

TU Bergakademie Freiberg
Institut für Eisen- und Stahltechnologie
Leipziger Straße 28
09599 Freiberg
www.iest.tu-freiberg.de



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
BERGAKADEMIE FREIBERG

Die Ressourcenuniversität. Seit 1765.

Literaturarbeit

Thema: Schweißen von hochlegierten Stählen – Schweißbeignung und Probleme

vorgelegt von: Frank Sandig

vorgelegt am: 30.06.2009

Betreuer: Dr.-Ing. Andreas Weiß
Dipl.-Ing. Michael Hötzel

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht.

Frank Sandig

Freiberg, 30.06.2009

Inhaltsverzeichnis

0. Zusammenfassung.....	2
1. Vorbetrachtungen.....	3
1.1 Werkstoffbeeinflussung durch das Schweißen.....	3
1.2 Mögliche Schweißfehler.....	6
1.2.1 Kaltrisse.....	6
1.2.2 Heißrisse.....	7
1.2.3 Ausscheidung von Chromkarbiden.....	7
1.2.4 Ausscheidung der σ -Phase.....	7
1.2.5 475°C-Versprödung.....	8
1.2.6 Grobkornbildung.....	9
1.3 Konstitutionsdiagramme für das Schweißen.....	10
2. Schweißbeignung korrosionsbeständiger Stähle.....	14
2.1 Ferritische Chromstähle.....	14
2.1.1 Eigenschaften.....	14
2.1.2 Probleme.....	14
2.1.3 Gegenmaßnahmen.....	16
2.2 Martensitische korrosionsbeständige Stähle.....	17
2.2.1 Eigenschaften.....	17
2.2.2 Probleme.....	17
2.2.3 Gegenmaßnahmen.....	18
2.3 Austenitische korrosionsbeständige Stähle.....	20
2.3.1 Eigenschaften.....	20
2.3.2 Probleme.....	21
2.3.3 Gegenmaßnahmen.....	24
2.4 Duplexstähle.....	26
2.4.1 Eigenschaften.....	26
2.4.2 Probleme.....	27
2.4.3 Gegenmaßnahmen.....	28
3. Besonderheiten hoch manganhaltiger Stähle.....	29
4. Schlussfolgerungen.....	38
5. Literaturverzeichnis.....	39
Anhang.....	43
Zusätzliche Abbildungen.....	43
Symbole.....	45
Abbildungsverzeichnis.....	45
Tabellenverzeichnis.....	46

0. Zusammenfassung

In dieser Arbeit wird ein Überblick über die Schweißbeignung hochlegierter Stähle gegeben. Probleme beim Schweißen der korrosionsbeständigen Stähle aus den Gruppen der Ferrite, Martensite, Austenite und Duplexstähle sowie mögliche Gegenmaßnahmen und technologische Empfehlungen werden knapp dargestellt. Ein eigener Abschnitt ist den Besonderheiten der hoch mit Mangan legierten korrosionsbeständigen Stähle gewidmet.

Es zeigt sich, dass die austenitischen korrosionsbeständigen Stähle, zu denen auch die hoch manganhaltigen Typen zählen, die günstigste Schweißbeignung aufweisen. Das Legierungselement Mangan schränkt, anders als Stickstoff, die Verarbeitbarkeit nicht ein, sondern kann im Gegenteil dazu beitragen, die Verzugsgefahr sowie die Heißrissneigung zu senken. Bei diesen Stählen auftretende Probleme beim Schweißen sind mit entsprechenden Verfahren und Methoden gut beherrschbar.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass über das Internetportal des japanischen National Institute of Informatics - <http://ci.nii.ac.jp> - zahlreiche Veröffentlichungen zur Schweißbeignung hochlegierter und manganlegierter Stähle im Volltext als .pdf-Dateien abrufbar sind, z.B. die in dieser Arbeit verwendete Quelle [A1]. Der weitaus größte Teil der Arbeiten ist dort hingegen nur in japanischer Sprache verfügbar.

1. Vorbetrachtungen

1.1 Werkstoffbeeinflussung durch das Schweißen

Neben konstruktiven (Schweißsicherheit) und fertigungsbezogenen (Schweißmöglichkeit) Aspekten spielt die Schweißbeignung des Werkstoffs, d. h. dessen Reaktion auf den Schweißprozess, eine wesentliche Rolle für die Schweißbarkeit eines Bauteils. Die Schweißbeignung wird durch chemische, metallurgische und physikalische Gegebenheiten beeinflusst; wesentliche Beispiele sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

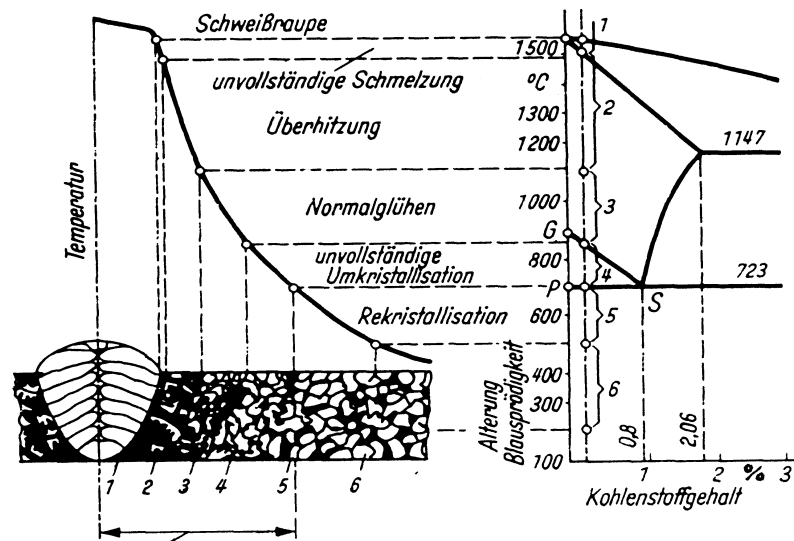
Schweißbeignung		
<u>chemische</u> Zusammensetzung	<u>metallurgische</u> Eigenschaften	<u>physikalische</u> Eigenschaften
- Härteneigung	- Seigerungen	- Ausdehnungsverhalten
- Alterungsneigung	- Einschlüsse	- Wärmeleitfähigkeit
- Sprödbbruchneigung	- Korngröße	- Schmelzpunkt
- Heißrissneigung	- Gefüge	- Festigkeit
- Schmelzbadverhalten	- Anisotropie	- Zähigkeit

Tabelle 1: Einflüsse auf die Schweißbeignung

Der überwiegende Teil der Schweißverfahren beruht darauf, Wärme in den Werkstoff einzubringen, diesen aufzuschmelzen und so beim Wiedererstarren eine unlösbare Verbindung zu erzeugen. Der Wärmeeintrag kann über eine Flamme, einen Lichtbogen, einen energiereichen Strahl, über Widerstandserwärmung oder Reibung erfolgen [D1].

