

PAPER • OPEN ACCESS

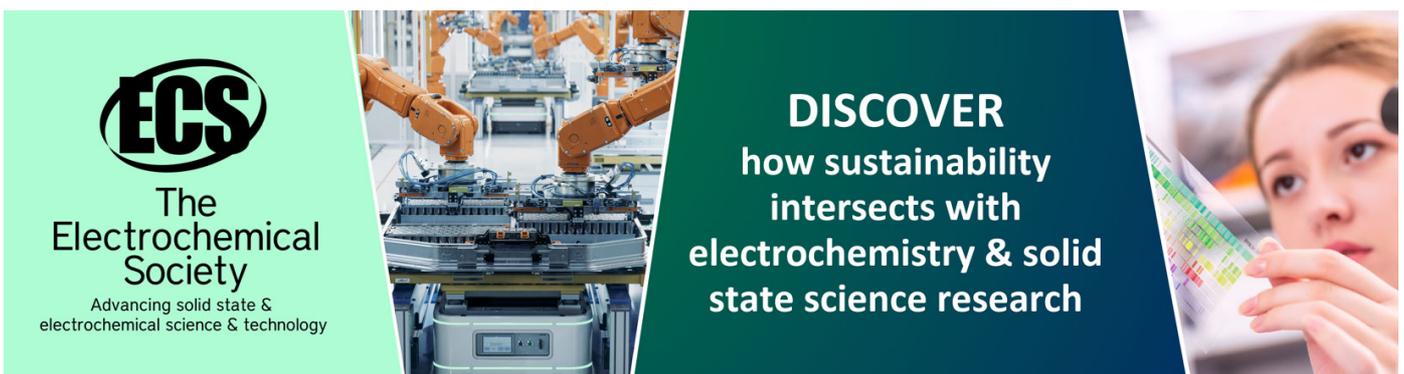
Einfluss des Umwandlungs- und Erstarrungsverhaltens nicht-rostender Chrom-Nickel-Stähle auf die Schweißseignung beim Hochleistungsschweißen

To cite this article: J Schuster 2020 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **882** 012019

View the [article online](#) for updates and enhancements.

You may also like

- [The self-started 10 GHz harmonic mode-locking of a hybrid weak-resonant-cavity laser diode and fiber ring link](#)
Chun-Ju Lin, Yu-Chieh Chi and Gong-Ru Lin
- [DISCOVERY OF A VERY LARGE STRUCTURE AT Z = 3.78](#)
Kyoung-Soo Lee, Arjun Dey, Sungryong Hong et al.
- [Self-starting and overclocking a harmonically mode-locking WRC-FPLD with a dual-loop feedback controller for 10 Gb s⁻¹ pulse-data transmission](#)
Chun-Ju Lin, Yu-Chieh Chi and Gong-Ru Lin



ECS
The
Electrochemical
Society
Advancing solid state &
electrochemical science & technology

DISCOVER
how sustainability
intersects with
electrochemistry & solid
state science research

Einfluss des Umwandlungs- und Erstarrungsverhaltens nicht-rostender Chrom-Nickel-Stähle auf die Schweißbeignung beim Hochleistungsschweißen

J Schuster

Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Köthener Str. 33a, 06118 Halle (Saale), Deutschland

Inhalt. Die Zielstellung der vorgestellten Untersuchungen bestand in der Klärung des Einflusses der gegenüber den herkömmlichen Schweißprozessen größeren Abkühlgeschwindigkeit des Laserstahlschweißens auf das Erstarrungs- und Umwandlungsverhalten hochlegierter Chrom-Nickel-(Molybdän)Stähle. Wie nachgewiesen werden konnte, treffen für Strahlschweißprozesse u. U. die Iso-Ferritlinien im WRC-92- und im SCHAEFFLER-Diagramm nicht mehr zu. Dabei zeigt das SCHAEFFLER-Diagramm Erstarrungswechsel besser an als das WRC-92-Diagramm. So verschiebt sich im WRC-92-Diagramm der Erstarrungswechsel zu höheren Werten des Ni-Äquivalents.

1 Einleitung

Die Schweißbeignung hochlegierter Chrom-Nickel-(Molybdän-)Stähle wird im Wesentlichen durch die Anfälligkeit dieser Werkstoffe gegenüber der Bildung von Heißrissen der Typen Erstarrungs- und Wiederaufschmelzriss bestimmt. Untersuchungsergebnisse in der Literatur zeigen, dass in Abhängigkeit von der Erstarrungsgeschwindigkeit bei Legierungen zu beiden Seiten der Linie doppelter Sättigung im ternären System Eisen-Chrom-Nickel Veränderungen im Erstarrungs- und Umwandlungsablauf gegenüber dem Gleichgewicht auftreten können. Zu diesen Werkstoffen zählen insbesondere die klassischen metastabilen Cr-Ni-Stähle, also die am weitest verbreiteten rost- und säurebeständigen Stähle überhaupt. So sind diesbezügliche Unterschiede bei Vergleichen zwischen Blockerstarung und der Kristallisation von Lichtbogenschweißbädern bekannt. Ein analoger Gradient hinsichtlich der Erstarrungsgeschwindigkeiten besteht ebenfalls zwischen dem Laserstrahl- und dem herkömmlichen Lichtbogenschweißen.

