

# **In situ Messung der chemischen Konzentration in der Schmelze während des WIG-Schweißens von Duplexstählen.**

*L. Quackatz, A. Griesche, T. Kannengießer*

*Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin*

*Lukas.quackatz@bam.de*

*K. Treutler, T. Gehling, A. Eissel, V. Wesling*

*Technische Universität Clausthal-Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren*

*office@isaf.tu-clausthal.de*

---

## **Abstract**

Duplexstähle besitzen ein zweiphasiges Gefüge und werden aufgrund ihrer verbesserten Schweißbeignung gegenüber den Vollausteniten häufig im Anlagen- bzw. Apparatebau eingesetzt. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit und dem Abbrand von Legierungselementen kommt es zu einer Ferritisierung des Schweißguts und damit zu einer Degradation der mechanischen Eigenschaften. Zur Vorhersage des Phasenverhältnisses im Schweißgut wird das WRC1992-Diagramm genutzt. Dieses Diagramm zeigt einige Ungenauigkeiten und benötigt zur genaueren Vorhersage der Phasenverhältnisse eine Überarbeitung. Um den Einfluss einzelner Elemente auf das Schweißnahtmikrogefüge besser zu verstehen, wurden drahtförmige Schweißzusatzwerkstoffe mit dem Ferrit-Bildner Nb und dem Austenit-Bildner Cu beschichtet und für Schweißungen verwendet. Die Messmethode der Laser-induzierten Plasmaspektroskopie (LIBS) bietet hier eine gute Möglichkeit der in situ Überwachung der chemischen Konzentrationen, während des WIG-Schweißens von Duplexstählen. Die LIBS-Messergebnisse, konnten mit der Ferritnummer und der Schweißnahtmikrostruktur korreliert werden. Damit konnte das Ziel, nämlich die Vorhersagegenauigkeit des WRC1992-Diagramms zu verbessern erreicht werden und es wurden Empfehlungen für die Anpassungen der Berechnungsgrundlage des Diagramms abgeleitet.

---

## 1 Einleitung

Nichtrostende Duplexstähle (DSS) besitzen ein ausgeglichenes Phasenverhältnis zwischen Austenit ( $\gamma$ ) und Ferrit ( $\alpha$ ). Im Grundwerkstoff (GW) wird dies durch gezielte Wärmebehandlung bzw. thermo-mechanisches Walzen erreicht. Schweißungen aus DSS unterliegen thermischen Zyklen und einem Abbrand von Legierungselementen. Diese Einflüsse haben eine Auswirkung auf das Mikrogefüge der verschiedenen Bereiche der Schweißnaht wie Schweißgut (SG) und Wärmeeinflusszone (WEZ). Die Phasenverteilung ändert sich drastisch und damit auch die mechanischen Eigenschaften sowie die Korrosionsbeständigkeit [1]. Wegen des üblicherweise ausgeglichenen Phasenverhältnisses übertreffen die DSS die mechanischen Eigenschaften der vollständig ferritischen bzw. vollständig austenitischen Stähle. Die Erstarrung verläuft, aufgrund der chemischen Zusammensetzung, vollständig ferritisch ab. Bei stetiger Abkühlung führt die Festkörperreaktion  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$  zu einer Ausscheidung der  $\gamma$ Phase, sowohl inter- als auch intrakristallin. Da dieser Prozess diffusionsgetrieben ist, wird bei hoher Abkühlrate, wie es beim Schweißen üblich ist, das Ausscheiden von  $\gamma$  unterdrückt. Bereits der geringste Elementabbrand während des Schweißvorgangs kann zu einer kritischen Veränderung der chemischen Zusammensetzung und zur Ferritisierung des SG führen. Yang et al. [2] haben gezeigt, dass ein unausgewogenes  $\gamma/\alpha$ -Verhältnis mit 8090 %  $\alpha$  im SG zu erheblichen Rissproblemen bei sicherheitskritischen Bauteilen führt. Martin et al. [3] haben gezeigt, dass die Hochtemperatur-Bruchfestigkeit von DSS mit zunehmendem  $\gamma$ -Volumenanteil drastisch ansteigt. Eine Möglichkeit dem Abbrand der Legierungselemente und damit der Veränderung der chemischen Zusammensetzung entgegenzuwirken ist der Einsatz von Schweißzusatzwerkstoffen. Diese sind mit  $\gamma$ -Bildnern hochlegiert und fördern die Ausscheidung von  $\gamma$  im SG. Detaillierte Untersuchungen zum Einfluss von Füllwerkstoffen auf das Mikrogefüge und die mechanischen Eigenschaften von Schweißungen nichtrostender Stähle führten Maurya et al. [4] und Wittig et al. [5] durch. Zur Vorhersage des Phasenverhältnisses nach dem Schweißen von DSS gibt es einige Diagramme (Schaeffler, De Long und WRC1992), mit denen das Mikrogefüge im SG auf der Grundlage von  $Cr_{Eq}$  und  $Ni_{Eq}$  berechnet werden kann [6-8]. Das neuste und meistgenutzte Vorhersagediagramm ist das WRC1992-Diagramm. Für die Berechnung der Äquivalente werden die Konzentrationen  $C_x$  der einzelnen Legierungselemente benötigt. Die Formeln zur Berechnung dieser lauten:

$$Cr_{Eq} = C_{Cr} + C_{Mo} + 0,7 * C_{Nb} \quad \text{in gew.-%} \quad (1)$$

$$Ni_{Eq} = C_{Ni} + 35 * C_C + 20 * C_N + 0,25 * C_{Cu} \quad \text{in gew.-%} \quad (2)$$

Neuere Untersuchungen haben gezeigt, dass die Berechnungsgrundlage der  $Cr_{Eq}$  und  $Ni_{Eq}$  ungenau ist und angepasst werden muss [9, 10].