Die Umgebung der Schweißnaht weist nach dem Erstarren drei charakteristische Bereiche auf. Erstens den beim Schweißen aufgeschmolzenen und wiedererstarten Bereich, die Schmelzzone (SZ). Das Gefüge in dieser Zone gleicht einem Gussgefüge. Zweitens einen Bereich, der die Liquidustemperatur nicht erreicht, aber durch die im Schweißprozess durchlaufenen hohen Temperaturen (zwischen T_s und A_1) Gefügeveränderungen erfahren hat. Diese Veränderungen sind mit einer (unkontrollierten) Wärmebehandlung vergleichbar. Der davon betroffene Bereich wird als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet (siehe Abbildung 1). Außerhalb der WEZ liegt der Grundwerkstoff unbeeinflusst, üblicherweise mit einem Umformgefüge, vor. Die Ausprägung der Gefügebereiche im Bereich einer Schweißnaht hängt zum einen von der Schweißbeignung des

Werkstoffs, zum anderen vom gewählten Verfahren ab, da diese sich im durchlaufenen Temperatur-Zeit-Regime deutlich unterscheiden können. Abbildung 2 stellt Temperaturverlauf und Ausprägung der WEZ für Gas- und Lichtbogenverfahren gegenüber. Der Temperaturverlauf um die Schweißnaht hängt bei jedem Verfahren maßgeblich von den Schweißparametern (Streckenenergie, Geschwindigkeit), der Form der Schweißnaht und werkstoffseitig insbesondere von der Wärmeleitfähigkeit ab. Zu beachten ist, dass eine größere WEZ gleichbedeutend mit geringeren Abkühlungsgeschwindigkeiten ist [D1], [K2].



Wärmeeinflusszone (im Makroschliff erkennbar)
 Abbildung 1: Gefügezone in der WEZ für am Beispiel eines unlegierten Stahles mit 0,2% C

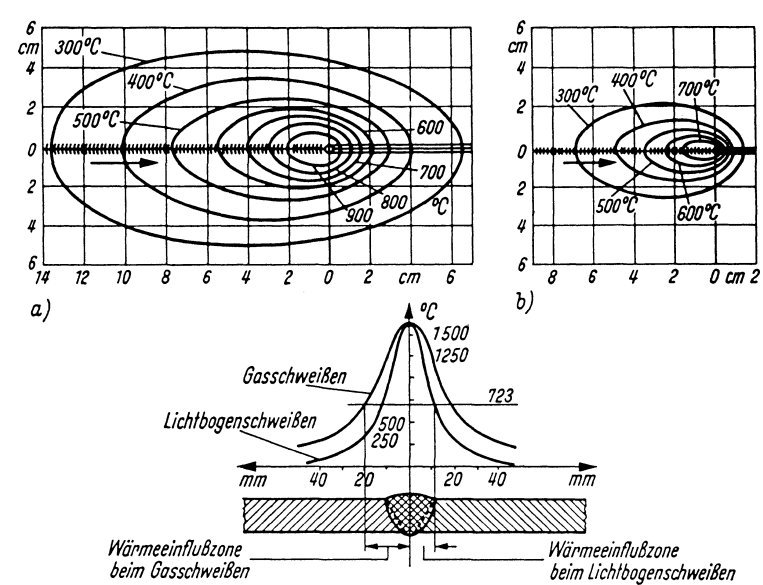


Abbildung 2: Temperaturverlauf und WEZ im Vergleich;
 a) Gasschweißen und b) Lichtbogenschweißen

Für die in dieser Arbeit betrachteten hochlegierten Stähle gilt prinzipiell das in Abbildung 1 links Dargestellte. Die Ausprägung der einzelnen Gefügezonen in der WEZ kann jedoch deutlich abweichen, da die enthaltenen Legierungselemente das γ -Gebiet stark verändern, vgl. Abbildung 3. Damit sind die entscheidenden Temperaturen (T_1 , T_s , A_1 und A_3) zu anderen Werten verschoben. Beispielsweise tritt bei austenitischen Stählen keine γ - α -Umwandlung auf, da sich das γ -Gebiet bis zur Raumtemperatur erstreckt [D1].

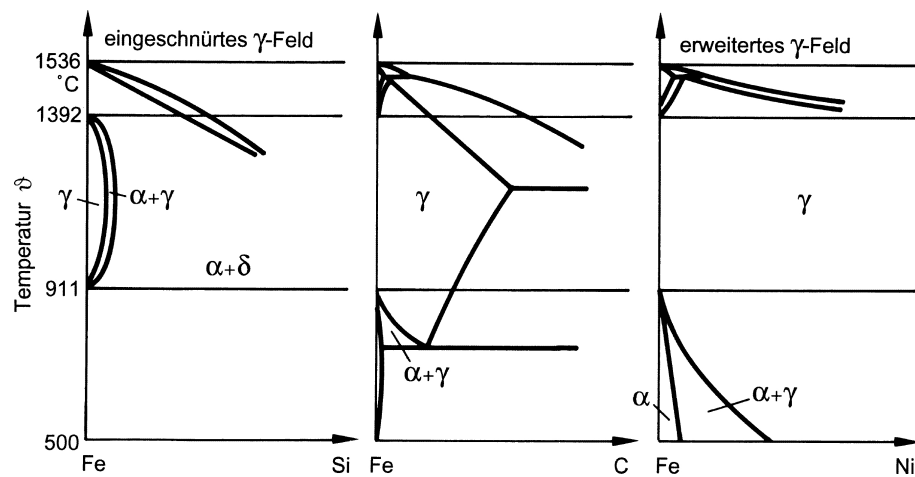


Abbildung 3: Veränderung des γ -Gebietes durch Legierungselemente, Mitte: Zustandschaubild Eisen-Kohlenstoff für unlegierte Stähle

Die Erstarrung des Schweißgutes ist mit anderen Erstarrungsvorgängen kaum vergleichbar, da besondere Randbedingungen wie sehr große Temperaturgradienten, Überhitzung durch die Wärmequelle, kleines Schmelzbad, hohe Erstarrungsgeschwindigkeit und ungleichmäßige Verteilung von Legierungselementen für das Schweißen kennzeichnend sind [D1].