Die Problematik der Entstehung von Heißrissen der Typen Erstarrungs- und Wiederaufschmelzriss nimmt mit zunehmender Wandstärke bzw. Blechdicke zu. Somit wird deren Auftreten mit der zunehmenden wirtschaftlichen Verfügbarkeit von Laserschweißanlagen mit Leistungen über 10 kW zu einem Problem für die verarbeitenden Unternehmen.

Im Unterschied zur amorphen Erstarrung metallischer Schmelzen können beim Schweißen mit dem Laserstrahl jedoch noch ausreichend Diffusionsvorgänge ablaufen, so dass die hier stattfindenden Prozesse noch nicht in den Bereich der sogenannten „Kurzzeitmetallurgie“ fallen.

Das Hauptziel der vorgestellten Untersuchungen bestand daher in der Klärung des Sachverhalts, welchen Einfluss die gegenüber den herkömmlichen Schweißprozessen größere Abkühlgeschwindigkeit des Laserstahlschweißens auf das Erstarrungs- und Umwandlungsverhalten nichtrostender Chrom-Nickel-(Molybdän-)Stähle ausübt.



2 Einfluss der Kristallisationsgeschwindigkeit auf den Ablauf der Primärkristallisation

Schwankungen der Erstarrungsgeschwindigkeit sind für die Kristallisation von Schweißbädern typisch [1]. Sie werden u. a. durch Leistungsschwankungen der Energiequelle, Änderungen beim Durchwirbeln des Schweißbades, Dickenschwankungen der diffusiven Erstarrungsfront, Zusammenwirken von Oberflächenspannung der Schmelze und Lichtbogendruck, aber auch durch Temperatur- und Konzentrationsunterschiede innerhalb des flüssigen Schweißbades hervorgerufen [1, 2].

Die Geschwindigkeit der Kristallisation wirkt sich auf den Erstarrungsablauf durch Beeinflussung von Liquidus- und Solidustemperatur, der Temperatur der peritektischen Reaktion im Intervall der Erstarrung, der Art der primär gebildeten Phasen einschließlich ihrer Mengenanteile und Morphologie aus und kann zu örtlichen Unterschieden in der Legierungszusammensetzung führen [1, 3, 4, 5]. Als Folge sind Wechsel in der Art der Primärerstarrung möglich.

Untersuchungen in der Literatur zeigten, dass mit steigender Abkühlgeschwindigkeit die Kristallisation von primärem Austenit begünstigt wird [2, 5, 6, 7, 8, 9]. FREDRIKSSON [10] konnte demgegenüber eine ferritstabilisierende Wirkung beobachten, die mit Zunahme der Kristallisationsgeschwindigkeit eintritt. SUUTALA [7] erklärt diesen Widerspruch damit, dass FREDRIKSSON [10] sehr geringe Wachstumsgeschwindigkeiten (0,01 bis 2 K/s) bei hohen thermischen Gradienten benutzte und somit möglicherweise Formen des nichtdendritischen Wachstums einstellte. Ein ähnliches Phänomen konnten SUUTALA und Mitarbeiter [1] auch in Schweißbädern feststellen, wo bei ebenem oder zellularem Wachstum der Erstarrungsfront in der Nähe der Schmelzlinie, also im Bereich mit großem thermischen Gradienten, die ferritische Primärkristallisation dominierte, wobei die chemische Zusammensetzung der Schmelze durchaus eine primäre Austenitausscheidung erlaubt hätte.

Entsprechend den Überlegungen von VITEK und Mitarbeitern [2] ist der Zusammenhang zwischen Abkühlgeschwindigkeit und begünstigter Primärphase abhängig von der Lage der Legierungen zur Linie doppelter Sättigung im ternären System Eisen-Chrom-Nickel, d. h. von ihrer chemischen Zusammensetzung. Mit steigender Geschwindigkeit der Erstarrung wird bei primär ferritisch kristallisierenden Chrom-Nickel-Stählen die Austenitausscheidung und bei primär austenitisch erstarrenden Eisen-Chrom-Nickel-Legierungen die Ferritausscheidung begünstigt.

Dieses Verhalten kann aus dem Verlauf der sogenannten „ T_0 -Linien restloser Erstarrung“ [2] abgeleitet werden. Diese Linien liegen im $(L + \gamma)$ - bzw. $(L + \delta)$ -Zweiphasenraum und überdecken ein breites Feld von Zusammensetzungen (vergleiche Bild 1). Durch sie werden die Temperaturen bezeichnet, unter denen entweder die einphasig austenitische oder die ferritische Erstarrung eine geringere freie Energie aufweist und somit begünstigt abläuft. Je weiter eine Legierung von der Liquidusschnittlinie entfernt ist und je tiefer damit T_0 liegt, desto stärker muss unterkühlt werden, um unter diese kritische Temperatur zu kommen, was mit steigendem Abstand von der Linie doppelter Sättigung immer schwieriger wird. Wird die Unterkühlung unter T_0 nicht erreicht, resultiert das in einem zweiphasigen Gefüge.