Die genannten Probleme beim Schweißen von DSS unterstreichen den Bedarf an einer in situ Messmethode zur Vorhersage des Schweißnahtgefüges. Derzeit entwickelte Prüfverfahren für geschweißte Bauteile sagen entweder die resultierenden Erstarrungsformen und Ferritgehalte der Schweißnähte nur unzureichend voraus oder verwenden post-mortem zerstörende Prüfverfahren wie die metallographische Bestimmung. Die Laserinduzierte Plasmaspektroskopie (LIBS) bietet eine hochgenaue, beinahe zerstörungsfreie, zeitlich und räumlich aufgelöste quantitative Messung der chemischen Zusammensetzung während des Schweißens, d. h. vor, während und nach der Erstarrung des SG und der WEZ. LIBS ist eine spektroskopische Methode, die auf den elementspezifischen Photonenemissionen des Plasmas basiert. Ein hochenergetischer, gepulster Laser wird auf die Oberfläche der zu untersuchenden Probe fokussiert und bringt lokal Wärme in das Material ein. Das Material beginnt zu verdampfen und es bildet sich ein Mikroplasma. Bei der Abkühlung des Plasmas wird elementspezifische Strahlung erzeugt, die mit Hilfe eines Spektrometers und geeigneter Software ausgewertet werden kann. Wird das Verfahren kalibriert, können auch quantitative Analysen durchgeführt werden [11].

In vorherigen Arbeiten [12-14] konnte die LIBS-Messmethode bereits in situ zur Messung der chemischen Zusammensetzung während des Schweißens von nichtrostenden Stählen erfolgreich eingesetzt werden. In der präsentierten Arbeit wird nun der Einfluss des  $\alpha$ -Bildners Nb und des  $\gamma$ -Bildners Cu auf das Schweißmikrogefüge der DSS analysiert. Dazu werden während der Schweißversuche in situ die chemischen Zusammensetzungen von Nb und Cu mit LIBS gemessen und die Ergebnisse mit konventionellen post-mortem Untersuchungen verglichen.

## **2. Proben und Experimente**

### *2.1 Grundwerkstoffe*

Für die Versuche wurden Flachproben mit den Abmessungen  $150 \times 35 \times 5 \text{ mm}^3$  (Länge x Breite x Dicke) hergestellt. Vor der Durchführung der Schweißversuche wurden die Proben mit Aceton gereinigt, um Verunreinigungen aus der Produktion und der Verarbeitung zu entfernen. Der Schweißzusatz hat einen Durchmesser von 1,6 mm und wird von der Firma Merkle Schweißtechnik Berlin GmbH zur Verfügung gestellt.

Es wurde ein Duplexstahl (EN 1.4462) untersucht. In *Tab. 1* sind die chemischen Zusammensetzungen des Probenmaterials und des Schweißzusatzes aufgeführt. Die chemische Zusammensetzung wurde mit einem konventionellen Funkenemissionsspektroskopie-Gerät der SPECTRO Analytical Instrument GmbH gemessen.

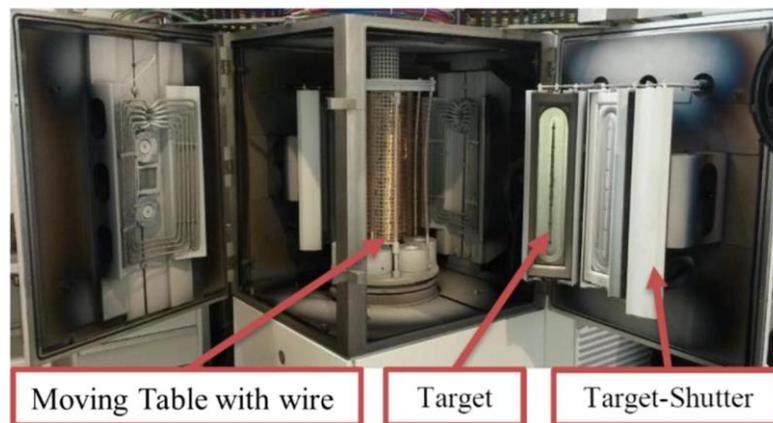
*Tab. 1: Ausgewählte Werkstoffe und deren chemische Zusammensetzung.*

Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung (gew.-%)								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Fe
1.4462 (EN 10088-1)	0,02	0,32	1,68	22,65	5,79	2,97	0,032	0,26	Bal.
AWS ER 347*	0,02	0,96	1,17	18,81	18,81	0,06	0,062	0,69	Bal.