1.2 Mögliche Schweißfehler

1.2.1 Kaltrisse

Kaltrisse entstehen in der Schweißung beim Abkühlen; üblicherweise bei Temperaturen unterhalb von 200°C, wenn vorhandene Eigenspannungen nicht durch plastische Deformation abgebaut werden können. Somit sind insbesondere martensitische Gefüge kaltrissgefährdet. Durch seine stark versprödenkende Wirkung erhöht gelöster Wasserstoff die Anfälligkeit der Schweißnaht für Kaltrisse beträchtlich. Festzuhalten ist, dass die Schädigung des Stahls durch gelösten Wasserstoff ein äußerst komplexer und bislang nicht völlig verstandener Vorgang ist [S2]. Typischerweise treten Kaltrisse im Übergangsbereich zum Grundwerkstoff auf, möglich sind aber auch Mikrorisse, Querrisse oder Wurzelrisse innerhalb der Naht.

1.2.2 Heißrisse

Im Unterschied zu Kaltrissen entstehen Heißrisse bei Temperaturen zwischen Liquidus- und Soliduspunkt. Ihre Ursache sind niedrigschmelzende und / oder spröde Phasen an den Korngrenzen, welche die Verformungsfähigkeit des Materials herabsetzen können. Solche Phasen entstehen durch Seigerung, bspw. von Schwefel, Phosphor oder Kohlenstoff, während der Erstarrung [S2]. Durch Schweißspannungen, welche bei der Erstarrung der höherschmelzenden Phase entstehen, wird die noch flüssige Phase auseinander gerissen. Diese Rissform wird Erstarrungsriss genannt; daneben werden die im gleichen Temperaturintervall auftretenden interkristallinen Risse durch Plastizitätsabfall (Ductility Dip Cracking, vgl. Abschnitt 2.3.2) und Risse durch wiederaufschmelzen ebenso als Heißrisse bezeichnet. Heißrisse haben üblicherweise kleine Ausdehnungen im Bereich von einigen Millimetern [K2].

1.2.3 Ausscheidung von Chromkarbiden

Da die Korrosionsbeständigkeit der hochlegierten Stähle an das Vorhandensein von gelöstem Chrom gebunden ist, bewirkt die Ausscheidung von Chromkarbiden (v. a. $M_{23}C_6$) mittels des damit verbundenen lokalen Abfalles der Chromkonzentration eine Erhöhung der Korrosionsanfälligkeit in der Umgebung der Korngrenzen, die in bestimmten Medien zum Kornzerfall führt. Diese Ausscheidungen sind als die weitaus gefährlichsten zu betrachten [S2].

1.2.4 Ausscheidung der σ -Phase

Die σ -Phase ist eine thermodynamisch stabile, spröde intermetallische Phase, bestehend aus 48% Eisen und 52% Chrom. Abbildung 4 zeigt ihre Lage im binären System Eisen-Chrom.

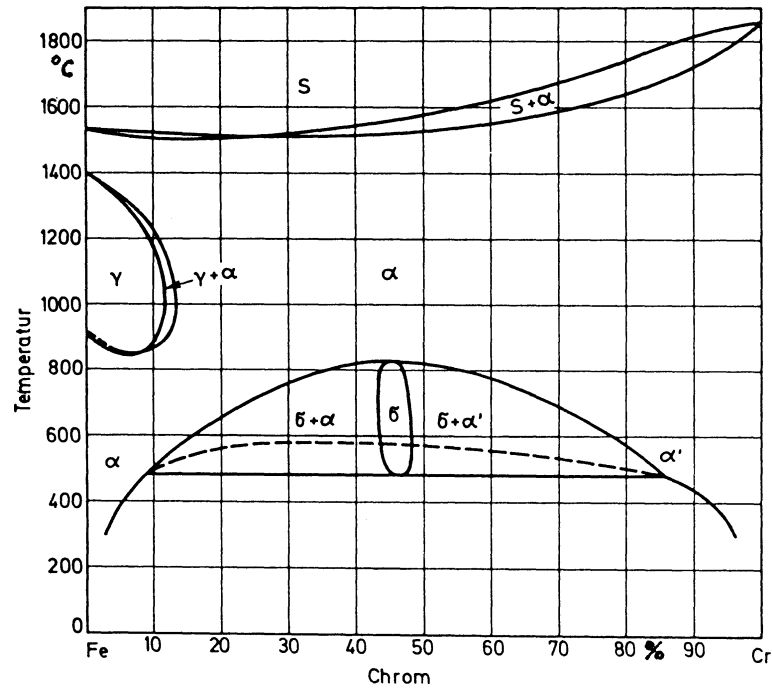


Abbildung 4: binäres System Fe-Cr

Legierungselemente wie Chrom, Molybdän, Silizium und Wolfram begünstigen die Bildung dieser Phase. Die Ausscheidung der σ -Phase wird daneben durch kleine Korngrößen beschleunigt [S3]. Während bei einem Stahl mit 18% Chrom die Bildung der σ -Phase ein Glühen um 550°C für etwa 10^3 h bis 10^4 h erfordert, verschiebt ein höherer Chromgehalt die Bildungszeit zu deutlich kürzeren Werten.

Neben einer Versprödung bewirkt die Anwesenheit der σ -Phase eine erhöhte Korrosionsanfälligkeit, vgl. [D1], S. 170.

1.2.5 475°C-Versprödung

Hierbei handelt es sich um eine Entmischung des Ferrits in eine eisenreiche ferromagnetische Phase (α) und eine chromreiche paramagnetische Phase (α'), die bei langzeitigem Glühen von ferritischen oder ferrithaltigen Chromstählen im Temperaturbereich um 475°C auftritt. Dieser Entmischungsvorgang ist vom Chromgehalt des Stahls abhängig. Während bei einem Stahl mit 12% Chrom eine Glühzeit von 10⁵h nötig ist, tritt die unter dem Lichtmikroskop unsichtbare Entmischung bei einem Stahl mit 17% Chrom bereits nach 1h auf.

