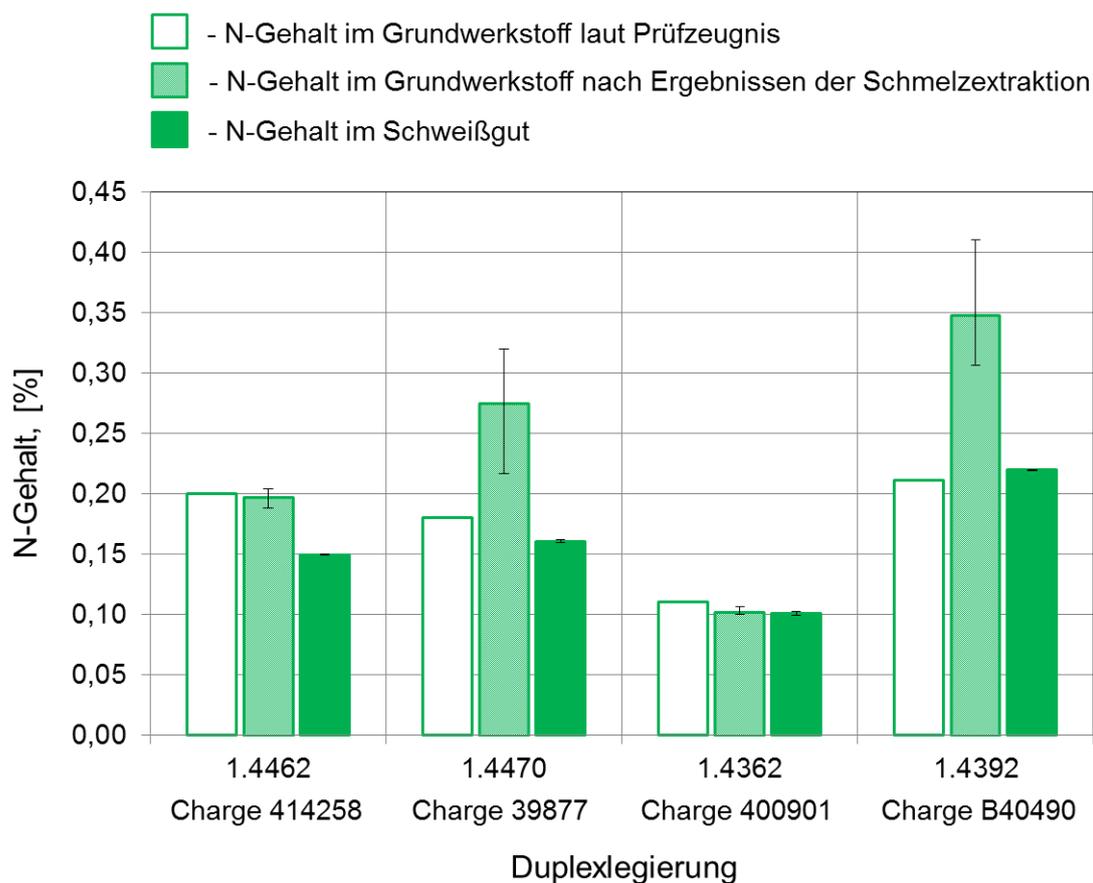


Bild 75: Stickstoffgehalt der I-Nähte

Tabelle 15: Zugversuch an den mit EB-Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähten

Werkstoff		R_m , [MPa]	$R_{p0,2}$, [MPa]	A_{50} , [%]	Bruchlage
1.4462	Prüfzeugnis	749	574	43*	GW
	I-Naht	731	506	33	GW
G1.4470	Prüfzeugnis	709	450	37*	GW
	I-Naht	688	458	26	GW
1.4362	Prüfzeugnis	687	480	43	GW
	I-Naht	673	407	36	SG
G1.4392	Prüfzeugnis	663	473	37*	GW
	I-Naht	659	457	32	GW

* - A_5 , [MPa]

6.6.2.5 Kerbschlagbiegeversuch

Die Kerbschlagbiegearbeit der I-Stöße wurde bei -40 °C ermittelt und den entsprechenden Werten der Grundwerkstoffe gegenübergestellt (Bild 76). Es ist deutlich zu sehen, dass, bis auf den Standardduplex 1.4462, alle I-Nähte durch einen geringeren Mittelwert der Kerbschlagbiegearbeit im Vergleich zum adäquaten Grundwerkstoff gekennzeichnet sind. Das Schweißgut des 1.4462 verfügt, obwohl metallographisch hohe Ferritgehalte zwischen 76 und 82 % gemessen worden sind, über die höchste Kerbschlagbiegearbeit der

ganzen Versuchsreihe. Jedoch liegt eine etwas größere Streuung in den Einzelwerten vor. Die niedrigste Kerbschlagbiegearbeit wurde, entgegen den Erwartungen, bei der Schweißverbindung des 1.4392 gemessen, die durch ein ausgewogenes Austenit/Ferrit-Verhältnis charakterisiert ist. Sie besitzt eine Kerbschlagbiegearbeit von 31 J bei einem Ferritgehalt zwischen 47 und 59 %. Der Grundwerkstoff weist allerdings auch nur eine geringe Kerbschlagbiegearbeit von nur 51 J auf. Die Schweißverbindungen des 1.4470 und des 1.4362 haben beide eine akzeptable mittlere Kerbschlagbiegearbeit von ca. 120 J.

Das Bild 77 zeigt Makroaufnahmen der erzeugten Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben. Die Kerbschlagbiegeprobe aus dem Schweißgut des 1.4462, die durch die höchste Kerbschlagbiegearbeit gekennzeichnet ist, weist einen deutlichen Zähbruch auf. Die Bruchflächen des 1.4470 und 1.4362 zeigen dagegen einen Mischbruch, d. h. es treten sowohl die für einen Zähbruch typische Einschnürungen als auch die die für einen Spröbruch typisch Spiegelflächen auf. Die Bruchfläche der Kerbschlagbiegeprobe aus dem 1.4392 ergibt makroskopisch ein sprödes Bruchbild.

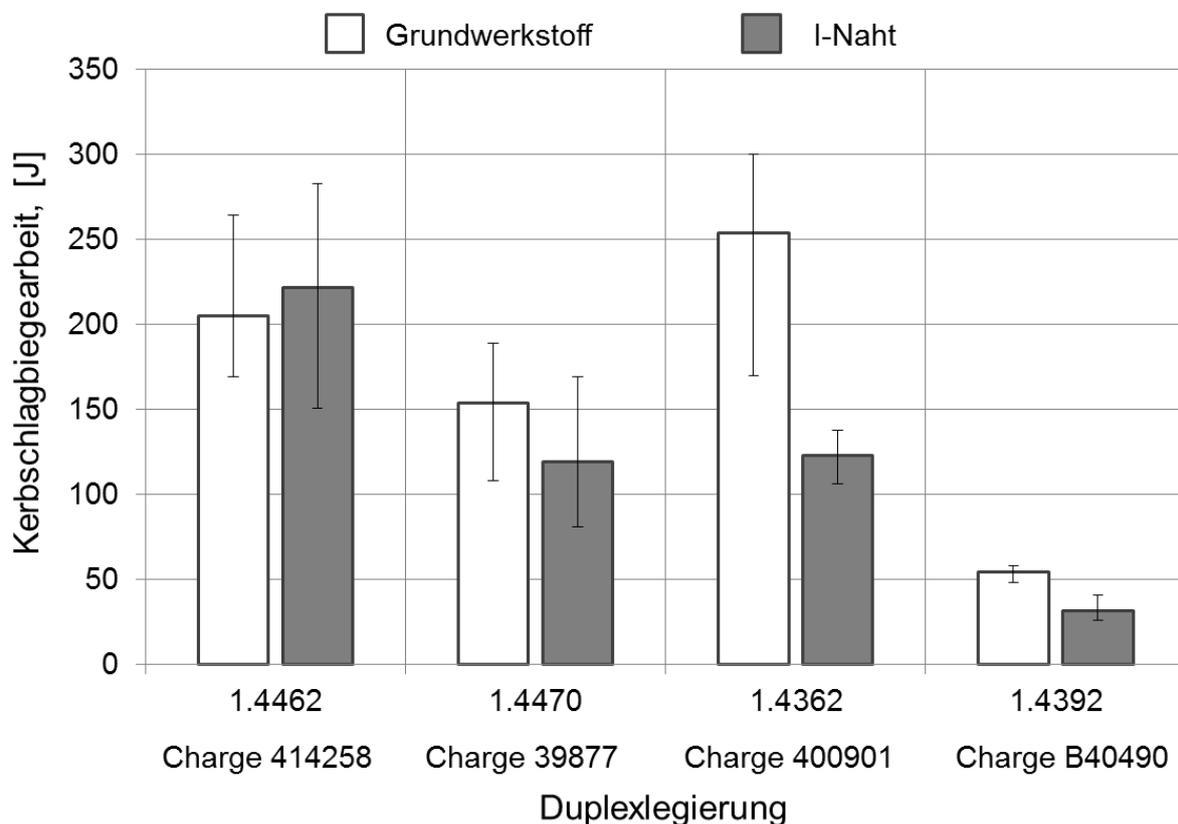


Bild 76: Kerbschlagbiegearbeit (Charpy V) der Grundwerkstoff und erzeugten I-Nähte

Die Kerbschlagbiegeversuche haben gezeigt, dass durch Verwendung der EB-Mehrbadtechnik ohne Schweißzusatz und Wärmenachbehandlung Schweißverbindungen mit hoher Kerbschlagbiegearbeit erzeugt werden können. Die Schweißgüter des 1.4462, 1.4470 und 1.4362 weisen eine hohe und nach mehreren Spezifikationen zugelassene Kerbschlagbiegearbeit auf. Beim Schweißen des 1.4392 konnte durch Verwendung der Mehrbadtechnik keine ausreichende Kerbschlagbiegearbeit eingestellt werden. Hier verfügt jedoch auch die Gusslegierung schon im Anlieferungszustand über unzulässige Werte.