\* Füllwerkstoff EN ISO 14343-A

## 2.2 PVD Beschichtung des Schweißzusatzwerkstoffs

Bei dem hier vorgestellten Ansatz werden Schweißelektroden mit einem PVD-Beschichtungssystem modifiziert, so dass diese sich in der chemischen Zusammensetzung vom Grundmaterial unterscheiden. Als spezifische Prozessvariante wird dabei das Magnetronsputtern verwendet.



*Abb. 1: Beschichtungsanlage mit Schweißzusatz und Beschichtungsmaterial [15]*

Niob und Kupfer werden als Dünnschichten auf das Substratmaterial aufgebracht. Eine ausführliche Beschreibung des Prozesses und der Vorgehensweise ist in [16, 17] zu finden. Die erzeugte Schichtdicke korreliert u.a. mit der Beschichtungszeit und ist somit systematisch anpassbar.

Nach der Zuführung des Schweißdrahtes führt das Anlegen einer Hochspannung in der evakuierten Prozesskammer zur Ionisierung eines Schutzgases. Positiv geladene Gasionen werden beschleunigt und stoßen mit der Kathode (Target) zusammen. Durch Impulsübertragung werden Atome und Moleküle aus dem Beschichtungsmaterial herausgelöst. Das so verdampfte Material kondensiert an der gesamten verfügbaren Oberfläche und somit auch auf dem Schweißzusatz.

### 2.3 Schweißexperimente

Die Schweißversuche wurden mit dem WIG-Schweißgerät CastoTIG 1611 DC der Firma Castolin durchgeführt. Es wurde eine reine Wolframelektrode mit einem Durchmesser von 1,6 mm verwendet. Alle Schweißexperimente wurden mit einem Ar-Schutzgasstrom von 10 l/min durchgeführt. Die Elektrode hatte einen Abstand von 2 mm zum Werkstück und die Gasdüse hatte einen Durchmesser von 6 mm. Mit Hilfe eines Linearmotors wurden die Proben mit 10 cm/min konstant geschweißt. Der drahtförmige Schweißzusatzwerkstoff ( $\varnothing = 1,6$  mm) mit aufgebrachtener Beschichtung wurde mithilfe einer Punktschweißung, mittig auf der Probe fixiert. Dadurch wird dieser beim Schweißen kontinuierlich dem Grundwerkstoff beigemischt.

### 2.4 LIBS Versuchsaufbau

Das LIBS-System umfasst einen gepulsten 1064 nm Nd:YAG-Laser mit einer Puls-Frequenz von 15 Hz und einer maximalen Pulsenergie von 200 mJ. Mithilfe eines Echelle-Spektrometers (Aryelle 200) der Firma LTB Lasertechnik Berlin GmbH konnte das elementspezifische Licht aufgezeichnet werden. Für die Experimente werden die wichtigsten Hauptlegierungselemente der DSS Cr, Ni und Mn sowie der  $\alpha$ -Bildner Nb und der  $\gamma$ -Bildner Cu analysiert. Dazu wurde mithilfe von zertifizierten Referenzmaterialien der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung ein multivariates Kalibriermodell aufgestellt. Dabei handelt es sich um eine Partial Least Squares (PLS) Funktion, die besonders unempfindlich gegenüber äußeren Störfaktoren ist und daher gut geeignet für den Schweißprozess [18, 19].

In *Abb. 1* ist der Versuchsaufbau dargestellt. Der Laserkopf ist gegenüber der Oberflächennormalen um  $20^\circ$  geneigt, sodass der Lasermessfleck 10 mm vom Schweißbogen entfernt auf die Probenoberfläche fokussiert werden kann. Eine Lichtsammeloptik (Brennweite: 300 mm) wurde verwendet, um den Laserstrahl auf die Probenoberfläche zu fokussieren. Anschließend wurde die elektromagnetische Strahlung des Plasmas mit

einer optischen Faser (Brennweite:10 mm) erfasst und in das Spektrometer geleitet. Bei allen Experimenten betrug die Öffnungszeit der Kamera  $40 \mu\text{s}$  und die Verzögerungszeit  $1 \mu\text{s}$ . Die Oberflächentemperatur der Proben wurde mit einem Infrarot-Pyrometer, in der Schmelze gemessen. Diese Konfigurationen haben sich in früheren Experimenten bewährt [14].