Folge des Vorgangs ist eine Verringerung von Härte, Zugfestigkeit, Dehnung, Einschnürung und Kerbschlagarbeit [D1]. Dieses Verhalten ist besonders bei einer nach dem Schweißen erfolgenden Wärmebehandlung zu beachten.

1.2.6 Grobkornbildung

Die Grobkornbildung entsteht beim Eintrag größerer Wärmemengen und längerer Abkühlzeiten, da es sich um einen diffusionsgesteuerten Prozess handelt. Die Neigung zur Grobkornbildung hängt neben den oben genannten Parametern vom Gittertyp ab. Werkstoffe mit krz-Gitter haben eine deutlich ausgeprägtere Neigung zum Kornwachstum als solche mit einem kfz-Gitter [S2]. Ein grobkörniges Gefüge fördert sprödes Bruchverhalten.

1.3 Konstitutionsdiagramme für das Schweißen

Um, in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung, abschätzen zu können, welche Erstarrungsgefüge bzw. Gefügeanteile beim Schweißen entstehen, wurden aus Schweißversuchen Konstitutionsdiagramme entwickelt. Diese gelten im Unterschied zu anderen Phasendiagrammen nicht im Gleichgewichtsfall, sondern tragen den besonderen Bedingungen des Schweißens Rechnung.

Die chemische Zusammensetzung wird dabei üblicherweise durch Konzentrationsäquivalente der Legierungselemente für Nickel (Wirksumme der Austenitbildner) und Chrom (Wirksumme der Ferritbildner) repräsentiert. Mit Hilfe dieser Diagramme ist es möglich, die Schweißbeignung einer Legierung abzuschätzen. Zu beachten ist der eingeschränkte Gültigkeitsbereich [K2].

Im Folgenden sind einige wichtige Schweißdiagramme aufgeführt und knapp erläutert.

Das 1920 von STRAUSS und MAURER entwickelte Schaubild für Chrom-Nickel-Stähle, Abbildung 5, berücksichtigt ausschließlich die Wirkung von Chrom und Nickel auf das entstehende Gefüge, gilt also streng nur für Stähle, in denen die Gehalte anderer Elemente vernachlässigbar sind.

Der Einfluss weiterer Legierungselemente auf die Ausbildung des Schweißgefüges wurde erstmals von SCHAEFFLER in einem auf dem Maurer-Diagramm aufbauenden Gefügeschaubild dargestellt (Abbildung 6). Er definierte dazu Nickel- und Chromäquivalente (siehe Achsenbeschriftung) die der unterschiedlichen Wirkung der Legierungselemente durch Wichtungsfaktoren Rechnung tragen [D1].