VITEK und Mitarbeiter [2] konnten in diesem Zusammenhang für eine primär ferritisch erstarrende Legierung vom AISI-Typ 308 (26 % Chrom, 21 % Nickel) bei Abkühlgeschwindigkeiten zwischen 101 und 103 K/s eine typische Duplexstruktur (Ferrit + Austenit) und für Abschreckgeschwindigkeiten zwischen 105 und 106 K/s eine primär austenitische Erstarrung nachweisen.

Eine weitere Wirkung steigender Abkühlgeschwindigkeiten äußert sich in der Vergrößerung des Erstarrungsintervalls durch Absinken der Solidustemperatur bei weitest gehender Konstanz der Liquidustemperatur [11, 12].

FREDRIKSSON [8] weist auf den Einfluss zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeiten auf die peritektische Reaktion hin. Der Bereich der peritektischen Reaktion wird einerseits durch Absinken der Starttemperatur der peritektischen Reaktion und andererseits durch eine flächenmäßige Verbreiterung im Konzentrationsdreieck Eisen-Chrom-Nickel vergrößert.

Steigende Abkühlgeschwindigkeiten wirken sich ebenfalls auf die Verteilung der Legierungselemente infolge der Verkürzung der Diffusionszeit aus. Die Seigerung der Elemente Chrom und Nickel im Restferrit verringert sich mit wachsender Abkühlrate [2, 8, 13].

Entsprechend WEBER [14] lässt sich ein Zusammenhang zwischen der Abkühlgeschwindigkeit, dem δ -Ferritanteil bei Raumtemperatur und der Art der Primärkristallisation herstellen. Ein solcher zeigt

sich auch bei Untersuchungen von LIPPOLD [27]. So bewirkt bei primärer Ferritkristallisation eine schnellere Abkühlgeschwindigkeit einen höheren Prozentsatz δ -Ferrit im Gefüge bei Raumtemperatur als bei normaler Abkühlung solcher Legierungen. Demgegenüber sollen bei primärer Austeniterstarrung höhere Abkühlgeschwindigkeiten einen niedrigeren δ -Ferritanteil im Gefüge zur Folge haben [14]. Diese Aussage erklärt sich dadurch, dass bei primärer Ferritausscheidung die Zeit der Umwandlung in den Austenit mit steigender Abkühlrate verkürzt wird und damit ein größerer Teil an Deltaferrit bis auf Raumtemperatur erhalten bleibt. Demgegenüber verringert sich bei austenitischer Primärerstarrung die Zeit zur Bildung des interdendritischen Ferrits, was sich wiederum in einer Absenkung des Deltaferrianteils bei Raumtemperatur mit steigender Abkühlgeschwindigkeit ausdrückt.

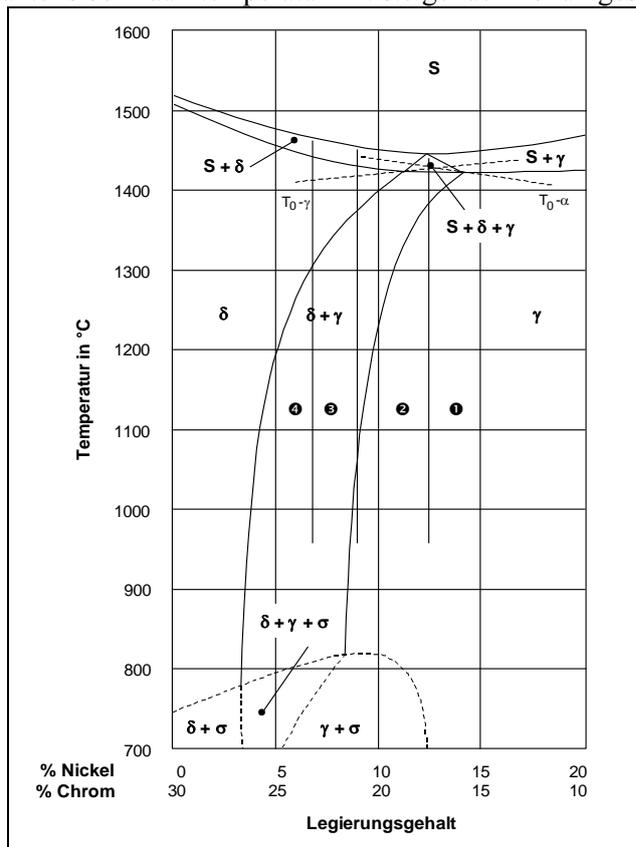


Bild 1. Konzentrationschnitt durch das System Eisen-Chrom-Nickel bei 70 % Eisen mit Gebieten unterschiedlicher Deltaferritmorphologie nach LIPPOLD und SAVAGE [15] sowie „ T_0 -Linien restloser Erstarrung“.