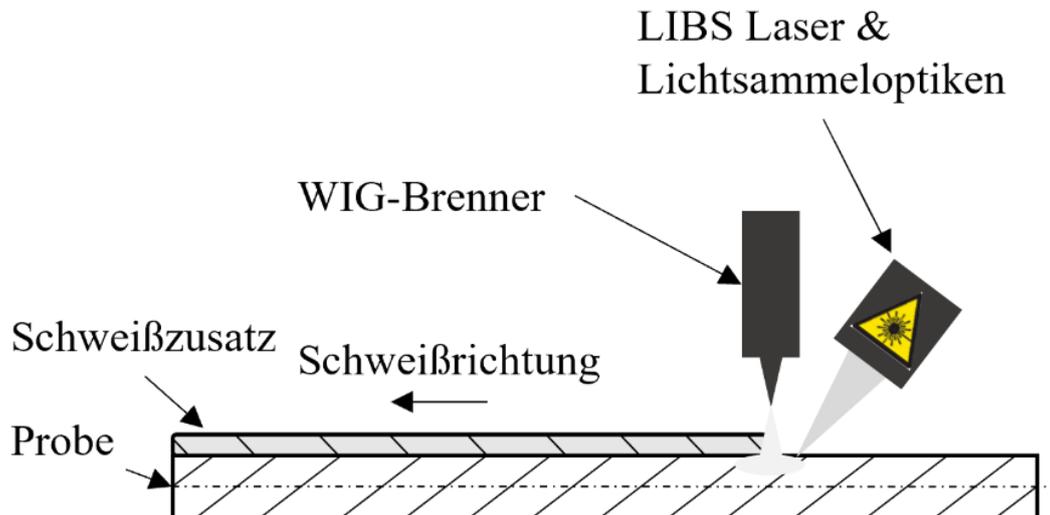


Abb. 2: Prinzipskizze des Versuchsaufbaus. Der drahtförmige Schweißzusatz wurde mittig auf der Probe fixiert und vermischt sich beim Schweißen mit dem Schweißgut. Schweißbrenner und LIBS-Laser sind fix und die Probe wird mittels Lineartisch computergesteuert bewegt.

### 2.5 Bestimmung der Ferritnummer

Die Ferritnummer FN der geschweißten Proben wurde normgerecht (*DIN EN ISO 8249:2017*) [20], mit einem FischerScope MMS, der Firma Fischer bestimmt. Die geschweißten Proben wurden geschliffen (Korngröße 600), sodass die Sonde auf einer ebenen Fläche platziert werden konnte. Entlang der Schweißnaht wurden 6 Messpunkte gewählt. Aufgrund des hohen Ferrit-Anteils ( $FN > 20$ ), müssen laut Norm *DIN EN ISO 8249:2017* pro Messpunkt 5 Messungen durchgeführt werden, wobei der höchste Wert als FN für diesen Messpunkt gewählt wird und die anderen Werte verworfen wurden [20].

### 3. Ergebnisse und Diskussion

In *Tab. 2* sind die Proben, die in diesem Beitrag analysiert und diskutiert werden, aufgelistet. Die Versuche wurden an einer DSS-Sorte 1.4462 mit zwei verschiedenen Zusatz-Legierungselementen (Cu, Nb) und jeweils zwei verschiedenen Beschichtungszeiten durchgeführt.

*Tab. 2: Experimentelle Parameter der analysierten Proben.*

Bezeichnung	Zusatz-Legierungselement	Beschichtungszeit	erreichte Schichtdicke	Errechneter Legierungselementzuwachs	Schweißparameter
K1	Nb	6h	7,2 $\mu\text{m}$	1,94 Gew.-%	160 A, 10 cm/min
K2	Nb	2h	2,4 $\mu\text{m}$	0,65 Gew.-%	160 A, 10 cm/min
K3	Cu	6h	10,0 $\mu\text{m}$	2,79 Gew.-%	160 A, 10 cm/min
K4	Cu	2h	3,3 $\mu\text{m}$	0,93 Gew.-%	160 A, 10 cm/min

#### 3.1 In situ LIBS Untersuchungen

Aufgrund der Kalibrierung des Messsystems konnte eine quantitative Auswertung der chemischen Konzentration während des Schweißvorgangs durchgeführt werden. Das LIBS-Messvolumen beträgt  $< 0,001 \text{ mm}^3$ , wobei der Messfleckdurchmesser ca.  $100 \mu\text{m}$  beträgt. Mit dieser Auflösung können keine einzelnen Phasen oder Legierungsbestandteile erfasst werden. Eine LIBS-Messung repräsentiert das gesamte Schweißnahtgefüge in dem gemessenen Bereich (Messbereich  $>$  einzelne Körner im Gefüge). *Abbildung 2 a)* zeigt exemplarisch den Verlauf der Konzentrationen der Hauptlegierungselemente Cr, Ni und Mn, sowie der Elemente Nb und Cu. Die Auswertung stammt von der Probe K1. Erkennbar ist, dass während des Schweißprozesses (ca.  $t = 630 \text{ s}$ ) das Element Mn eine erhöhte Konzentration aufweist. Mn kann aufgrund seiner geringen Verdampfungsenthalpie ( $220 \text{ kJ/mol}$ ) beim Schweißen abdampfen. Das abgedampfte Mn

zirkuliert in der Atmosphäre um den Schweißbrenner und kondensiert an kalten Bereichen, wo es sich als dünne Schicht auf der Oberfläche ablagert. Da LIBS auch Einflüsse aus der Atmosphäre misst, ist die Konzentration von Mn während des Schweißens erhöht. Im Vergleich dazu haben Ni (372 kJ/mol) und Cr (344,3 kJ/mol) eine viel höhere Verdampfungsenthalpie und dampfen daher weniger ab. Bei Start und Ende des Schweißvorgangs zündet der Schweißbrenner. Dies wird vom Spektrometer als zusätzliche elektromagnetische Strahlung aufgenommen, weshalb ein kurzer Konzentrationsanstieg bzw. -abfall bei allen Elementen sichtbar wird. Nach dem Schweißvorgang ( $t > 30$  s) beginnt der Abkühlprozess und die Konzentrationen ändern sich kaum.