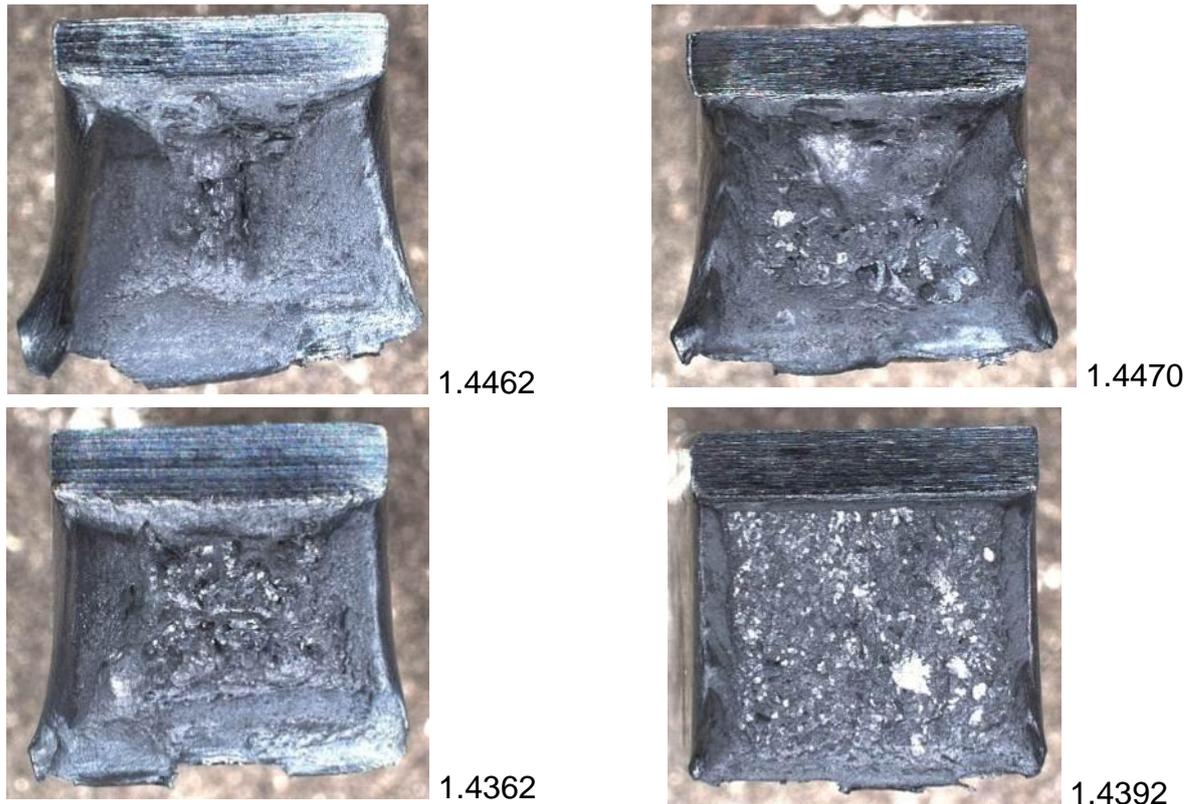
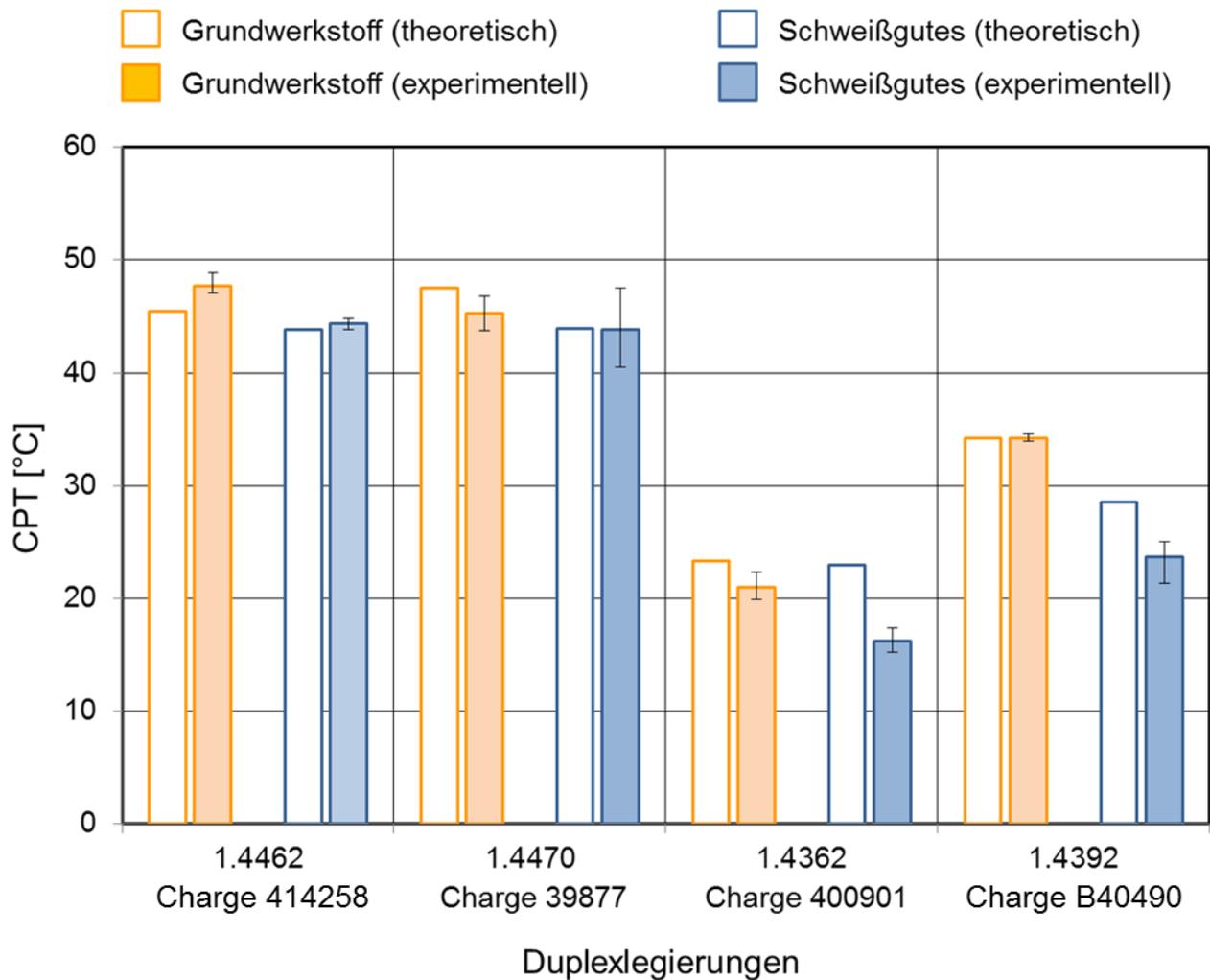


Bild 77: Bruchflächen der zerschlagenen Kerbschlagbiegeproben (Charpy VWT) der EB-Schweißgüter

6.6.2.6 Korrosionsprüfung

Die Ergebnisse der Korrosionsprüfung, die an den wie in Kap. 5.3.3 beschrieben vorbereiteten Proben durchgeführt worden sind, dokumentiert das Bild 78. Das Bild stellt zudem die experimentell ermittelten CPT-Werte den theoretisch berechneten Werten gegenüber. Die theoretisch berechneten CPT-Werte stützen sich auf die in den Herstellerprüfzeugnissen für die Grundwerkstoffe angegebenen Cr- und Mo-Gehalte. Unter der Annahme, dass sich diese Legierungselementanteile durch den EB-Schweißprozess nicht verändern, sind für die Schweißgüter die gleichen Anteile angenommen worden. Bei den genutzten N-Gehalten handelt es sich um die am IWF gemessenen Werte für die Grundwerkstoffe und Schweißgüter (vgl. Bild 75). Es konnte eine gute Übereinstimmung der berechneten und gemessenen Werte der CPT-Werte bei den Standard-Duplexlegierungen festgestellt werden. Größere Abweichungen sind lediglich bei den Schweißgütern der beiden Lean-Duplexgütern zu verzeichnen.

Die EB-Schweißgüter der gewalzten und gegossenen Standard-Duplexlegierungen, die im Vergleich zu den jeweiligen Grundwerkstoffen zwar durch leicht geringere CPT-Werte charakterisiert sind, weisen für Schweißnähte, die ohne Schweißzusatz gefertigt wurden, eine sehr hohe zufriedenstellende Lochkorrosionsbeständigkeit auf. Bei den Schweißgütern der beiden Lean-Duplexlegierungen fallen die Unterschiede etwas größer aus, insbesondere bei der Gusslegierung 1.4392. Die hier gemessenen Abweichungen werden auf eine nicht homogene Verteilung des Stickstoffs im Grundwerkstoff bzw. Schweißgut zurückgeführt.



- $CPT_{\text{theor.}} [^{\circ}\text{C}] = 2,5 \times \% \text{Cr} + 7,6 \times \% \text{Mo} + 31,9 \times \% \text{N} - 41$ [39];
- $CPT_{\text{exp}} = \text{Mittelwert aus 3 Proben}$

Bild 78: CPT der mittels EB-Mehrbadtechnik erzeugten I-Nähte

6.7 Verifikationsschweißung

Im letzten Arbeitsschwerpunkt sollte die zum Längsnahtschweißen an I-Stößen angewendete Mehrbadtechnik auf das Schweißen von Radialnähten übertragen werden. Für diese Untersuchungen stellte der PA zwei verschiedene Chargen (81-0131 und 81-0132) der Standard-Duplex-Gusslegierung 1.4470 mit unterschiedlichem Stickstoffgehalt in einer Wandstärke von 24 mm zur Verfügung (siehe Tabelle 1).