Wird der Einfluss der Erstarrungsbedingungen mit der Wirkung der chemischen Zusammensetzung auf die Art der Primärerstarrung verglichen, lässt sich feststellen, dass dieser weitgehend von sekundärer Bedeutung ist [7, 16]. Nur in Legierungen mit simultaner Ferrit-Austenit-Kristallisation (Erstarrungstyp II/II bez. Gefügetyp BAC nach SIEGEL [3], vergleiche Tabelle 1) sollen sich geringe Änderungen der Erstarrungsbedingungen besonders deutlich in Wechseln der Primärkristallisation ausdrücken.

Die gegenwärtig einfachste Methode zur quantitativen Abschätzung der Art der Primärerstarrung ist die Funktion Φ nach HAMMAR und SVENSSON [17] (Gleichung 1). Der Wechsel im Erstarrungsmodus tritt hier entweder bei Φ -Werten um Null, Cr_0/Ni_0 -Verhältnissen um 1,35 [17] oder Cr_1/Ni_1 -Verhältnissen um 1,52 [18] ein (Tabelle 2).

Speziell bei solchen Fe-Cr-Ni-Werkstoffen, deren chemische Zusammensetzung im unmittelbaren Bereich der eutektischen Rinne lag, konnten SCHOBBERT und Mitarbeiter [19, 20] signifikante Einflüsse der Abkühlgeschwindigkeit auf den Ablauf der Primärerstarrung feststellen, die sich ebenfalls auf die Heißrissempfindlichkeit der untersuchten Werkstoffe auswirkten. Als Ursache dafür wird angenommen, dass sich bedingt durch die Mechanismen eines schnellen Zellwachstums eine metastabile austenitische Grenzfläche „fest-flüssig“ bereits bei höheren Temperaturen als beim Übergang zum stabilen Ferrit ausbilden kann. Die Anteile der primär austenitischen Erstarrung im Schweißgut erhöhten sich in

diesem Zusammenhang mit zunehmender Erstarrungsgeschwindigkeit, d. h. allgemein auch mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit [19]. Messungen des Deltaferritanteils in laserstrahlgeschweißten Verbindungen austenitischer Cr-Ni-Stähle vom Legierungstyp 18-10 durch KRASS und Mitarbeiter [21] sowie LIPPOLD [27] bestätigen diesen Sachverhalt.

Tabelle 1: Definition der Erstarrungs- und Gefügetypen nach SIEGEL [3].

Erstarrungstyp	Gefügetyp	Farbcodierung	Temperaturen			
			$> T_1$	T_1	T_2	T_s
III	C		L	$L_1 + \delta_1$	$L_2 + \delta_2$	δ
I	A		L	$L_1 + \gamma_1$	$L_2 + \gamma$	γ
II	II / III		L	$L_1 + \delta_1$	$L_2 + \delta_2 + \gamma_1$	$\delta_3 + \gamma_2$
	II / I		L	$L_1 + \gamma_1$	$L_2 + \gamma_2 + \delta_1$	$\gamma_3 + \delta_2$
	II / II		L	$L_1 + \delta_1 + \gamma_1$	$L_2 + \delta_2 + \gamma_2$	$\delta_3 + \gamma_3$

Anmerkungen:

$$T_1 > T_1 > T_2 > T_s$$

T_1 Liquidustemperatur

δ Deltamischkristall (δ -Ferrit)

T_s Solidustemperatur

γ Gammamischkristall (Austenit)

L Schmelze

Tabelle 2: Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung und dem Erstarrungstyp charakterisiert durch den Φ -Wert [17, 18].

Φ -Wert	Cr ₀ /Ni ₀	Cr ₁ /Ni ₁	Art der Erstarrung	Erstarrungstyp	Gefügetyp
< 0	$> 1,35$	$> 1,52$	primär ferritisch	II/III; III	BC; C
$= 0$	$= 1,35$	$= 1,52$	δ - γ Simultanerstarrung	II/II	BAC; BCA
> 0	$< 1,35$	$< 1,52$	primär austenitisch	I	A

$$\Phi = Ni_0 - 0,75 Cr_0 + 0,257 \quad (1)$$

$$Cr_0 = \%Cr + 1,37 \%Mo \quad (2)$$

$$Ni_0 = \%Ni + 0,31 \%Mn + 22 \%C + 14,2 \%N \quad (3)$$

$$Cr_1 = \%Cr + 1,37 \%Mo + 1,5 \%Si + 2 \%Nb + 3 \%Ti \quad (4)$$

$$Ni_1 = \%Ni + 0,31 \%Mn + 22 \%C + 14,2 \%N + \%Cu \quad (5)$$

3 Experimentelle Untersuchungen

3.1 Versuchsschweißungen

Für die Untersuchung des Einflusses der Abkühlgeschwindigkeit des Laserstrahlgeschweißens wurden unter Anwendung eines 3,5 kW CO₂- und eines 4,5 kW Festkörperlasers (Ytterbium Faserlaser) im Vergleich zum WIG-Prozess ringförmige Umschmelzraupen auf Proben der Abmessungen 30 x 30 x 5 mm mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen (vergleiche Tabelle 2) aufgebracht. Diese Form und die Ausführung einer kreisförmigen Einschweißung wiesen im Vergleich zu einer rechteckigen Probengeometrie die nachfolgenden Vorteile auf:

- Reduzierung des benötigten Probenmaterials auf ein Minimum.
- Vermeidung des Aufmischens von Fremdmaterial bei Strichraupentechnik durch An- und Ablaufbleche.
- Unkomplizierte Präparation für die metallographischen und magnetinduktiven Untersuchungen zur Gefügebewertung und Bestimmung des Ferritanteils.

Zur Simulation einer größeren Blechdicke und der damit verbundenen größeren verfahrensabhängigen Wärmeableitungsgeschwindigkeiten, wurde die Prüfvorrichtung vollständig aus technisch reinem

Kupfer gefertigt (Bild 2 und Bild 3). Somit ergaben sich in Abhängigkeit vom jeweils untersuchten Schweißprozess und den damit verbundenen Schweißparametern die nachfolgenden mittleren $t_{1/2/8}$ -Zeiten:

- WIG-Prozess: 750 ms
- CO₂-Laser: 350 ms
- Festkörperlaser: 250 ms

Die Messung der Abkühlzeiten erfolgten unter Verwendung einer speziellen Wärmebildkamera.



Bild 2. Prüfvorrichtung aus technisch reinem Kupfer mit Probenöffnung.

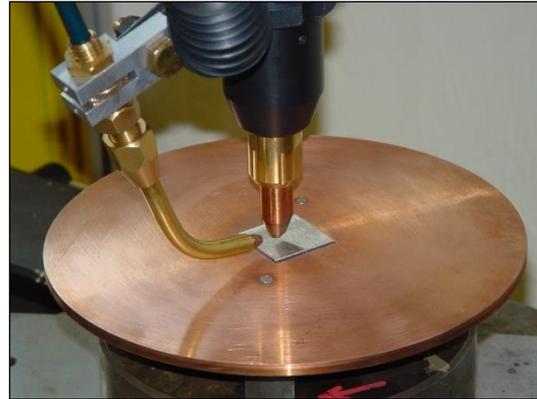


Bild 3. WIG-Schweißkopf in Position und eingelegte Versuchsprobe.

3.2 Probenmaterial

Die experimentellen Untersuchungen erfolgten an 39 kommerziellen und experimentellen Legierungen. Diese wurden so ausgewählt, dass sie hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung zu beiden Seiten der Trennlinie zwischen austenitischer und ferritischer Primärkristallisation (Linie doppelter Sättigung) lagen (vergleiche Bild 4). Einen Überblick über das untersuchte Legierungsfeld (minimale und maximale Legierungsgehalte) dieser Werkstoffe enthält Tabelle 3. Die berechneten Spannen der Legierungsäquivalente nach SCHAEFFLER [22], DeLONG [23] und WRC-92 [24] sowie des Erstarrungsparameters Φ (Gleichung 1) sind in Tabelle 4 zusammengestellt.

Tabelle 3. Übersicht über das Legierungsfeld des untersuchten Probenmaterials.

Legierungsfeld	Chemische Zusammensetzung in Masse-%														
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	B	Cu	Nb	Ti	V	N
min.	0,025	0,12	0,539	0,010	0,001	15,18	0,16	8,45	0,006	0,000	0,123	0,019	0,012	0,033	0,001
max.	0,090	0,78	1,720	0,042	0,067	22,98	8,88	54,38	1,180	0,002	0,234	0,041	0,630	0,055	0,066

Tabelle 4. Feld der Legierungsäquivalente des untersuchten Probenmaterials.

Legierungsfeld g	Äquivalente							Abgeleiteter Erstarrungstyp
	Cr _{Sch}	Ni _{Sch}	Cr _{DeL}	Ni _{DeL}	Cr _{WRC}	Ni _{WRC}	Φ -Wert	
min.	15,99	10,32	15,99	11,06	15,36	11,00	-3,746	primär ferritisch
max.	32,08	54,38	32,08	54,38	31,84	54,38	28,638	primär austenitisch

4 Versuchsergebnisse

Durch alle Versuchsschweißungen wurden metallographische Querschliffe gelegt und unter Anwendung des Farbniederschlagätzverfahrens nach LICHTENEGGER und BLÖCH [25] präpariert. Dieses erlaubt eine sehr gute Bewertung der Art der Primärkristallisation und möglicher, im Verlauf des Ab-

kühlens stattgefunden, Umwandlungen. Die dabei erzielten qualitativen Aussagen zum Erstarrungsablauf wurden zusammen mit den im Bereich der metallographisch bewerteten Umschmelzraupen magnetisch gemessenen Ferritanteilen (in FN, je fünf Parallelmessungen, Messfehler maximal 0,2 FN) in die Gefügediagramme nach SCHAEFFLER [22] und WRC [24] eingetragen. Die sich dabei ergebenden Abhängigkeiten sind für die Ergebnisse des Festkörperlasers in Bild 4 (WRC-Diagramm) und Bild 5 (Deltaferritanteil und Legierungsparameter) dargestellt. Nähert sich die chemische Zusammensetzung der Linie doppelter Sättigung können in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit spontane Wechsel in der Art der Primärerstarrung stattfinden.