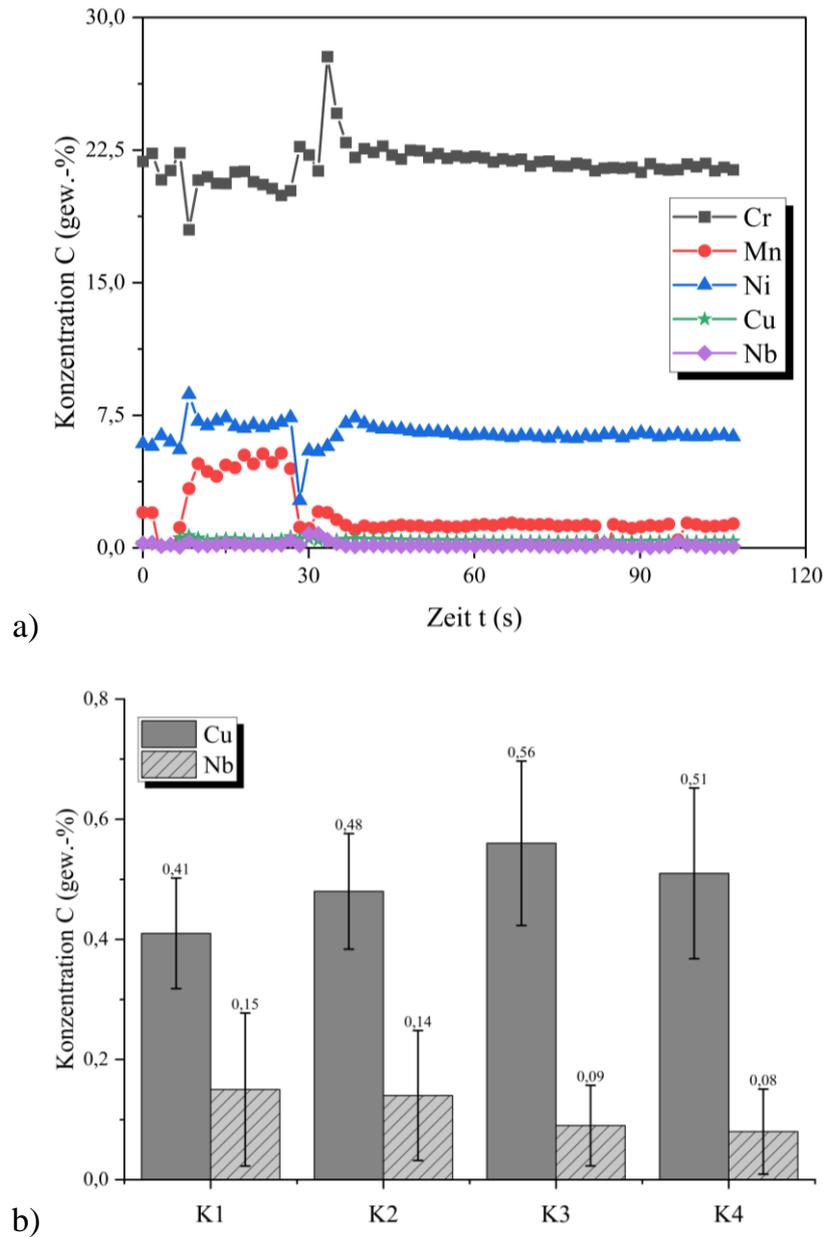


Abb. 3: a) Verlauf der chemischen Konzentrationen ausgewählter Elemente während des WIG-Schweißprozesses. Start des WIG-Brenners bei  $t = 6$  s und Ende bei  $t = 30$  s.

b) Mittelwerte der chemischen Konzentration, während des gesamten Schweißprozesses der Elemente Nb und Cu. Die Fehlerbalken stellen die Standardabweichung der Stichprobe dar.

Die Messung wurde beendet, nachdem die Oberflächentemperatur  $150$  °C erreicht hat. Dieses Experiment wurde mit allen Proben durchgeführt. Zur besseren Analyse sind in Abb. 2 b) die Mittelwerte der Elemente Nb und Cu, aller Proben dargestellt. Die Mittelwerte wurden aus allen LIBS-Messwerten während des gesamten Schweißvorgangs ge-