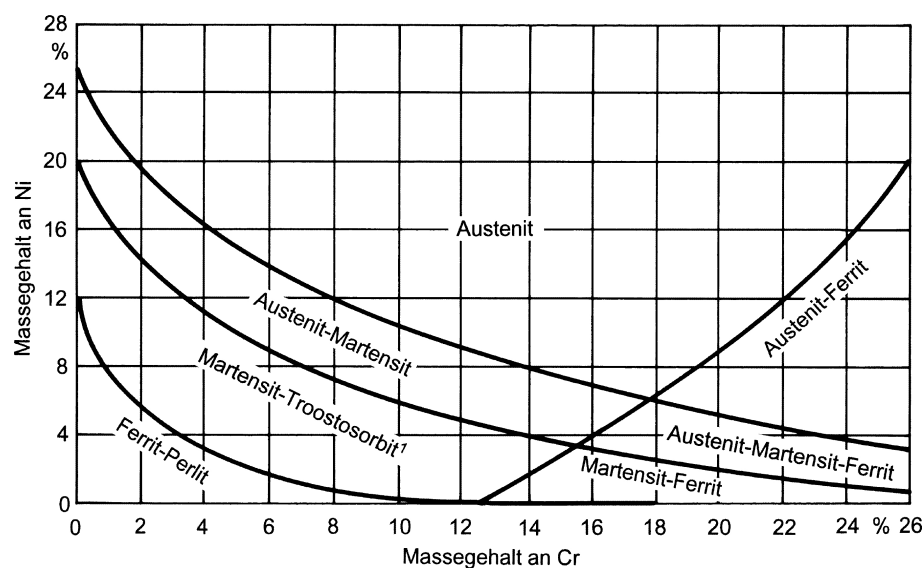


Abbildung 5: Maurer-Diagramm

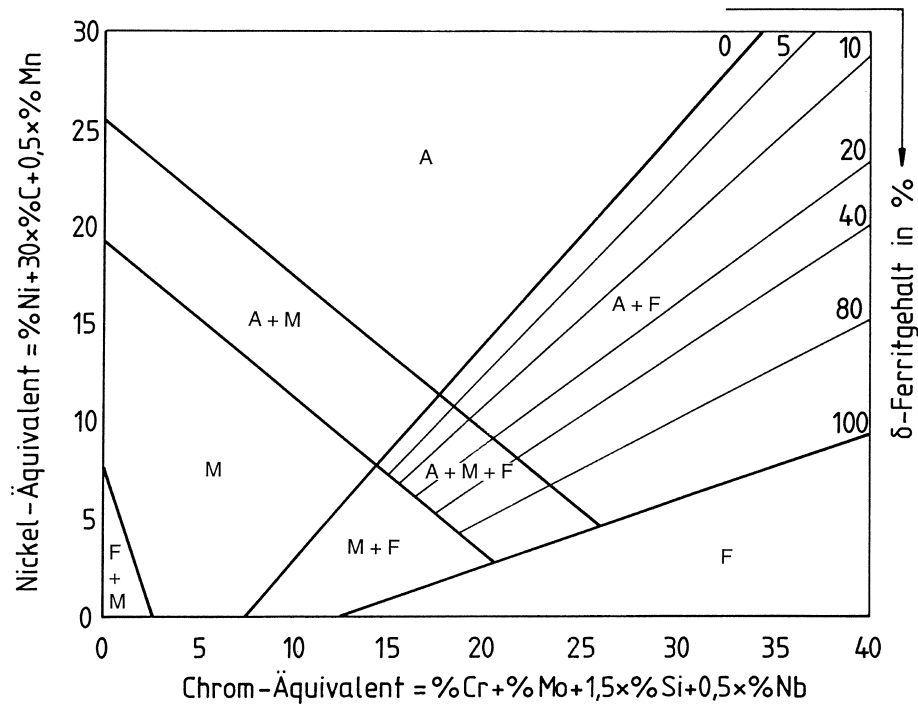


Abbildung 6: Schaeffler-Diagramm von 1949; A: Austenit, F: Ferrit, M: Martensit

Von BYSTRAM wurde das Schaeffler-Diagramm um die Bereiche der Schweißgutgefährdung erweitert. Das Diagramm in Abbildung 7 lässt bereits eine gute Beurteilung der Schweißbeignung zu. Der schmale, s-förmige Bereich in der Mitte des Diagramms repräsentiert ein in Bezug auf Risse und Versprödung unempfindliches Mischgefüge, das folglich ohne besondere Vorkehrungen schweißgeeignet wäre. Zu beachten ist bei der Arbeit mit diesem Schaubild, dass die Grenzlinien keine scharfen Grenzen darstellen, sondern als Anhaltspunkt zu verstehen sind. Beispielsweise bleibt die beschleunigende Wirkung des Molybdäns auf die Ausscheidung der σ -Phase ebenso unberücksichtigt wie die geringere Heißrissanfälligkeit beim Schweißen mit Rutil-basischen Elektroden gegenüber dem Einsatz von Rutilelektroden oder die Erhöhung der Heißrissanfälligkeit durch Niob [D1].

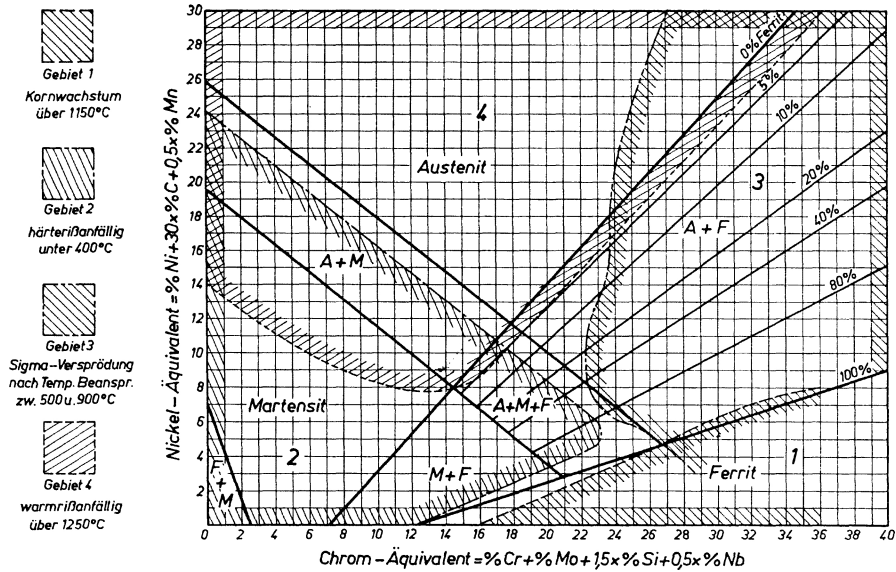


Abbildung 7: von BYSTRAM modifiziertes Schaeffler-Diagramm

Die Genauigkeit der Angaben des Ferritgehaltes im Schaeffler-Diagramm beträgt im günstigsten Fall, bei den 18/8 Chrom-Nickel-Stählen, +/- 4%. Bei den zur Minimierung des Heißrisikos häufig geforderten Ferritgehalten von 5% bis 10% ist eine solche Toleranz problematisch. DELONG erreichte höhere Genauigkeiten, in dem er den Ferritanteil über die Abreißkraft eines Permanentmagneten ermittelte und sein Diagramm, vgl. Abbildung 8, auf den Austenitbereich beschränkte. Zusätzlich berücksichtigt seine Gleichung für das Nickeläquivalent die stark austenitstabilisierende Wirkung des Stickstoffs mit dem Term $30x\%N$. Dieser Term ist insbesondere für die stickstofflegierten austenitischen Stähle von Interesse [D1], [K2].

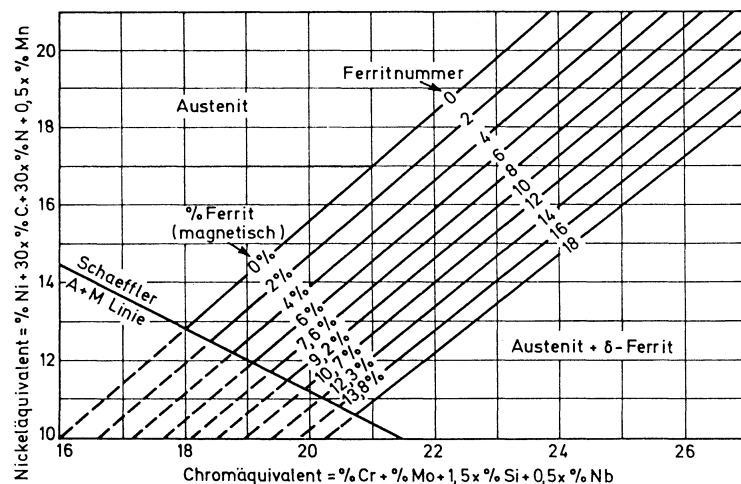


Abbildung 8: DeLong-Diagramm von 1976;
Angabe von Ferritzahl und Ferritanteil im Austenitgebiet

Zur weiteren Steigerung der Genauigkeit bei der Vorhersage der Ferritgehalte schlug SIEWERT 1988 ein verbessertes Diagramm mit den Ferritzahlen 0 bis 100 vor. Darüber hinaus enthielt sein neues Diagramm Linien für den Erstarrungsmodus. Durch seine im Vergleich zu den anderen Diagrammen sehr große Datenbasis von etwa 950 Schweißversuchen aus unterschiedlichsten Quellen sind seine Aussagen weniger von Analysenschwankungen beeinflusst. Im Jahre 1992 wurde das Schaubild nochmals durch einführen eines Koeffizienten für die austenitbildende Wirkung von Kupfer verbessert und stellt als WRC-1992-Diagramm (Abbildung 9) das derzeit verlässlichste Diagramm zur Vorhersage der Ferritzahl resp. des Ferritgehaltes in austenitischen und Duplexstählen dar. Der Gültigkeitsbereich ist jedoch gegenüber dem DeLong-Diagramm noch weiter eingeschränkt [K2].