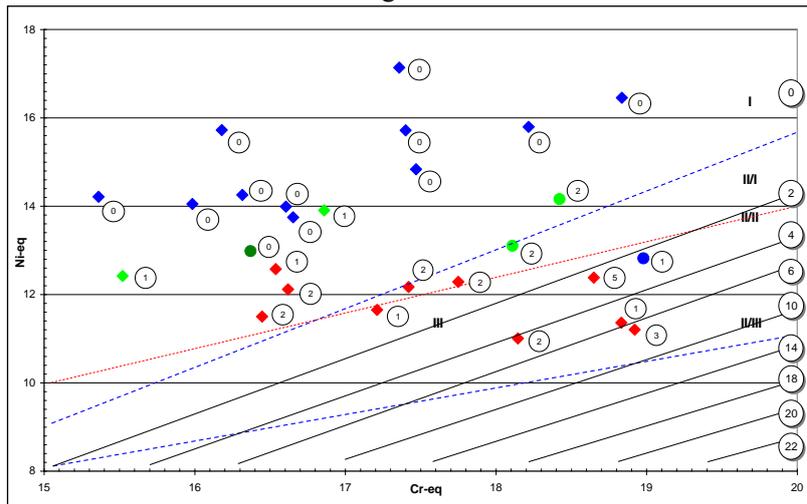


Bild 4. WRC-92-Diagramm (Ausschnitt) mit Lage der Versuchslegierungen (Festkörperlaser), die dargestellten Farben entsprechen den ermittelten Gefügetypen nach Tabelle 1.

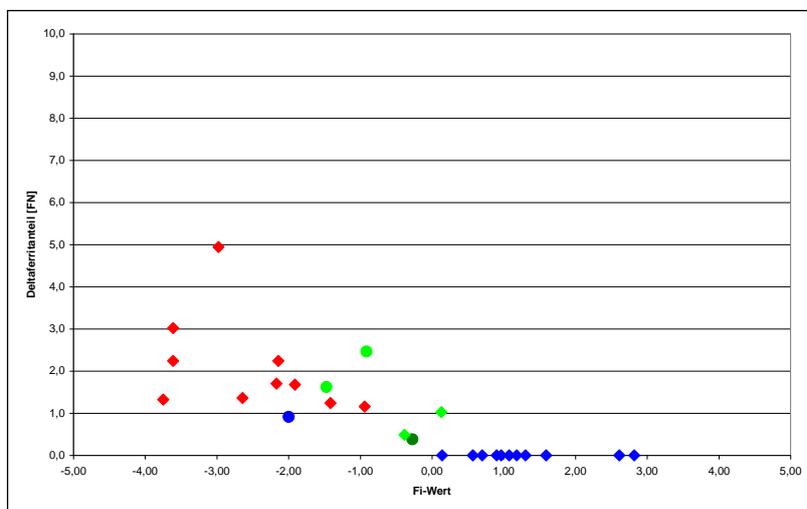


Bild 5. Deltaferritanteil und Legierungsparameter Φ (Festkörperlaser), die dargestellten Farben entsprechen den ermittelten Gefügetypen nach Tabelle 1.

5 Bewertung der Versuchsergebnisse

Wie die Untersuchungsergebnisse erkennen lassen, überschreitet die Lage der primär ferritisch erstarrenden Legierungen deutlich die im WRC-92-Diagramm eingetragene Trennlinie zwischen ferritischer und austenitischer Primärkristallisation (Linie doppelter Sättigung). Dabei war es unerheblich, welcher der drei untersuchten Schweißprozesse (und die damit verbundenen Abkühlgeschwindigkeiten) zur Anwendung kam. Diese Aussage trifft ebenfalls auf die Begrenzungslinie zum vollaustenitischen Phasenraum zu. Auch diese ist zu höheren Gehalten beim Nickeläquivalent verschoben. Es kann somit geschlossen werden, dass diese Begrenzungslinien im WRC-92-Diagramm [24] nicht den tatsächlichen Umwandlungsablauf anzeigen. Eine Korrektur des Verlaufs dieser Linien erscheint somit erforderlich. So verschiebt sich die den Erstarrungswechsel charakterisierende Linie um 1 bis 2 % zu höheren Werten im Nickeläquivalent nach WRC (vergleiche Bild 6).

Legierungen, die gemäß den Angaben in diesem Diagramm eine austenitische Primärerstarrung annehmen lassen, können somit durchaus noch primär ferritisch kristallisieren, was sich signifikant verbessernd auf ihre Neigung zur Heißrissbildung auswirkt.