bildet. Die Fehlerbalken repräsentieren die Standardabweichung der gesamten Stichprobe. Die Proben K1 und K2 wurden mit dem Schweißzusatz, der mit dem  $\alpha$ -bildenden Element Nb beschichtet wurde, geschweißt. Die Probe K2 hatte die höchste Nb Konzentration im Schweißzusatz. Dies kann auch in der LIBS Messung validiert werden. Die Mittelwerte der Messungen im SG zeigen, dass die Proben K1 und K2 die höchsten Nb Konzentrationen ( $K1 = 0,15$  gew.-%,  $K2 = 0,14$  gew.-%) aufweisen. Analog dazu wurden die Proben K3 und K4 mit dem Schweißzusatz, der mit dem  $\gamma$ -bildenden Element Cu beschichtet wurde, geschweißt. Die Probe K3 hatte die höchste Cu Konzentration im Schweißzusatz. Auch hier zeigen die LIBS Ergebnisse eine Korrelation. Die Mittelwerte der Messungen im SG zeigen, dass die Proben K3 und K4 die höchsten Cu Konzentrationen ( $K3 = 0,56$  gew.-%,  $K4 = 0,51$  gew.-%) aufweisen. Schlussfolgernd sollte sich die Mikrostruktur der Proben K1 und K2 von den Proben K3 und K4, in Bezug auf das Phasenverhältnis  $\alpha/\gamma$ , unterscheiden.

### *3.2 Untersuchung der Schweißmikrostruktur*

Aus den Schweißungen K1K4 wurden Proben zur Gefüge-Untersuchung gesägt. Die Mikroschliffe wurden quer zur Schweißnaht erstellt. Das Schweißnahtmikrogefüge wurde mit einem Lichtmikroskop analysiert. Die Schweißnähte wurden mit der Lösung Beraha-II geätzt. Exemplarisch ist eine Übersichtsaufnahme der Schweißnaht der Probe K4 in *Abb. 3 a)* dargestellt. Sichtbar ist hier, wie sich die lichtmikroskopische Erscheinungsform des GW vom SG und der WEZ unterscheidet. Ferrit wird in der Ätzung dunkel dargestellt und Austenit hell. Der GW zeigt feine Ferrit- und Austenit-Körner mit einem ausgeglichenen Phasenverhältnis. Weiterhin ist eine eindeutige Walzstruktur parallel zur Oberfläche sichtbar. Im SG sind grobe Ferrit-Körner zu erkennen und das Phasenverhältnis verändert sich. Der  $\alpha$ -Anteil nimmt zu. Um dies besser zu verdeutlichen, ist in *Abb. 3 b)* eine Detailaufnahme des SG dargestellt. Die  $\gamma$ -Phase wird an den Korngrenzen und in Widmannstättencher Form in den Ferrit-Körnern ausgeschieden. Zur Korrelation der in situ gemessenen Konzentrationen der Elemente Nb und Cu mit dem Phasenverhältnis wurde die Ferritnummer im Schweißgut magnetinduktiv gemessen. *Tabelle 3* zeigt die Ergebnisse der Messung. Dort sind die Mittelwerte mit den Standardabweichungen dargestellt. Die Ergebnisse korrelieren mit den gemessenen LIBS-Konzentrationen. Die Probe K1 zeigt die höchste, gemessene Nb-Konzentration (0,15 gew.-%) mit einer Ferritnummer von 125,3.