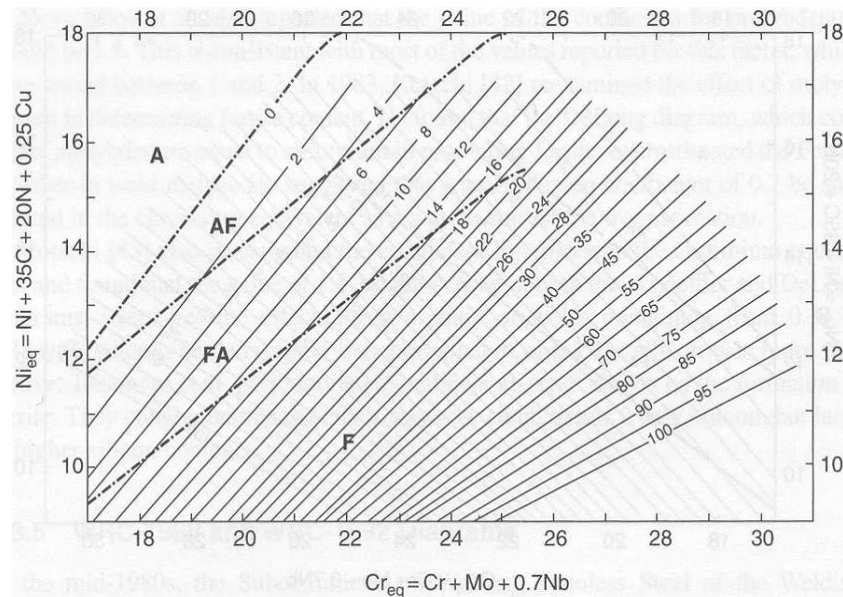


Abbildung 9: WRC-1992-Diagramm

2. Schweißbeignung korrosionsbeständiger Stähle

2.1 Ferritische Chromstähle

2.1.1 Eigenschaften

Ferritische Chromstähle enthalten 13% bis 30% Chrom und weniger als 0,1% Kohlenstoff. Zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit können bis zu 2% Molybdän zulegiert werden. Ein besonderer Vorteil dieser Werkstoffe ist ihre Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion, insbesondere im Vergleich zu den Austeniten [D1].

2.1.2 Probleme

Ferritische Stähle wie z. B. X6Cr17 können neben dem ferritischen Grundgefüge auch Anteile an Martensit (<20%) enthalten. Beim Schweißen kann demnach durch rasche Abkühlung Martensit in der Wärmeeinflusszone (WEZ) entstehen. Die damit verbundene Härtezunahme ist vergleichsweise gering, so dass die Schweißbeignung hinter die der austenitischen Chrom-Nickelstähle zurückfällt, aber dennoch zufriedenstellend ist [D1].

Demgegenüber ist die Karbidausscheidung bei ferritischen Chromstählen noch ausgeprägter als bei den Austeniten und stellt die bedeutendste Einschränkung der Schweißbeignung der Ferrite dar. Grund ist die um Größenordnungen höhere Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im weniger dicht gepackten krz-Gitter, resultierend aus einer geringeren Aktivierungsenergie. Den Unterschied machen die in Tabelle 2 angegebenen Diffusionsparameter von Kohlenstoff in Eisen qualitativ deutlich [A2]. Sinkt der Chromgehalt in der Umgebung der Korngrenzen durch Bindung im Karbid unter 12%, so besteht das Risiko der interkristallinen Korrosion [D1], [S2].

Abbildung 10 verdeutlicht das Problem der Ausscheidung von Karbiden beim Abkühlen.

Diffusionspaar	Q in kJ/mol	D ₀ in cm ² /s
C in kfz-Eisen	138,0	0,230
C in krz-Eisen	87,6	0,011

Tabelle 2: Parameter ausgewählter Diffusionspaare

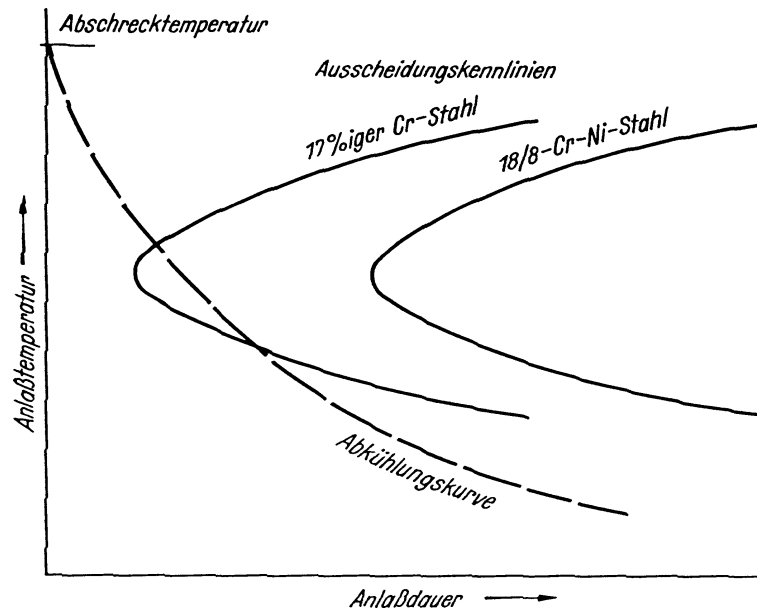


Abbildung 10: Karbidausscheidung, Kennlinien für einen ferritischen und einen austenitischen Stahl

Die hohe Diffusionsgeschwindigkeit im krz-Gitter führt neben der Karbidbildung zu einer besonders raschen Kornvergrößerung, v.a. wenn eine Wärmebehandlung oberhalb 900°C erfolgt. Eine Kaltumformung mit anschließendem Rekristallisationsglühen, welche das grobkörnige Gefüge beseitigen würde, ist für Schweißwerkstücke im Allgemeinen nicht anwendbar.

Die für den Ferrit, durch seine im Vergleich zum Austenit geringere Anzahl an Gleitsystemen, ohnehin erhöhte Spröbruchgefahr wird durch mögliche Grobkornbildung in der WEZ beim Schweißen noch weiter gesteigert [D1].

Dies stellt beim Schweißen im Zusammenwirken mit der Karbidausscheidung einen wesentlichen Nachteil der Ferrite dar. Stähle mit ausgeprägter Neigung zur Grobkornbildung werden auch überhitzungsempfindlich genannt.