Demgegenüber charakterisiert die im SCHAEFFLER-Diagramm durch THIER [26] eingetragene Linie doppelter Sättigung sehr gut den Wechsel in der Art der Primärkristallisation. Auch hier wirkte sich das jeweils zur Anwendung gekommene Schweißverfahren nicht auf die Lage dieser Linie aus.

Wurden beide Diagramme ursprünglich für das Lichtbogenhandschweißen und die damit verbundenen Abkühlbedingungen aufgestellt, charakterisieren sie ebenfalls mit ausreichender Genauigkeit die beim Schweißen mit dem WIG-Prozess zu erwartenden Deltaferritanteile im Gefüge des reinen Schweißgutes.

Die mit dem CO₂- und dem Festkörperlaser ausgeführten Umschmelzraupen wiesen dagegen geringere Ferritanteile auf. Dabei zeigte sich, dass sich der Deltaferritanteil umgekehrt proportional zur Abkühlgeschwindigkeit verhält. D. h., mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit nimmt der Ferritanteil in der Regel ab. Somit charakterisieren die Iso-Ferritlinien in beiden Gefügeschaubildern beim Strahlschweißen nicht die tatsächlich nach dem Schweißen zu erwartenden Ferritanteile im Schweißgut (vergleiche Bild 4). So ist es mit beiden Diagrammen nicht mehr möglich, genaue Aussagen zum Deltaferritanteil zu treffen. In diesem Zusammenhang konnten ebenfalls Unterschiede im Deltaferritanteil zwischen den Schweißgütern des CO₂- und des Festkörperlasers festgestellt werden.

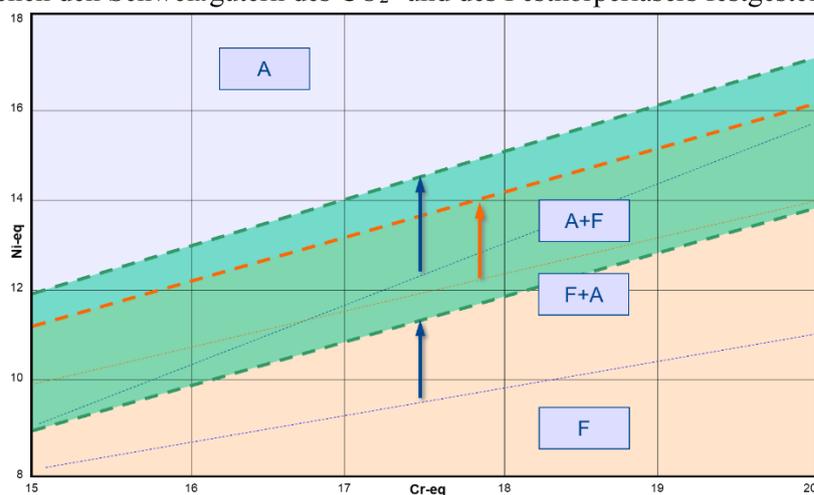


Bild 6. Verschiebung der originalen Umwandlungstrennlinien (dünn gepunktete Linien) zu höheren Ni-Äquivalenten (dicker gestrichelte Linien) im WRC-Diagramm (Ausschnitt), graphische Extrapolation.

6 Zusammenfassung

Die Untersuchungsergebnisse können wie nachfolgend beschrieben, zusammengefasst werden:

- Der Deltaferritanteil ist abhängig von der Wärmeeinbringung.

Für Strahlschweißprozesse treffen unter Umständen die Iso-Ferritlinien im WRC-92- und im SCHAEFFLER-Diagramm nicht mehr zu.

- Das SCHAEFFLER-Diagramm zeigt den Erstarrungswechsel besser an als das WRC-92-Diagramm.

Im WRC-92-Diagramm verschiebt sich der Erstarrungswechsel zu höheren Werten des Ni-Äquivalents nach WRC (um ca. 1 bis 2 %).

- Spontane Wechsel in der Art der Primärerstarrung konnten festgestellt werden.

Legierungen im unmittelbaren Bereich des Erstarrungswechsels können in der Art ihrer Primärerstarrung variieren. Damit werden Untersuchungsergebnisse von LIPPOLD [27] bestätigt. So verschiebt sich mit Zunahme der Abkühlgeschwindigkeit die primär austenitische Erstarrung in Richtung des primär ferritischen Kristallisationsgebietes.

7 Hinweis

Die in dieser Veröffentlichung vorgestellten Untersuchungsergebnisse wurden im Rahmen eines Forschungsvorhabens aus Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Arbeit innerhalb des Förderprogramms „Förderung von Forschung, Entwicklung und Innovation in kleinen und mittleren Unternehmen und externen Industrieforschungseinrichtungen in den neuen Bundesländern“ unter dem Kennzeichen 364/03 gefördert.