Um keine zusätzliche Versuchsreihe zur Parameteroptimierung durchzuführen, wurden diese Halbzeuge auf eine Wanddicke von 17 mm abgedreht. Das Drehen erfolgte sowohl auf der Innen- als auch auf der Außenseite. Die Abmessungen der Proben zum Schweißen der Radialnähte sind im Bild 79 dargestellt.

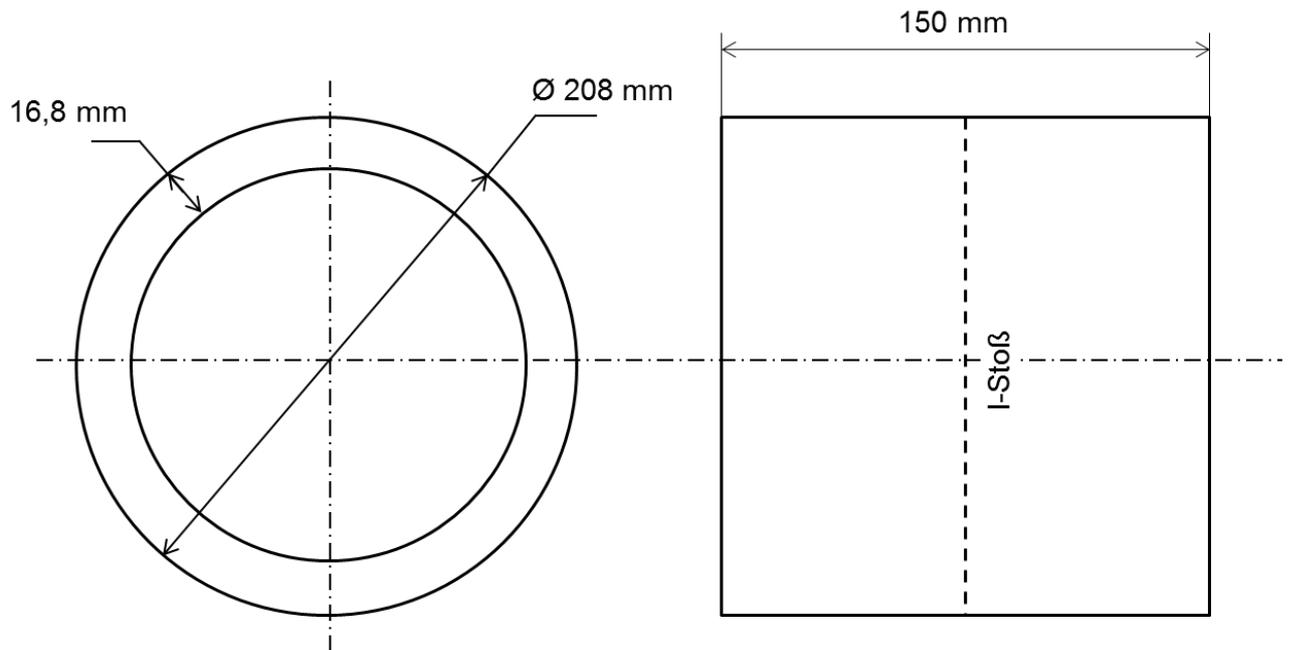


Bild 79: Abmessungen der Proben (Schweißen der Radialnähte)

Zur Gewährleistung eines gleichmäßigen „Null-Spaltes“ wurden die Kanten des I-Stoßes plangefräst. Alle Seiten der Proben waren somit mechanisch bearbeitet. Die Einspannung der Proben in einer Drehvorrichtung ist im Bild 80 dargestellt.

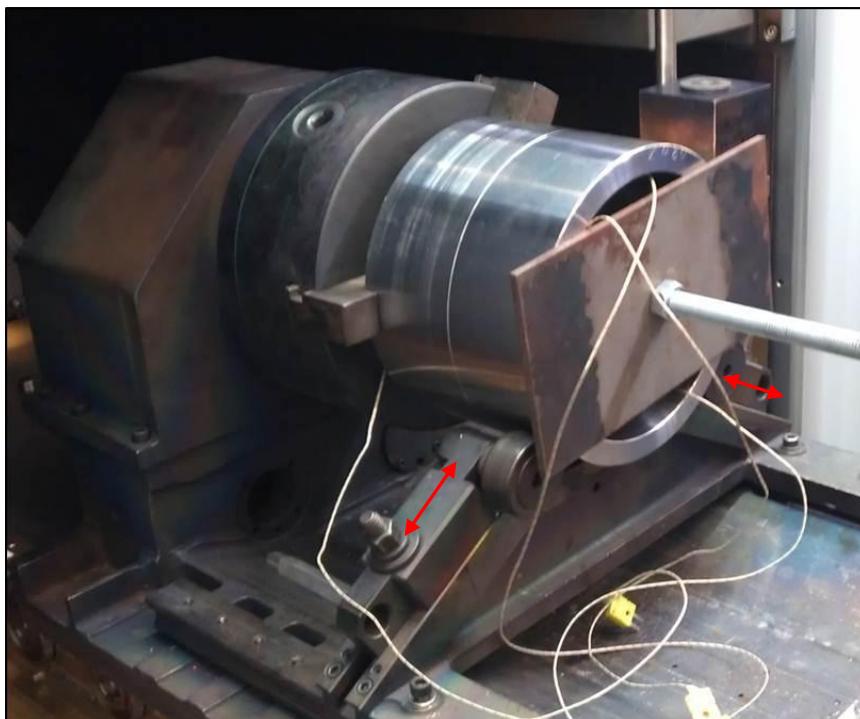


Bild 80: Einspannung der Proben in Drehvorrichtung

Zuerst wurde eine Hälfte der Probe außerhalb der Vakuumkammer der EB-Anlage in das Spannbackenfutter der Drehvorrichtung eingespannt. Danach wurde die zweite Hälfte der Probe so positioniert, dass kein Kantenversatz zwischen beiden Hälften der Schweißprobe vorlag.

Die Positionierung erfolgte hierbei durch die Bewegung der Räder, die die zweite Probenhälfte abstützten (siehe Bild 80). Nach der Positionierung wurden die beiden Probenhälften über eine Gewindestange miteinander verspannt.

Nach dem Einschleusen wurde die Probe geheftet, vorgewärmt und anschließend geschweißt. Das Heften erfolgte an drei Stellen mit einem Versatz von 120° . Das lokale Vorwärmen erfolgte mittels ELO-Bild. Die Vorwärmtemperatur wurde hierbei mit drei auf die Innenseite der Proben aufgeschweißten Thermoelementen online erfasst. Der Abstand vom jeweiligen Thermoelement bis zur Spaltfuge betrug 35 mm. Dieser Abstand sowie alle Parameter des Vorwärmens entsprachen dem Längsnahtschweißen an den Platten. Damit sich die Thermoelemente bei der Probendrehung nicht um die Schweißprobe wickeln, wurde die Drehrichtung nach jeder vollständigen Umdrehung umgekehrt. Die Anordnung der Thermoelemente, sowie die aufgenommene Temperaturkurven sind im Bild 81 dargestellt. Die Prozessparameter beim Vorwärmen, Heften und Schweißen sind dem Anhang 7 zu entnehmen.

Durch die Vorwärmung mit dem ELO-Bild wurde eine gleichmäßige Vorwärmtemperatur entlang des ganzen I-Stoßes eingestellt. Die Vorwärmung der Versuchsprobe bis auf 250°C dauerte ca. 12 min.

Beim Schweißen der Rundproben traten eine sehr starke Spritzerbildung, einige Schmelzbadauswürfe und auch Hochspannungsüberschläge auf. Es war daher unmöglich, eine zufriedenstellende, gleichmäßige Radialnaht zu erzeugen. Im Bild 82 ist eine Makroaufnahme der Schweißnahtoberfläche dargestellt.