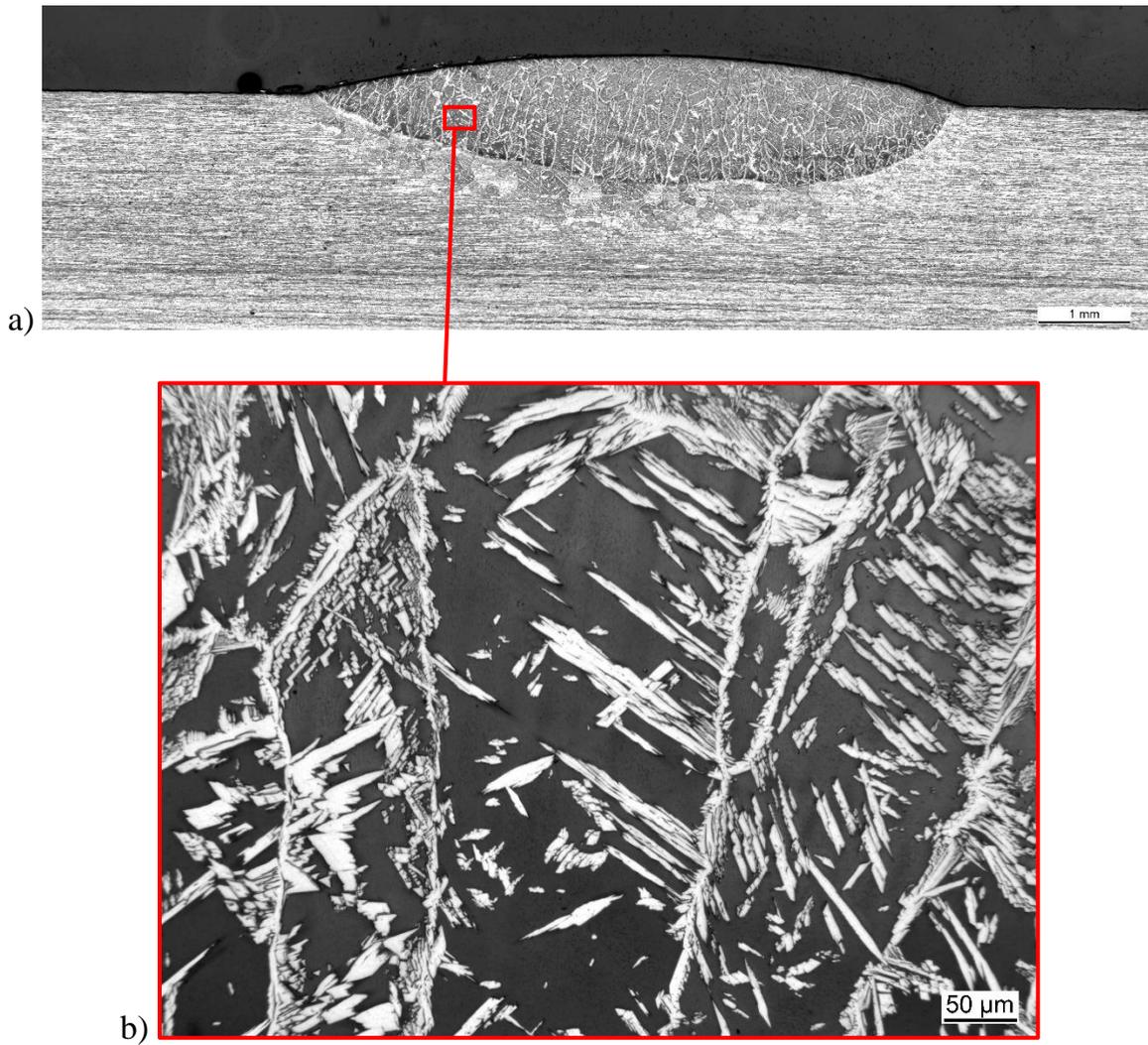


Abb. 4: Austenit: hell, Ferrit: dunkel, a) Lichtmikroskopisches Übersichtsbild vom Querschliff der Schweißnaht K4, geätzt mit Beraha-II. b) Detailaufnahme aus dem Schweißgut. Sichtbar sind grobe Ferritkörner, mit Ausscheidungen von Austenit auf den Korngrenzen und in Widmannstättensche Form.

Hier zeigt die Probe K3, mit der höchsten Cu-Konzentration (0,56 gew.-%), die kleinste Ferritnummer mit 78,1. Schlussfolgernd konnte die Ferritnummer mit den zulegierten Elementen beeinflusst werden. Dies konnte bereits vorab, in situ mit LIBS-Messungen, analysiert werden.

Tab. 3: Mittelwerte der gemessenen Ferritnummer im Schweißgut der Proben K1K4 mit Standardabweichungen aus den einzelnen Messreihen. Gemessen nach Norm DIN EN ISO 8249:2017

Probe	Ferritnummer [FN]
K1	125,3 ± 14
K2	89,8 ± 6
K3	78,1 ± 6
K4	84,0 ± 6

#### 4. Zusammenfassung und Ausblick

Zur Vorhersage des Schweißnahtmikrogefüges von DSS wird in der Industrie üblicherweise auf das WRC1992-Diagramm, basierend auf den Ferritnummern der Schweißnaht, zurückgegriffen. Dieses Vorhersagediagramm ist laut aktueller Forschungsergebnisse nicht präzise und benötigt Anpassungen. In diesem Beitrag wurde der Einfluss zweier verschiedener Legierungselemente auf die Ferritnummer und das resultierende Schweißnahtmikrogefüge untersucht. Mithilfe von LIBS-Messungen konnte in situ, während des Schweißens die Konzentration des  $\alpha$ -Bildners Nb, sowie des  $\gamma$ -Bildners Cu gemessen werden. Anschließend wurde die Ferritnummer gemessen, um die Phasenverteilung von  $\gamma$  und  $\alpha$  zu bestimmen. Wie erwartet, steigerten hohe Konzentrationen von Nb die Ferritnummer, wohingegen hohe Cu-Konzentrationen die Ferritnummer absenkten. Es existiert ein Einfluss einzelner Legierungselemente auf das Schweißnahtmikrogefüge. In folgenden Untersuchungen sollen weitere Elemente, die in den Berechnungsgrundlagen der  $Cr_{Eq}$  und  $Ni_{Eq}$  enthalten sind, untersucht werden. Außerdem soll der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf das Schweißnahtmikrogefüge analysiert werden. Die LIBS-Messung wird dahingehend optimiert, dass alle Legierungselemente, die in den  $Cr_{Eq}$  und  $Ni_{Eq}$  enthalten sind, kalibriert werden und dadurch quantitativ gemessen werden können.

#### Danksagung

Diese Arbeit wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) unter der Projektnummer 442001176 gefördert.