8 Schrifttum

- [1] Suutala N, Sivonen S und Moisio T Einfluß der Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Gefügeausbildung des Schweißguts aus austenitischem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl *Schweißen und Schneiden*, Düsseldorf 30 (1978) 5, S. 170/173
- [2] Vitek J M, Dasgupta A and David S A Microstructural Modification of Austenitic Stainless Steel by Rapid Solidification. *Metallurgical Transactions* 14A (1983) 9, S. 1833/1841
- [3] Siegel U Beitrag zur Klärung des Mikrosegierungsverhaltens von austenitischen Chrom-Nickel-Stählen Dissertation Bergakademie Freiberg 1984
- [4] David S A Ferrite Morphologie and Variations in Ferrite-Content in Austenitic Stainless Steel *Welds Welding Journal* 60 (1981) 4 S. 63-s/71-s
- [5] Kou S and Le Y The Effect of Quenching on the Solidification Structure and Transformation Behavior of Stainless Steel Welds *Metallurgical Transactions* 13A (1982) 7 S. 1141/1152
- [6] Héritier J and Lévy J Fusion et solidification des alliages Fe-Cr-Ni *Mem. Sci. Rev. Métallurg.* 73 (1976) 9, S. 523/535
- [7] Suutala N Effect of Solidification Conditions on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels *Metallurgical Transactions* 14A (1983) 2 S. 191/197
- [8] Fredriksson H The mechanism of the peritectic reaction in iron-base alloys *Met. Sci.* 10 (1976) 3 S. 77/86
- [9] Stjern Dahl J and Däcker C A Sulphide Formation in Stainless Steel *Scand. J. Metallurgy* 9 (1980) S. 217/224
- [10] Fredriksson H The Solidification Sequence in an 18-8 Stainless Steel Investigated by Directional Solidification *Metallurgical Transactions* 3A (1972) 11 S. 2989/2997
- [11] Anonym A Guide to the Solidification of Steels Jernkontoret Stockholm, 1977
- [12] Leffler B and Malm S Volume changes accompanying solidification of some austenitic stainless steels *Met. Technol.* 4 (1977) 2 S. 81/90
- [13] Hein K und Buhrig E Kristallisation aus Schmelzen Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1983
- [14] Weber H Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die δ -Ferritausscheidung im austenitischen Schweißgut *Z. Werkstofftechn.* 10 (1979) S. 221/229
- [15] Lippold J C and Savage W F Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part II - The Effect of Alloy Composition on the Ferrite Morphology *Welding Journal* 59 (1980) 2 S. 48-s/58-s
- [16] Suutala N Solidification Studies on Austenitic Stainless Steels in: „Acta Universitatis Oulensis“ Serie C Nr. 23 University of Oulu 1982
- [17] Hammar Ö and Svensson U Influence of Steel Composition on Segregation and Microstructure during Solidification of austenitic stainless Steels in: „Solidification and Cast Metals.“ Proc. Int. Conf. Solidification Sheffield 1977 S. 401-410 London: 1979
- [18] Suutala N Effect of Manganese and Nitrogen on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds *Metallurgical Transactions* 13A (1982) 12 S. 2121/2130
- [19] Schobbert H, Noack V, Engert J u. a. Zusammenhänge zwischen Erstarrungsmorphologien und Heißrissentstehung beim Laserstrahlschweißen von vornehmlich austenitischen Werkstoffen DVS-Berichte Band 205 S. 18-24 Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS Verlag GmbH 1999

- [20] Schobbert H, Böllinghaus T und Schöler A Heißrissicherheit hochlegierter austenitischer Stähle beim Laser- und Hybridschweißen VDI-Jahrestagung Schadensanalyse Würzburg 18.-19. Oktober 2000 in: VDI-Berichte Düsseldorf 1556 (2000) S. 225/240
- [21] Krass M, Exner H, Bujara, S and Müller, L. Structure of austenites after laser welding in: „LANE 97, Laser Assisted Net Shape Engineering 2” Proc. of the 30th Internat. CIRP Seminar on Manufacturing Systems Erlangen 23. -24. September 1997 Band 30 (1997) S. 251/256
- [22] Schaeffler A L Constitution Diagram for Stainless Steel Weldments Metal Prog. Cleveland /Ohio 56 (1949) 11 S. 680/684
- [23] DeLong W T Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal *Welding Journal* 53 (1974) 7 S. 273s-286s
- [24] Kotecki D J Ferrite Measurement and Control in Duplex Stainless Steel Welds IIW-Dok. 1116-91 (ehem. Dok. II-1154-91) *Welding in the World* 30 (1992) 1/2 S. 4-13
- [25] Lichtenegger P und Blöch R Beitrag zur Farbätzung hochlegierter Stähle *Praktische Metallographie*, 12 (1975) 11 S. 67-73
- [26] Thier H Deltaferrit und Heißrisse beim Schweißen chemisch beständiger austenitischer Stähle DVS-Berichte Band 41 S. 100-104 Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS Verlag GmbH 1976
- [27] Lippold J C Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels *Welding Journal* 73 (1994) 6 S. 129s-139s