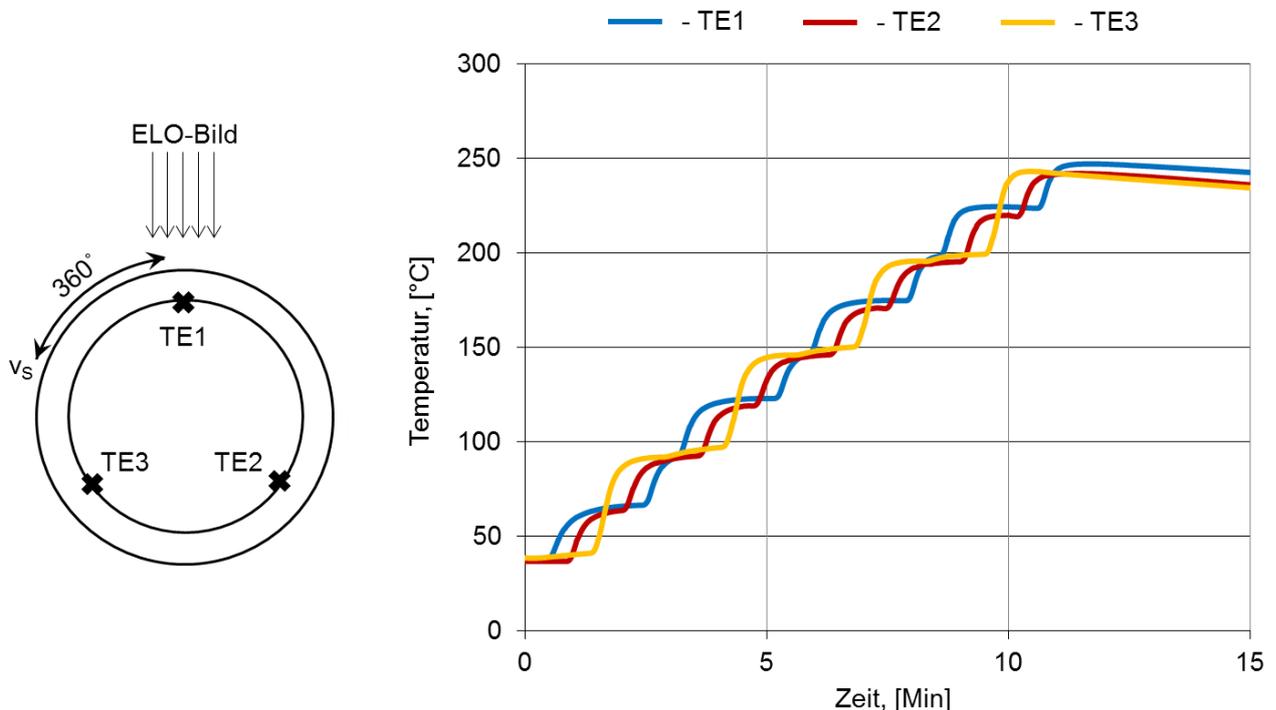


Bild 81: Temperaturmessung beim Vorwärmen der Rohre zum EB-Radialnahtschweißen

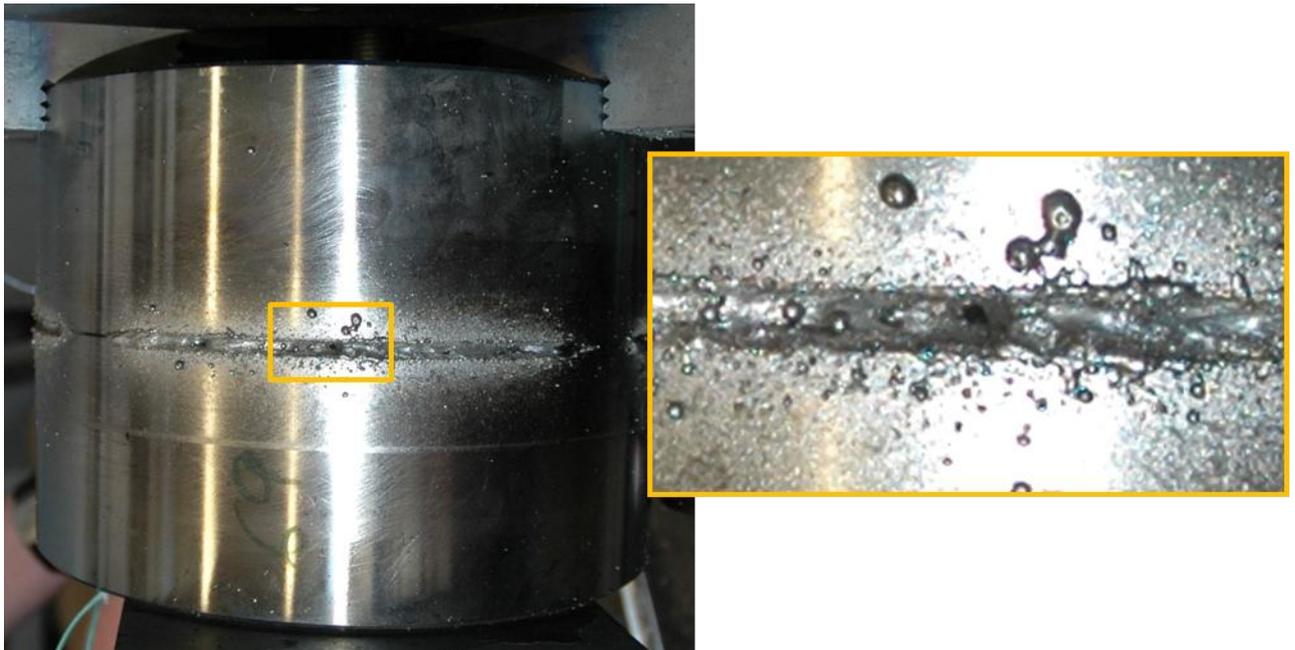


Bild 82: Makroaufnahme der Radialnaht

Um die Ursachen der ungenügenden Prozesssicherheit festzustellen, wurden metallographische Analyse des Grundwerkstoffs und Messungen des Stickstoff- und Sauerstoffgehaltes durchgeführt. Die Gefügeaufnahmen des Grundwerkstoffs zeigen eine normale homogene Verteilung der ferritischen und austenitischen Phase ohne Anzeichen von Porosität oder Lunkerbildung. Exemplarische Aufnahmen des Gefüges sind dem Bild 83 zu entnehmen.

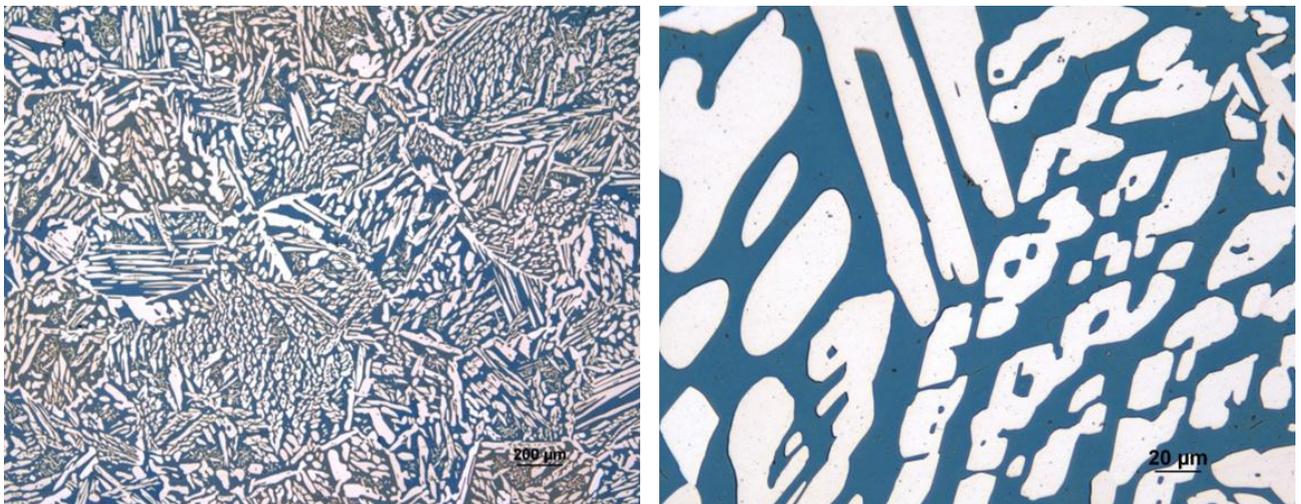


Bild 83: Gefüge des Grundwerkstoffs 1.4470 (Charge 81-0131)

Die am IWF ermittelten Stickstoffgehalte im Grundwerkstoff entsprachen dem Prüfzeugnis des Werkstoffherstellers und betragen 0,19 % für die Charge 81-0131, und 0,15 % für die Charge 81-0132. Der Sauerstoffgehalt beider Werkstoffchargen war ebenfalls unauffällig und lag bei ca. 0,004 %.

Es ist daher anzunehmen, dass die geringe Prozesssicherheit ursächlich auf den gewählten, kleineren Arbeitsabstand im Vergleich zu den Längsnahtschweißungen an den Blechen zurückzuführen ist. Da der Strahlerzeuger in der Tiefe nicht verschiebbar ist und die Drehvorrichtung inkl. Rohr ebenfalls in der Höhe nicht bewegt werden konnte, ergab sich der Arbeitsabstand beim Schweißen der Radialnähte durch den Rohrdurchmesser. Er betrug 425 mm im Vergleich zu 500 mm beim Längsnahtschweißen. Der kleine Arbeitsabstand bedeutet aber, dass die beim Schweißen auftretende Stickstoffeffusion näher zum Strahlerzeuger erfolgt, wodurch größere Gasmengen in den Strahlerzeuger gelangen. Diese bilden eine wesentliche Ursache für die Hochspannungsüberschläge. Da beim EB-Mehrbadschweißen die Menge des effundierenden Gases im Vergleich zum konventionellen EB-Schweißen deutlich höher ist, ist der Einfluss des Arbeitsabstandes besonders gravierend.

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

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der qualitätssicheren Herstellung von EB-Schweißnähten an dickwandigen Bauteilen aus Lean- und Standard-Duplexstählen in Walz- und Gussqualität ohne Schweißzusatz und Lösungsglügen durch die Entwicklung einer an die metallurgischen Besonderheiten dieser Werkstoffgruppe angepassten innovativen Mehrstrahltechnologie. Wesentliche Qualitätskriterien bildeten hierbei die nach Norm vorgeschriebenen mechanisch-technologischen Gütwerte (Festigkeit, Zähigkeit) und die Lochkorrosions-beständigkeit. Unabdingbare Aspekte zum Erreichen dieses Ziels waren auf der einen Seite die Einstellung eines definierten Gefügestandes im Duplex-Schweißgut und auf der anderen Seite die Gewährleistung einer ausreichend hohen Prozesssicherheit, um Schmelzbadauswürfe und Porosität auf ein zulässiges Maß zu minimieren sowie unzulässige Randkerben und Nahtgeometrien zu vermeiden.

Um eine entsprechende EB-Mehrstrahl-Technologie zu entwickeln, wurden zuerst umfangreiche experimentelle Untersuchungen zur Kurzzeitmetallurgie von Duplex-Stählen unter Berücksichtigung der thermischen Zyklen des EB-Schweißens mit Mehrstrahltechnologie durchgeführt. Diese Untersuchungen haben das Ziel verfolgt, die Möglichkeiten zur Beeinflussung des Austenit/Ferrit-Verhältnisses bei der Anwendung der EB-Mehrstrahltechnik zu ermitteln. Es wurde festgestellt, dass kurze $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten, die die wichtigste Ursache der hohen Ferritisierung von ca. 90 % des EB-Schweißgutes darstellen, durch die Erzeugung mehrerer hintereinander laufenden Schmelzbäder und/oder durch Vorwärmung der Schweißproben deutlich erhöht werden konnten. Das mehrmalige Umschmelzen des Schweißgutgefüges verursacht allerdings eine zunehmende Effusion des Stickstoffs aus dem Schmelzbad in das Vakuum, die seinerseits eine stärkere Ferritisierung des Schweißgutes hervorruft. Die positive Wirkung mehrerer Schmelzbäder auf das Austenit/Ferrit-Verhältnis wird daher durch eine damit verbundene Stickstoffeffusion beschränkt.