Werden rein ferritische Stähle und Schweißgüter verarbeitet, tritt im Allgemeinen keine σ -Versprödung auf, da die dafür erforderliche Temperatur nicht lange genug gehalten wird [D1].

2.1.3 Gegenmaßnahmen

Wie im vorangegangenen Abschnitt dargestellt, stellen Karbidausscheidungen und Grobkornbildung die wesentlichen Einschränkungen für die Schweißbeugung der ferritischen Chromstähle dar. Dieser Abschnitt zeigt Maßnahmen, mit denen diesen Problemen begegnet werden kann sowie Einschränkungen bei deren Anwendung auf.

Die in den ferritischen Stählen sehr schnell ablaufende Karbidausscheidung lässt sich lediglich durch Senken des Kohlenstoff- und Stickstoffgehaltes unter 0.015% (sogenannte Superferrite) oder mittels einer Stabilisierung mit Titan bzw. Niob, welche zur Ausscheidung von Sonderkarbiden resp. -nitriden führt, vermeiden. Die Stabilisierung bewirkt in der Regel eine gute Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion (IK). Für titanstabilisierte 17%ige ferritische Chromstähle zeigt sich eine erhöhte Anfälligkeit für interkristalline Korrosion, da sich das durch die Schweißwärme gelöste Titankarbid bevorzugt an den Korngrenzen ausscheidet. Auf Grund der Unbeständigkeit des Titankarbids in oxidierenden Medien findet unter diesen Bedingungen, trotz Stabilisierung, interkristalline Korrosion statt.

Legierungen mit 28% Chrom und bis 5% Molybdän weisen erhöhte Korrosionsbeständigkeit in chloridionenhaltigen Medien auf [D1].

Insbesondere bei Superferriten muss der Zutritt von Kohlenstoff oder Stickstoff während des Schweißens unterbunden werden, um Aufkohlen bzw. Aufnitrieren zu vermeiden. Dieses hätte sofort die Bildung von Karbiden oder Nitriden beim Abkühlen zur Folge.

Daher sind Schutzgasverfahren wie WIG gut geeignet, das Schweißen mit umhüllter Stabelektrode dagegen weniger [D1].

Für die Auswahl geeigneter Schweißzusätze für ferritische und andere handelsübliche korrosionsbeständige Stähle sei hier lediglich auf DIN 8556 sowie das VDEh-Merkblatt Nr. 823 („Schweißen von Edelstahl Rostfrei“) verwiesen.

Zusammenfassend dazu von SCHABEREITER in [S1] genannte Empfehlungen für ferritische Stähle (Tabelle 3):

- umhüllte Stabelektroden und UP-Pulver nach Herstellerangaben rüctrocknen
- Artgleiche Schweißzusätze nur bei Forderung nach Farbgleichheit und/oder wenn das Bauteil schwefelhaltiger bzw. aufkohlender Atmosphäre ausgesetzt werden soll
- Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur 200°C bis 300°C ist anzuraten
- Streckenenergie beim Schweißen möglichst niedrig halten
- nach der Schweißung ist ein Anlassen bei 700°C bis 750°C empfohlen, wobei austenitische Zusätze verspröden können

Tabelle 3: technologische Empfehlung für Ferrite mit %C < 0,12

Wird eine Versprödung durch Bildung der σ -Phase festgestellt, so lässt sich diese durch Glühen über 900°C mit rascher Abkühlung wieder beseitigen [D1]. Durch Lösungsglühen bei 750°C können Chromkarbide wieder aufgelöst werden, um die Korrosionsbeständigkeit wieder herzustellen [S2].

2.2 Martensitische korrosionsbeständige Stähle

2.2.1 Eigenschaften

Diese korrosionsbeständigen Stähle enthalten 12% bis 18% Chrom und weniger als 2,5% Nickel. Im Unterschied zu den anderen betrachteten Stahlsorten enthalten sie deutlich mehr Kohlenstoff. Bei ferritisch-martensitische Stählen reicht die Spanne von 0,1% bis 0,3%. Im Bereich von 0,4% bis 1,2% Kohlenstoff kann ein vollständig martensitisches Gefüge erzeugt werden. Viele korrosionsbeständige Stähle zeigen die Martensitbildung bereits bei Luftabkühlung. Ein Beispiel für die martensitischen Chromstähle ist der Vergütungsstahl X20Cr13 [D1].

2.2.2 Probleme

In der WEZ von martensitischen Stählen mit 17% Chrom kann der Ferritanteil 50% bis 80% betragen. Hier kann die Zähigkeit der Schweißung durch grobkörniges Gefüge herabgesetzt sein [D1].

Naturgemäß ist mit teilweise oder vollständig martensitischem Gefüge auf Grund seiner Härte eine hohe Kaltrissgefahr verbunden. Daher ist die Schweißbeignung insbesondere der vollständig martensitischen Chromstähle als schlecht einzustufen [D1]. Gelöster Wasserstoff kann die Kaltrissneigung noch beträchtlich erhöhen [S2].

Nach SCHABEREITER nimmt ein martensitischer Stahl mit 0,15% Kohlenstoff bereits eine Härte von 46 HRC an, weshalb dieser Gehalt bei Stählen für Schweißkonstruktionen in der Praxis meist unterschritten wird [S1].

Durch die höheren Kohlenstoffgehalte besteht bei dieser Gruppe im Anlieferungszustand eine erhöhte Gefahr der interkristallinen Korrosion, da durch die Bildung von Chromkarbiden an den Korngrenzen deren Umgebung an gelöstem Chrom verarmen kann. Im martensitischen Zustand besteht das Problem nicht, da der Kohlenstoff hier im Martensit zwangsgelöst ist und somit für eine Karbidbildung nicht zur Verfügung steht. Allerdings besteht die Gefahr einer Ausscheidung beim Schweißen der martensitischen Chromstähle im Temperaturbereich von 600°C bis 700°C [D1].

Bei martensitischen Chromstählen ist stets mit Versprödung durch Wasserstoff zu rechnen [D1], [K2].

2.2.3 Gegenmaßnahmen

Wie in Abschnitt 2.2.2 gezeigt ist die Schweißbeignung von martensitischen Chromstählen stark eingeschränkt. Das hohe Kaltrissrisiko, die mögliche weitere Versprödung durch Wasserstoff, aber auch die unter Umständen auftretende Grobkornbildung in der Wärmeeinflusszone schränken ihren Einsatz in Schweißkonstruktionen ein. Darüber hinaus besteht das Risiko interkristalliner Korrosion sowie der Ausscheidung von Karbiden.