## Literatur

- [1] Westin E. M., "Hot cracking in duplex stainless steel weldments — a review," *Welding in the World*, 2022/05/06 2022, doi: 10.1007/s40194-022-01310-8.
- [2] Yang J., Wang Q., Wei Z., and Guan K., "Weld failure analysis of 2205 duplex stainless steel nozzle," *Case Studies in Engineering Failure Analysis*, vol. 2, no. 2, pp. 69-75, 2014/10/01/ 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.csefa.2014.05.001>.
- [3] Martin G. et al., "A macro-and micromechanics investigation of hot cracking in duplex steels," *Acta Materialia*, vol. 60, no. 11, pp. 4646-4660, 2012.
- [4] Maurya A. K., Pandey C., and Chhibber R., "Effect of filler metal composition on microstructural and mechanical characterization of dissimilar welded joint of nitronic steel and super duplex stainless steel," *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 22, no. 2, p. 90, 2022/03/15 2022, doi: 10.1007/s43452-022-00413-9.
- [5] Wittig B., Zinke M., and Jüttner S., "Influence of arc energy and filler metal composition on the microstructure in wire arc additive manufacturing of duplex stainless steels," *Welding in the World*, 2020/09/28 2020, doi: 10.1007/s40194-020-00995-z.
- [6] Schaeffler A. L., "Constitution diagram for stainless steel weld metal," *Met Prog*, vol. 56, no. 11, p. 680, 1949.
- [7] Delong W. T., "Constitution Diagram for Stainless-Steel Weld Metal .1. Delong Diagram," (in English), *Met Prog*, vol. 106, no. 1, pp. 226-226, 1974. [Online]. Available: <Go to ISI>://WOS:A1974T371300066.
- [8] Kotecki D. J. and Siewert T. A., "Wrc-1992 Constitution Diagram for Stainless-Steel Weld Metals - a Modification of the Wrc-1988 Diagram," (in English), *Weld J*, vol. 71, no. 5, pp. S171-S178, May 1992. [Online]. Available: <Go to ISI>://WOS:A1992HR96600017.
- [9] Kotecki D. J. and Rajan V. B., "Submerged arc fillet welds between mild steel and stainless steel," (in English), *Weld J*, vol. 76, no. 2, pp. S57-S66, Feb 1997. [Online]. Available: <Go to ISI>://WOS:A1997WF78500022.
- [10] Wessman S., "Evaluation of the WRC 1992 diagram using computational thermodynamics," *Welding in the World*, vol. 57, no. 3, pp. 305-313, 2013/05/01 2013, doi: 10.1007/s40194-013-0025-7.
- [11] Cremers D. A. and Radziemski L. J., *Handbook of laser-induced breakdown spectroscopy*, 2. ed. Chichester: Wiley (in eng), 2006.
- [12] Quackatz L., Griesche A., and Kannengiesser T., "Spatially resolved EDS, XRF and LIBS measurements of the chemical composition of duplex stainless steel welds: A comparison of methods," *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, vol. 193, p. 106439, 2022/07/01/ 2022, doi: 10.1016/j.sab.2022.106439.

- [13] Taparli U. A., Kannengiesser T., Cieslik K., Mory D., and Griesche A., "In situ chemical composition analysis of a tungsten-inert-gas austenitic stainless steel weld measured by laser-induced breakdown spectroscopy," *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, vol. 167, p. 105826, 2020/05/01/ 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.sab.2020.105826>.
- [14] Quackatz L., Griesche A., and Kannengiesser T., "In situ investigation of chemical composition during TIG welding in duplex stainless steels using Laser-Induced Breakdown Spectroscopy (LIBS)," *Forces in Mechanics*, vol. 6, p. 100063, 2022/02/01/ 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.finmec.2021.100063>.
- [15] Gehling, T., Treutler, K. & Wesling, V. Targeted influence on the weld strength of high-strength fine-grain structural steels in the GMA welding process through functionalized weld material surfaces. *Weld World* 63, 783–792 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00707-2>
- [16] V Wesling et al 2016 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 118 012006, DOI 10.1088/1757-899X/118/1/012006
- [17] Treutler, Kai: Schweißen von Leichtbaurahmenkonstruktionen: funktionale Werkstoffauswahl und Schweißzusatzwerkstoffmodifikation. 2019. Dissertation TU Clausthal, DOI: 10.21268/20190612-0
- [18] Chen F. et al., "High accuracy analysis of fiber-optic laser-induced breakdown spectroscopy by using multivariate regression analytical methods," *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, p. 106160, 2021/03/05/ 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.sab.2021.106160>.
- [19] Ytsma C. R. and Dyar M. D., "Effects of univariate and multivariate regression on the accuracy of hydrogen quantification with laser-induced breakdown spectroscopy," (in English), *Spectrochim Acta B*, vol. 139, pp. 27-37, Jan 2018, doi: 10.1016/j.sab.2017.11.010.
- [20] Schweißen– Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen (ISO/DIS8249:2017); Deutsche und Englische Fassung prEN ISO 8249:2017, D. E. I. 8249, 2017.

## **Autorenanschriften**

Lukas Quackatz

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: 030-81044664

Telefax: 030-810474664

E-Mail: [lukas.quackatz@bam.de](mailto:lukas.quackatz@bam.de)

Dr.-Ing. Axel Griesche

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: 030-81043990

Telefax: 030-810473990

E-Mail: [axel.griesche@bam.de](mailto:axel.griesche@bam.de)

Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: 030-81041551

Telefax: 030-810471551

E-Mail: [thomas.kannengiesser@bam.de](mailto:thomas.kannengiesser@bam.de)

Dr.-Ing. Kai Treutler