Weitere Untersuchungen an Duplex-Stählen mit unterschiedlichem Stickstoffgehalt haben einen sehr großen Einfluss dieses Legierungselements auf den resultierenden Ferrit-Gehalt im Schweißgut gezeigt. Duplex-Stähle mit einem niedrigen Stickstoffgehalt im Grundwerkstoff benötigen längere Abkühlzeiten zur Einstellung eines akzeptablen Austenit/Ferrit-Verhältnisses im Schweißgut als Stähle mit einem höheren N-Gehalt. Diese längeren $t_{12/8}$ -Abkühlzeiten lassen sich auch durch ein mehrmaliges Umschmelzen nicht erreichen. Wenn der Stickstoffgehalt im Grundwerkstoff dagegen hoch ist, kann eine ausreichende Menge Austenits im Schweißgut auch bei raschen Abkühlzeiten, wie beim konventionellen Einstrahlschweißen, eingestellt werden. Allerdings muss erwähnt werden, dass diese Ergebnisse beim Schweißen einer Duplex-Gusslegierung, deren Stickstoffgehalt oberhalb des EN-Norm-Bereiches lag, ermittelt wurden. Obwohl die Übertragung dieses Ergebnisses auf alle Duplex-Werkstoffe eingeschränkt ist, konnte der starke Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die Austenitbildung bei der Erstarrung eines Duplex-Schweißgutes damit gezeigt werden.

Ausgehend von diesen Ergebnissen wurden verschiedene EB-Mehrbadtechniken entwickelt und miteinander verglichen. Die besten Ergebnisse hinsichtlich des Austenit/Ferrit-Verhältnisses im Schweißgut zeigte eine Mehrbadtechnik, die nicht die längste Abkühlzeit des Schweißgutes einstellt, sondern die Effusion des Stickstoffs möglichst effektiv vermeidet. Die ist durch drei vorlaufende Spots und einem anschließenden breiten Schmelzbad gekennzeichnet (vgl. Bild 84). Diese Mehrbadtechnik wurde anschließend zum Schweißen der I-Nähte an Standard- und Lean-Duplex-Stahl in Form von Walz- und Gusslegierung angewendet.

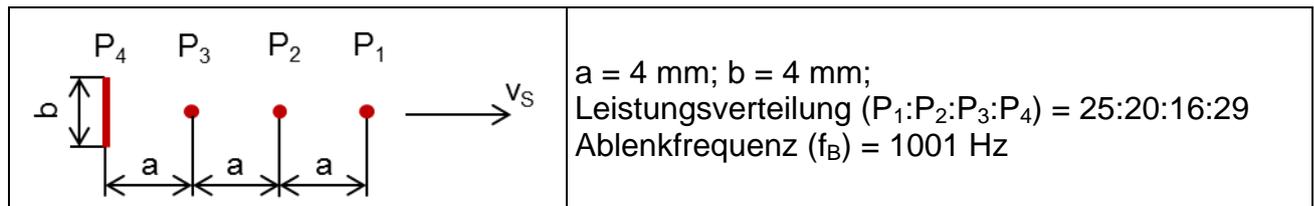


Bild 84: Optimierte Mehrbadtechnologie zum EB-Schweißen von Duplexstahl

Die untersuchten Gusswerkstoffe hatten im Vergleich zu den Knetlegierungen einen deutlich erhöhten Stickstoffgehalt, der bei der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392 sogar außerhalb des Normbereiches lag. Dieser hohe Stickstoffgehalt ist darauf zurückzuführen, dass die zur Verfügung gestellten Werkstoffplatten aus den Endbereichen eines gegossenen Duplex-Rohrs ausgetrennt wurden. Bedingt durch den Herstellungsprozess, sind die Endbereiche der gegossenen Duplex-Rohre durch Stickstoffseigerungen gekennzeichnet. Für die industrielle Weiterverwertung werden die Endstücke deshalb abgeschnitten und wieder eingeschmolzen. Für das Forschungsprojekt sind jedoch Platten aus den Endbereichen zur Verfügung gestellt worden. Deshalb, war es nur eingeschränkt möglich, die EB-Schweißung von Duplex-Stählen in Abhängigkeit von der Herstellungsart (Walzlegierung / Gusslegierung) zu untersuchen. Laut Hersteller sind Duplex-Gusslegierungen grundsätzlich durch ein inhomogenes Gefüge im Vergleich zu ihren Walzäquivalenten gekennzeichnet. Deshalb ist zu vermuten, dass infolge der ungleichmäßigen Verteilung der Legierungselemente über den Grundwerkstoff auch Schwankungen des Ferrit-Gehaltes bzw. der resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften und der Korrosionsbeständigkeit im Schweißgut auftreten werden.

Die mit der entwickelten Mehrbadtechnik hergestellten Schweißverbindungen waren durch einen leicht erhöhten Ferrit-Gehalt gekennzeichnet. Ein ausgewogenes Austenit/Ferrit-Verhältnis wurde nur beim Schweißen der Lean-Duplex-Gusslegierung 1.4392, die durch den höchsten Stickstoffgehalt charakterisiert ist, erreicht.

An drei anderen Versuchswerkstoffen) wiesen die mit den optimierten Parametern gefertigten I-Nähte erhöhte Ferrit-Gehalte von 78 bis 85 % für den 1.4362, von 76 bis 82 % für den 1.4462 und von 66 bis 76 % für den 1.4470. Trotz dieser erhöhten Ferritgehalte verfügen die Schweißverbindungen über sehr gute mechanisch-technologische Gütewerte im Kerbschlagbiegeversuch bei -40 °C und im statischen Zugversuch und einer sehr hohen Lochkorrosionsbeständigkeit hergestellt werden. Warum dies trotz hoher Ferritgehalte so ist, bleibt letztlich ungeklärt. Vermutet wird, dass durch die Mehrbadtechnik eine positive Beeinflussung der Kristallisation erfolgt.

Im Ergebnis der Untersuchungen zum Einfluss der Chargenabhängigkeit auf den Ferritgehalte und die Schweißnahteigenschaften ist festzustellen, dass sich engere Toleranzen im Gehalt der austenitbildenden Legierungselemente, wie Ni und N im Grundwerkstoff, günstig auf die Einhaltung der gemäß verschiedener Spezifikationen geforderten Ferritgehalte von unter 65 % auswirken. Bei einem $\text{Cr}_{\text{Äq}}/\text{Ni}_{\text{Äq}}$ von $\leq 2,4$ kann die entwickelte Mehrbadtechnik zusammen mit einer Vorwärmtemperatur von mind. 250 °C erfolgreich eingesetzt werden, um ein qualitätsgerechtes EB-Schweißgut zu erzeugen. Bei niedrigeren Werten des $\text{Cr}_{\text{Äq}}/\text{Ni}_{\text{Äq}}$ bzw. bei höheren Gehalten der austenitbildenden Elemente, kann sogar eine niedrigere Vorwärmtemperatur genutzt werden.

In Bezug auf die Ausbildung äußerer Nahtunregelmäßigkeiten war zu beobachten, dass die Schweißverbindungen durch einen starken Nahtenfall gekennzeichnet waren, da der

Schweißprozess in PA Position durchgeführt wurde. Eine Technologieoptimierung unter Berücksichtigung der Schweißposition konnte aus technischen und zeitlichen Gründen nicht mehr durchgeführt werden.

Die im Rahmen des Forschungsprojektes erzielten Ergebnisse zeigen ein großes Potential der EB-Mehrbadtechnik. Durch die spezifisch verteilte Energieeinbringung kann der Erstarrungsvorgang positiv beeinflusst werden. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Kerbschlagbiegearbeit der Duplex-Schweißverbindungen vor allem von dem Ferrit-Gehalt, der Korngröße, sowie der Kornorientierung abhängig ist. Aus diesem Grund sind bei einer technologischen Umsetzung weitere grundlegende Untersuchungen zum Einfluss der Korngröße und -orientierung auf die Erstarrungsvorgänge in Korrelation zur EB-Mehrbadtechnik zu empfehlen.

8 Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlichen Personals erfolgte an beiden Forschungsstellen entsprechend den Einzelansätzen A.1 in den Gesamt- und den Einzelfinanzierungsplänen für das Forschungsvorhaben. Leistungen Dritter und Geräte mit einem Beschaffungswert über 2.500,00 € waren antragsgemäß nicht geplant. Aufgrund von Verzögerungen im Arbeitsplan - begründet durch den vergrößerten Versuchsumfang bei der Entwicklung der Mehrbadtechnik sowie den Umzug der pro-beam technologies GmbH von Halle nach Burg - wurde zwischenzeitlich einem Antrag auf kostenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit stattgegeben.

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens geleistete Arbeit entspricht in vollem Umfang dem begutachteten und bewilligten Antrag. 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

9 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen

Eine Nutzung der Forschungsergebnisse ist in den Fachgebieten Werkstoffe, Materialien und Produktion zu erwarten. Von den Ergebnissen profitieren alle Hersteller und Verarbeiter von Duplex-Werkstoffen sowohl aus den Bereichen des Maschinen-, Apparate- und Anlagenbaus, als auch im Bereich der Herstellung geschweißter Rohre für den Rohrleitungsbau. Im Rahmen des Projektes konnte aufgezeigt werden, dass durch den Einsatz der EB-Mehrbadtechnik zum Schweißen von Duplex-Stählen ohne Schweißzusatz und Wärmenachbehandlung Schweißverbindungen mit guten mechanisch-technologischen Eigenschaften und guter Korrosionsbeständigkeit erzeugt werden können. Die entwickelte EB-Mehrbadtechnologie kann in die Produktion eingeführt werden, wenn bauteilspezifische, ergänzende Untersuchungen zur Prozesssicherheit vorangestellt werden. Nach einer weiteren Optimierung kann das EB-Schweißen mit der Mehrbadtechnik daher sowohl in die Fertigung schon existierender Baugruppen einfließen als auch bei der Entwicklung und Konstruktion von neuen Bauteilen Berücksichtigung finden. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Abschluss des Forschungsprojektes zur Verfügung.

10 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

Die Ergebnisse des Forschungsprojektes wurden bereits durch folgende Beiträge öffentlichkeitswirksam:

- S. Krasnorutskyi, M. Zinke, D. Keil, H. Pries.: Metallkundlich-technologische Untersuchungen zum Elektronenstrahlschweißen von Duplexstahl ohne Schweißzusatz. DVS-Berichte Band 270 (2011), Seite 17-22.
- S. Krasnorutskyi, M. Zinke, D. Keil, H. Pries, T. Krüssel.: Metallkundlich-technologische Untersuchungen zum Elektronenstrahlschweißen mit kombinierter Mehrprozessstechnik von Duplexstahl ohne Schweißzusatz. DVS-Berichte Band 275 (2011), Seite 458-464.
- D. Keil, M. Zinke, H. Pries, S. Krasnorutskyi.: Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steels, Vortrag auf der 64th IIW Annual Assembly in Chennai, Indien, IIW Document II-A-229-11 (der Beitrag wird zur Zeit für „Welding in the World“ reviewed).
- S. Krasnorutskyi, D. Keil, M. Zinke, H. Pries, T. Krüssel.: Development of multiple-beam techniques for electron beam welding of thick-walled components of duplex stainless steels without filler material. DVS-Berichte Band 285 (2012), Seite 88-94.
- S. Krasnorutskyi, D. Keil, M. Zinke, H. Pries.: Metallurgical influence of multi-beam technology on duplex stainless steel welds. Vortrag auf der 65th IIW Annual Assembly in Denver, USA, IIW Document II-A-242-12
- S. Krasnorutskyi, M. Zinke, H. Pries. Einfluss der Elektronenstrahl-Mehrbadtechnologie auf die Eigenschaften der Duplex-Schweißverbindungen. Assistentenseminar 2012, 06.-08.09.2012 Goslar, Tagungsband erscheint demnächst.

11 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/ Zeitraum
Veröffent- lichung der Ergebnisse	Gewinnung zusätz- licher PA-Mitglieder (1)	Aufnahme des Projektes mit Kurzfassung und Ansprechpartner in das Forschungs- portal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	01.03.2010
	Veröffentlichung der Ergebnisse in Fach- zeitschriften (4)	Vortrag auf dem 31. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2010 (Zinn- wald) und Veröffentlichung im DVS-Ber- ichte Band 270 (ISBN 978-3-87155-263- 2)	16.-18.09.2010
		Vortrag auf der I. Ukrainisch-Deutschen Konferenz für Maschinenbau in Kiew und Veröffentlichung in Visnyk, Band 61	13.-14.04.2011
	Vorträge auf Konferenzen (9)	Vortrag auf dem DVS-Studentenkongress 2011 (Hamburg) und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 275 (ISBN 978-3- 87155-267-0)	26.-29.09.2011
		Vortrag im Rahmen des Intermediate Meeting der Commision II des IIW in Delft, Niederlande	15.-18.03.2011
		Vortrag auf der 64th IIW Annual Assembly in Chennai, Indien (Document II-1769-11 (II-A-229-11))	17.-22.07.2011

		Vortrag im Rahmen des Intermediate Meeting der Commission II des IIW in Cambridge, Großbritannien	20.-24.02.2012
		Vortrag auf der 65th IIW Annual Assembly in Denver, USA (Document II-1819-12 (II-A-242-12))	08.-13.07.2012
		Vortrag auf dem „2nd international electron beam welding conference“ in Aachen und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 285 (ISBN: 978-3-87155-299-1)	26.-30.03.2012
		Vortrag auf dem 33. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2012 in Goslar. Veröffentlichung erscheint demnächst.	06.-08.09.2012
Vorstellung der Ergebnisse durch Vorträge in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS (6)		Präsentation von akt. Ergebnissen vor dem FA 1 des DVS „Metallurgie und Werkstofftechnik“	10.05.2010 16.09.2010 10.03.2011 03.11.2011 26.04.2012
		Vortrag auf Weiterbildungsveranstaltung des DVS-Bezirksverbandes Magdeburg im Arbeitskreis „Schweißfachingenieure“	15.06.2011
Projektbegleitender Ausschuss (7)		Darstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen und Informationstransfer zu den Unternehmen	15.12.2009 07.06.2010 19.11.2010 27.04.2011 21.10.2011 04.04.2012 31.05.2012
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung (6)		studentische Arbeiten (Studien-/Diplom- bzw. Master/Bachelorarbeiten) an der Universität Magdeburg und an der TU Braunschweig	2011-2013

Geplante Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit und nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorstellung der Ergebnisse durch Vorträge in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS (1)	Schlussbericht zum AiF-Vorhaben	30.09.2012
	wissenschaftliche Publikation der Forschungsergebnisse im Rahmen einer Dissertation (1)	Beitrag zur Promotion eines wissenschaftlichen Mitarbeiters	2013
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses (2)	Lehrveranstaltungen (Seminare, Vorlesungen) an der Universität Magdeburg und TU Braunschweig	kontinuierlich nach Laufzeitende

Literatur

- [1] Lippold, J.: Solidification behaviour und cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steel. In: WELDING JOURNAL (1994) 73 (6), S. 129–32.
- [2] Pettersson, C.-O.: Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. AB Sandvik Steel (1995).
- [3] Modersohn, W.: Lean Duplex - ein neuer Edelstahl. In: Konstruktionspraxis (2006).
- [4] Dobeneck, D. von; Löwer, T.; Adam, V.: Elektronenstrahlschweißen. Das Verfahren und seine industrielle Anwendung für höchste Produktivität. Landsberg/Lech 2001.
- [5] Göllner, J.; Burkert, A.; Heyn, A.: Elektrochemische Rauschmessungen - Innovation in der Korrosionsprüfung. Electrochemical noise measurements – Innovation in corrosion testing. In: Materials and Corrosion 53 (2002) 9, S. 656–662.
- [6] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe, 3. Auflage. Berlin 2004.
- [7] Li, Fei: Numerische Untersuchungen zu Temperaturfeldern und Eigenspannungen einer MAG-geschweißten Stumpfnahat an austenitisch-ferritischem Stahl X2CrNiMoN22-5-3. Diplomarbeit, Bauhaus-Universität Weimar, Professur Stahlbau 2006.
- [8] Singer, H.: Erwärmen mittels UMH Technologie. pro-beam systems, Neukirchen/Chemnitz 2011.
- [9] Boppert, C.: Metallurgische und werkstoffkundliche Untersuchungen zum Schweißen von Ferritisch-austenitischen Stahlguss. Dissertation, Clausthal, Techn. Univ. (1994).
- [10] Lefebvre, J.: Leitfaden zur Spezifikation von Ferrit in Schweißgut aus nichtrostendem Stahl.
- [11] Fanica, A.; Bonnefois, B.; Gagnepain, J.-C.: Welding duplex stainless steels: recent improvements: Duplex 2007. International Conference & Expo 2007.
- [12] Butting: Verarbeitung von Duplex / Superduplex (2008).
- [13] Steffens, H. D.; Hartung, F.; Buchmann, C.: Elektronenstrahlschweißen des Duplexstahls X2CrNiMoN2253: Schweißen und Schneiden '93. Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen vom 15. bis 17. September 1993. Düsseldorf 1993, S. 81–85.
- [14] Cvijovic, Z.; Knezevic, V.; Mihajlovic, D., et al.: Effect of welding process on the microstructure of duplex stainless steel: Welding Science and Technology, Japan-Slovak Welding Symposium 1996, S. 109–114.
- [15] Muthupandi, V.; Balasrinivasan, P.; Seshadri, S., et al.: Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. In: Materials Science and Engineering A 358 (2003) 1-2, S. 9–16.
- [16] Rommerskirchen, I.; Lemken, S.; Hoffmann, R.: Lean duplex grades as longitudinally welded pipes for linepipes in the oil and gas business: Duplex 2007. International Conference & Expo 2007, S. 1–13.
- [17] Zenker, R.; Buchwalder, A.; Frenkler, N., et al.: Moderne Elektronenstrahltechnologien zum Fügen und zur Randschichtbehandlung. Modern

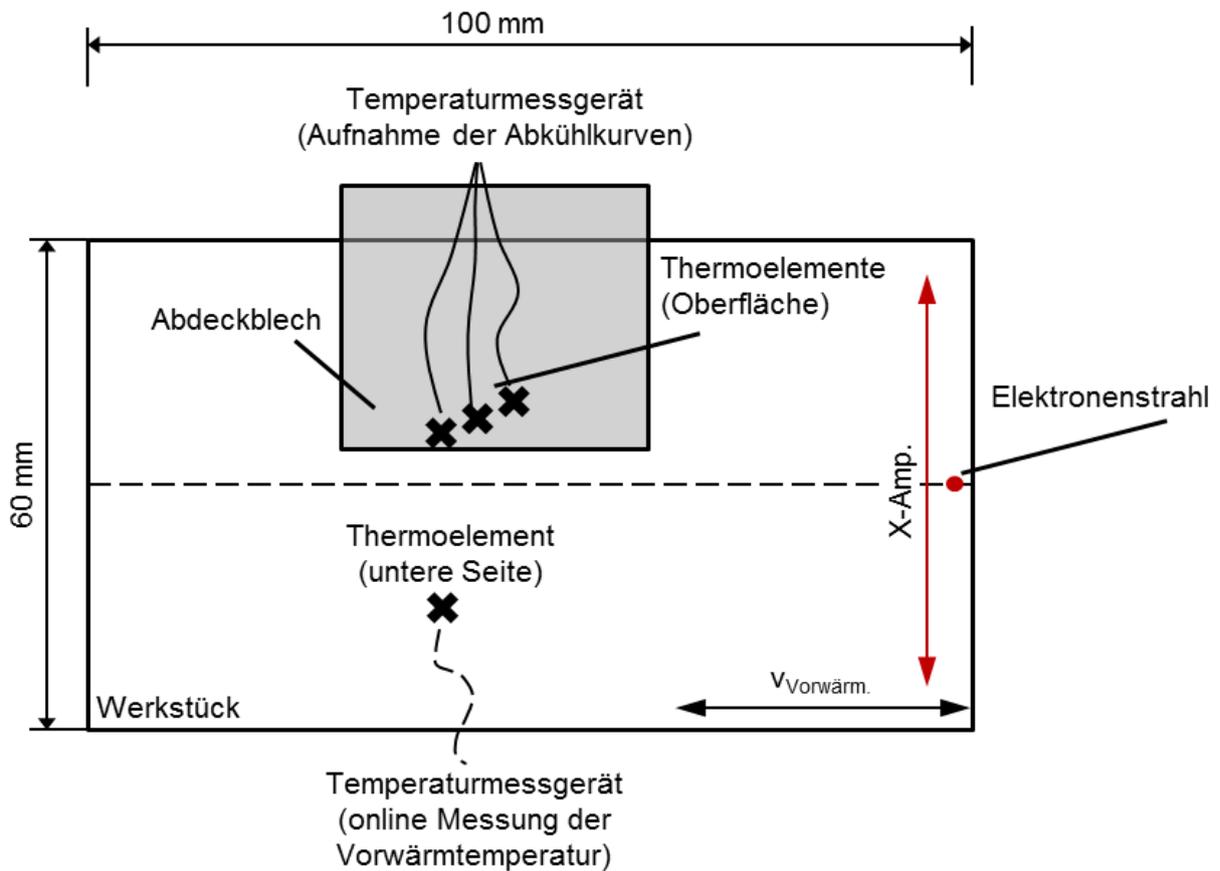
- Electron Beam Technologies for Soldering and Surface Treatment. In: Vakuum in Forschung und Praxis 17 (2005) 2, S. 66–72.
- [18] Heyn, A.; Göllner, J.: Using electrochemical noise for corrosion testing: Determination of critical pitting temperatures. In: Materials and Corrosion 58 (2007) 12, S. 953–60.
- [19] Dr. J.CHARLES: DUPLEX STAINLESS STEELS, A REVIEW AFTER DSS '07 held in GRADO.
- [20] POHL, M.; Ibach, A.; Lange, K.-H.: Gefüge und Gebrauchseigenschaften von Super-Duplex-Stählen: Praktische Metallographie (1991), S. 137–55.
- [21] Guttmann, M.: Intermediate temperature aging of duplex stainless steels: A review. International conference on duplex stainless steel Beaune, 1991.
- [22] Schwaab, P.: Das Ausscheidungsverhalten des ferritisch-austenitischen Stahles X 2 CrNiMoN 22 5 (AF 22), Mannesmann-Forschungsinstitut Duisburg, 1983.
- [23] Köhler, H.-J.: Untersuchungen über Ausscheidungsverhalten, mechanische und korrosionschemische Eigenschaften von höherfesten ferritisch-austenitischen CrNiMo-Stählen. Dissertation, RWTH Aachen, 1984.
- [24] Storz, O.: Einfluß der intermetallischen s-Phase [Sigma]-Phase auf die Gebrauchseigenschaften eines ferritisch-austenitischen Duplex-Stahls. Berlin, Bochum, 2007.
- [25] Lo, K.; Shek, C.; Lai, J.: Recent developments in stainless steels. In: Materials Science and Engineering: R: Reports 65 (2009) 4-6, S. 39–104.
- [26] Calliari, I.; Zanesco, M.; Ramous, E.: Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205. In: Journal of Materials Science 41 (2006) 22, S. 7643–49.
- [27] Karlsson, L.; Rigdal, S.; Lake, F.: Effects of intermetallic phases in duplex stainless steel weldments - A critical review: Duplex America 2000. Conference on duplex stainless steels: conference papers. Zutphen op. 2000, S. 257–72.
- [28] POHL, M.: Versprödungsmechanismen in Bauteilen aus Duplex-Stählen: DVM-Bericht 641, S. 429–36.
- [29] Elhoud, A. e. a.: inter-metallic observations using a backscattering technique on 25cr super duplex stainless steel alloy: Stainless Steel World, S. 75–77.
- [30] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe. Für Studenten des Maschinenbaus und Bauingenieurwesens, der Verfahrenstechnik und der Werkstoffkunde ; mit 66 Tabellen, 7. Auflage. Braunschweig 2002.
- [31] Schumann, H.; Oettel, H.: Metallografie, 14. Auflage. Weinheim 2005.
- [32] shell: technical specification [June 2007]: Duplex and superduplex stainless steel pipe. Amendments/supplements to ASTM A 928.
- [33] Petroleum Development Oman L.L.C.: Spezifikation for Welding of Duplex Stainless Steel Pipelines. Amendments/Supplements to API Std 1104 (2005).
- [34] Rührich, K.; Zenker R.; Mittweida R., et al.: Untersuchungen zum Elektronenstrahl-Mehrbadschweißen von Gusseisen in Verbindung mit Thermofeldern: DVS-Berichte 275, S. 113–121.
- [35] Sölch, R.: Elektronenstrahlschweißen beim Herstellen von längsnahtgeschweißten Röhren: Schweißen und Schneiden 2004. Vorträge der gleichnamigen Großen

Schweißtechnischen Tagung in Magdeburg vom 22. bis 24. September 2004. Düsseldorf 2004, S. 104–09.

- [36] Benkowsky, G.: Induktionserwärmung. Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen; Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung, 4. Auflage. Berlin 1980.
- [37] Patrick, D. K.: Patented heat treating system uses magnetic field technology for through-heating of metal parts: *Industrial Heating* (1965), S. 61–68.
- [38] Uniform metal heating with innovative magnetic field technology. *Metallurgia*, 61 (1994), S. 8.
- [39] Brigham, R.; Tozec, E. W.: Effect of Alloying on the Pitting Resistance of 18% Cr Austenitic Stainless Steel. *Corrosion*, 6, S. 161.

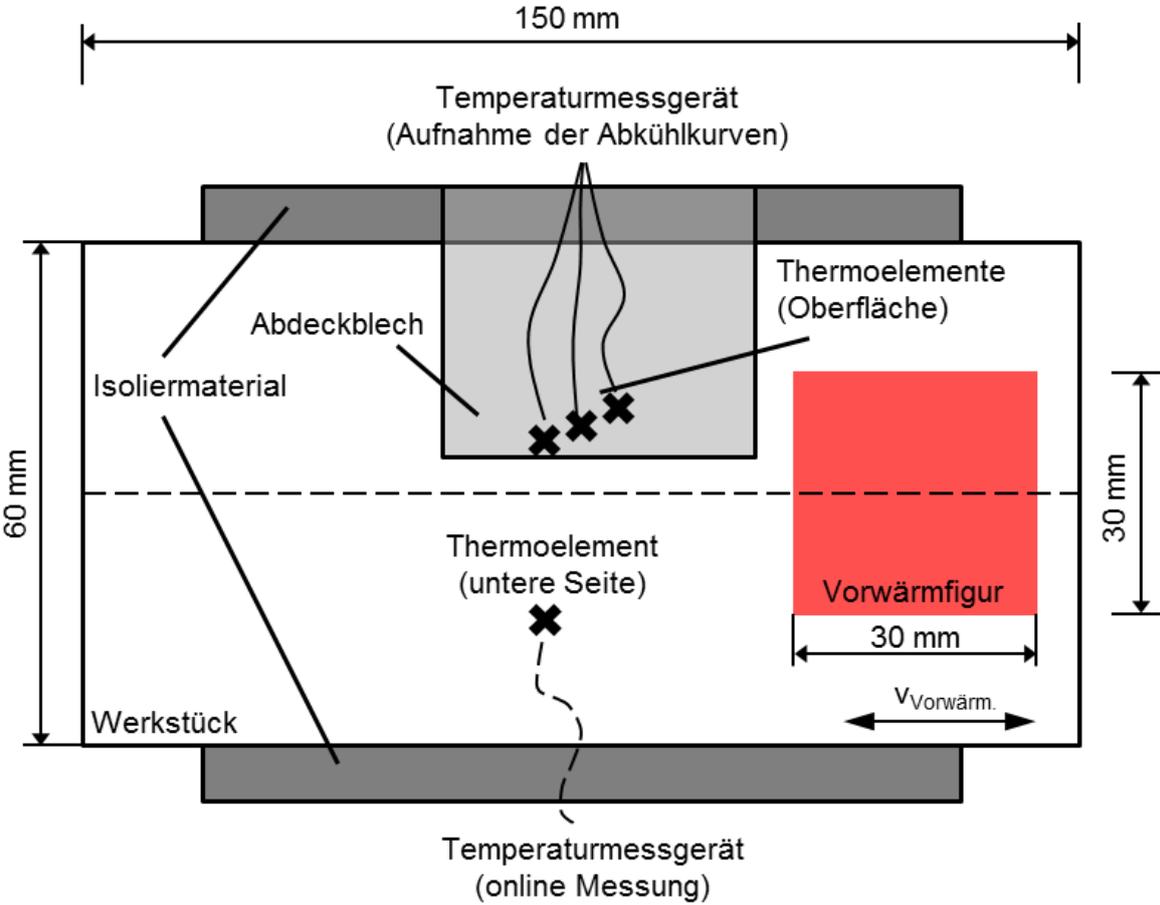
Anhang

Anhang 1: Versuchsaufbau und Prozessparameter zur Vorwärmung der Proben durch Strahlpendelung (EB-Anlage EBOGEN G 150 KS von SST Steigerwald Strahltechnik)



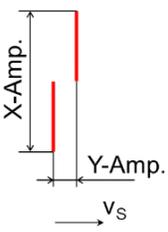
U_A [kV]	I_B [mA]	Figur	Amplitude der Strahlpendelung		Frequenz [Hz]	Fokus [mA]	$v_{Vorwärm.}$ [m/min]
			X-Amp. [mm]	Y-Amp. [mm]			
150	12	Spot	50	0	600	0	2

Anhang 2: Versuchsaufbau und Prozessparameter zur Vorwärmung der Proben mit dem ELO-Bild (EB-Anlage S20-6 und K26-3)



U_A [kV]	I_B [mA]	Figur	$v_{\text{Vorwärm.}}$
150	20	ELO-Bild	manuell

Anhang 3: Schweißparameter der Versuchsreihe zur Ermittlung der optimalen Abkühlbedingungen bei mehrmaligem Umschmelzen (EB-Anlage EBOGEN G 150 KS von SST Steigerwald Strahltechnik)

Bez.	Wst.	T _{Vor} [°C]	Arbeitsdruck [mbar]	U _A [kV]	I _B [mA]	Figur	Amplitude		Frequen z [Hz]	Fokus opt. [mm]	v _S [m/min]	AA [mm]	Bemerkung
							X-Amp. [mm]	Y-Amp. [mm]					
EB-1	1.4462	395	10 ⁻⁴	150	42		4	0,4	600	-6	0,5	500	1 Überfahrt
EB-2	1.4462	340	10 ⁻⁴	150	43		4	0,4	600	-6	0,5	500	2 Überfahrten
EB-3	1.4462	435	10 ⁻⁴	150	40		4	0,4	600	-6	0,5	500	3 Überfahrten
EB-4	1.4462	370	10 ⁻⁴	150	35		4	0,4	600	-6	0,5	500	4 Überfahrten
EB-5	1.4462	370	10 ⁻⁴	150	35		4	0,4	600	-6	0,5	500	5 Überfahrten
EB-6	1.4462	370	10 ⁻⁴	150	34		4	0,4	600	-6	0,5	500	6 Überfahrten

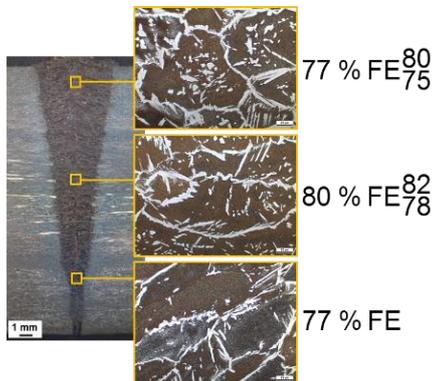
Anhang 4: Schweißparameter der Versuchsreihe zur Ermittlung der optimalen Abkühlbedingungen beim Vorwärmen auf hohen Temperaturen (EB-Anlage S20-6)

Wst.	T _{Vor} [°C]	Arbeitsdruck [mbar]	U _A [kV]	I _B [mA]	Figur	Amplitude		Frequenz [Hz]	Fokus opt. [mm]	v _s [m/min]	AA [mm]
						X-Amp. [mm]	Y-Amp. [mm]				
1.4462	550	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	606	-7	0,5	500
1.4462	650	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	606	-7	0,5	500
1.4462	750	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	606	-7	0,5	500
1.4462	850	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	606	-7	0,5	500
1.4362	RT	10 ⁻⁴	150	65		4	0,4	1001	0	0,5	500
1.4362	450	10 ⁻⁴	150	55		4	0,4	1001	0	0,5	500
1.4362	650	10 ⁻⁴	150	50		4	0,4	1001	0	0,5	500
G1.4392	RT	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	1001	0	0,5	500
G1.4392	450	10 ⁻⁴	150	70		4	0,4	1001	0	0,5	500
G1.4392	650	10 ⁻⁴	150	60		4	0,4	1001	0	0,5	500

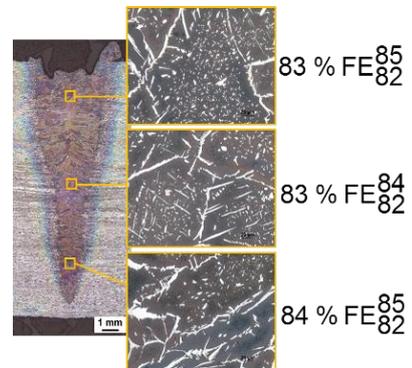
Anhang 5: Untersuchte Mehrbadtechniken (EB-Anlage S20-6)

Nr.	T _{Vor.} [°C]	Arbeitsdruck [mbar]	U _A [kV]	I _B [mA]	Amplitude		Frequenz [Hz]	Fokus opt. [mm]	v _S [m/min]	AA [mm]
					X-Amp. [mm]	Y-Amp. [mm]				
MB-1	RT	10 ⁻⁴	120	90	4	10	1001	-10	0,5	500
MB-2	RT	10 ⁻⁴	120	105	5	12,5	1001	-10	0,5	500
MB-3	RT	10 ⁻⁴	120	122	6	15	1001	-10	0,5	500
MB-4	RT	10 ⁻⁴	120	102	5	15	1001	-10	0,5	500
MB-5	RT	10 ⁻⁴	120	110	6	15	1001	-10	0,5	500
MB-6	RT	10 ⁻⁴	120	55	4	4	1001	-10	0,5	500
MB-7	RT	10 ⁻⁴	120	65	4	8	1001	-10	0,5	500
MB-8	RT	10 ⁻⁴	120	75	4	12	1001	-10	0,5	500

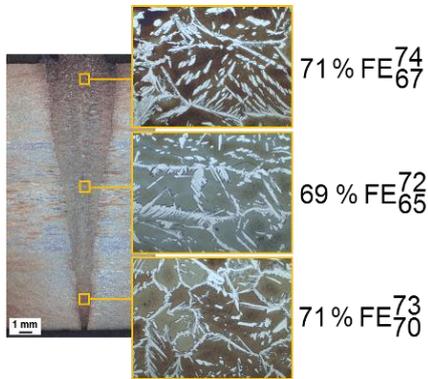
Anhang 6: Nahtgeometrie und exemplarische Aufnahmen der Mikrostruktur der mit Mehrbadtechnik und unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen geschweißten Proben (1.4462 und 1.4362)



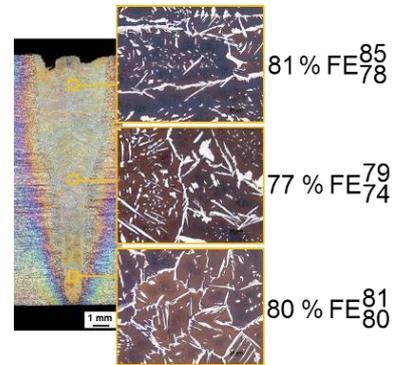
1.4462, Vorwärmtemperatur 100 °C



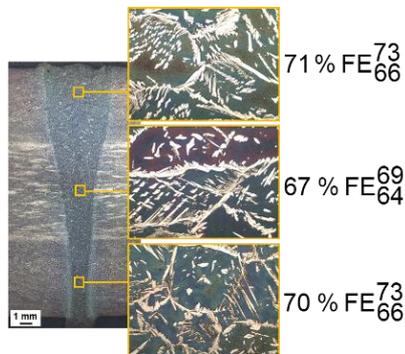
1.4362, Vorwärmtemperatur 100 °C



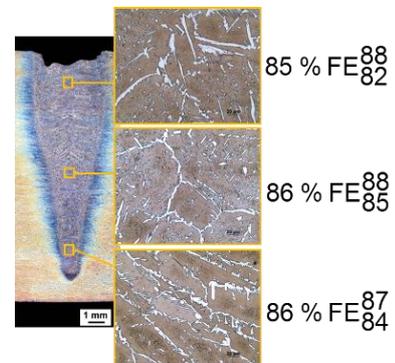
1.4462, Vorwärmtemperatur 200 °C



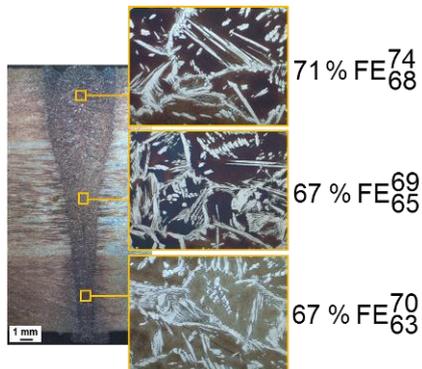
1.4362, Vorwärmtemperatur 200 °C



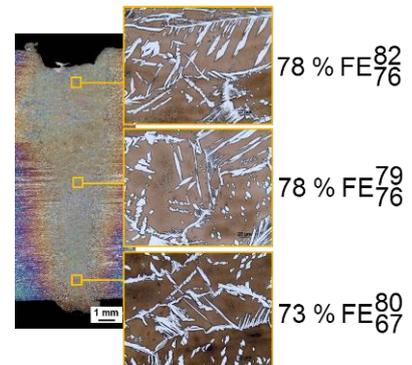
1.4462, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 300 °C



1.4462, Vorwärmtemperatur 400 °C



1.4362, Vorwärmtemperatur 400 °C

Anhang 7: Parameter zum EB-Schweißen der I-Nähte (EB-Anlage K26-3)

Wst.	ChargenNr.	T _{Vor}	Arbeitsdruck	U _A	I _B	Figur	Amplitude		Frequenz	Fokus opt.	v _s	AA
							X-Amp.	Y-Amp.				
		[°C]	[mbar]	[kV]	[mA]		[mm]	[mm]	[Hz]	[mA]	[m/min]	[mm]
1.4462	414258	250	10 ⁻⁴	120	69		4	12	1001	+10	0,5	500
1.4470	39877	RT	10 ⁻⁴	120	81		4	12	1001	+10	0,5	500
1.4362	400901	250	10 ⁻⁴	120	63		4	12	1001	+10	0,5	500
1.4392	B40490	RT	10 ⁻⁴	120	81		4	12	1001	+10	0,5	500