Eine Option kann der alternative Einsatz sogenannter weichmartensitischer Chrom-Nickel-Stähle darstellen. Diese enthalten weniger Kohlenstoff, wodurch der entstehende Martensit zäher ist. Das enthaltene Nickel beeinträchtigt die Bildung von δ -Ferrit und reduziert somit das Risiko der Grobkornbildung erheblich. Dennoch besteht die Gefahr der Wasserstoffversprödung des martensitischen Gefüges. Insgesamt ist die Schweißbeignung der Weichmartensite als deutlich günstiger einzustufen [S1].

Ferritisch-Martensitische Chromstähle sind begrenzt schweißgeeignet, sofern sie bei Schweißen mit artgleichem Zusatzwerkstoff auf 200°C bis 350°C vorgewärmt werden. Die Abkühlung nach dem Schweißen muss langsam erfolgen, damit vorhandener Restaustenit möglichst vollständig umwandeln kann. DIN 17440 empfiehlt die Verwendung artfremder austenitische Zusatzwerkstoffe, welche entstehende Spannungen durch plastische Deformation besser auffangen können [D1].

Lufthärtende Stähle wie X22CrMoV12-1 können nur dann ohne Kaltrisse verschweißt werden, wenn das sogenannte isotherme Schweißen mit Vorwärmen über M_s (ca. 300°C bis 350°C) und ohne Zwischenabkühlung eingesetzt wird.

Vollständig martensitische Stähle lassen sich ebenfalls verarbeiten, wenn die sogenannte Pufferlagentechnik zum Einsatz kommt. Dabei werden duktile Zusatzwerkstoffe wie z. B. austenitische Chrom-Nickel-Stähle oder Nickelbasislegierungen auf die Nahtflanken aufgetragen, die Nahtstellen wärmebehandelt und schließlich fertig geschweißt.

DIN 17440 empfiehlt die Nickelbasislegierungen insbesondere für martensitische Chromstähle mit höherem Kohlenstoffgehalt. Artgleiche Zusatzwerkstoffe sollten nur zum Einsatz kommen, wenn dieser bei geforderter Farbgleichheit auf Decklagen beschränkt ist [D1].

Um die bei 13%igen Chromstählen drohende Wasserstoffversprödung zu vermeiden, sollten beim UP-Verfahren rückgetrocknete Pulver und beim Lichtbogenhandverfahren rückgetrocknete basische Stabelektroden eingesetzt werden; nicht zuletzt um den Wasserstoffeintrag zu minimieren [D1].

Vergleichend dazu die in [S1] für martensitische Stähle empfohlene Technologie (Tabelle 4):

- umhüllte Stabelektroden und UP-Pulver nach Herstellerangaben rücktrocknen
- Artgleiche Schweißzusätze nur bei Forderung nach Farbgleichheit und/oder gleichen mechanischen Eigenschaften einsetzen, sonst austenitische Zusätze
- Vorwärm- und Zwischenlagentemperatur 200°C bis 300°C
- nach der Schweißung bei 700°C bis 750°C anlassen, wobei austenitische Zusätze verspröden können

Tabelle 4: technologische Empfehlung für Martensite mit %C < 0,15

Auf Grund des veränderten Gefüges ist beim Schweißen der weichmartensitischen Chrom-Nickelstähle eine veränderte Technologie anzuwenden. SCHABEREITER führt für den wichtigsten weichmartensitischen Typ mit 13% Chrom und 4% Nickel die in Tabelle 5 folgenden Empfehlungen an:

- nur artgleich legierte Schweißzusätze einsetzen
- umhüllte Stabelektroden und UP-Pulver nach Herstellerangaben rücktrocknen
- dickwandige Bauteile auf 100°C vorwärmen, Zwischenlagentemperatur 100°C bis 160°C
- zur Erhöhung der Zähigkeit nach dem Schweißen anlassen oder vergüten

Tabelle 5: technologische Empfehlung für einen weichmartensitischen Stahl

Zur Beseitigung der Martensithärte ist im Allgemeinen ein Anlassen auf 700°C bis 760°C erforderlich [D1].

2.3 Austenitische korrosionsbeständige Stähle

2.3.1 Eigenschaften

Ein bei Raumtemperatur beständiges austenitisches Gefüge entsteht ab Gehalten von rund 18% Chrom und 8% Nickel. So legierte Werkstoffe sind nicht ferromagnetisch und in der Regel umwandlungsfrei, also nicht härtbar. Das kfz-Gitter der austenitischen korrosionsbeständigen Stähle besitzt eine höhere Packungsdichte und eine größere Anzahl an Gleitebenen als das krz-Gitter der Ferrite, weshalb ihre Zähigkeitseigenschaften deutlich besser sind. Daneben führt das Vorhandensein größerer Gitterlücken zu einer höheren Löslichkeit für Legierungselemente, wodurch die chemische Zusammensetzung in einem weiten Bereich verändert werden kann, ohne die Korrosionsbeständigkeit oder die mechanischen Eigenschaften maßgeblich zu beeinträchtigen [D1].

2.3.2 Probleme

Der Austenit löst nur sehr geringe Mengen an Schwefel und Phosphor, daher seigern diese Stahlschädlinge insbesondere bei primär austenitischer Erstarrung. Aus diesem Grund neigen vor allem vollaustenitische Stähle zu Heißrissen. Da Ferrit eine höhere Löslichkeit für die Stahlbegleiter aufweist, wirkt ein Anteil von 4% bis 10% Ferrit im Schweißgut der Heißrissneigung entgegen, was durch geeignete Auswahl der Zusatzwerkstoffe erreicht werden kann. Mehr als 10% δ -Ferrit verringern dagegen die Verformbarkeit des Werkstoffs [D1].

Kaltrisse durch aufhärten der WEZ treten bei diesen Werkstoffen ebenso wenig auf wie Versprödung durch Grobkorn [D1].

Die Schweißneigung der Austenite ist im Allgemeinen als gut anzusehen. Es können alle Strahl- und Lichtbogenverfahren sowie die meisten Pressschweißverfahren zum Einsatz kommen. In der Regel werden artgleiche oder artähnliche Zusatzwerkstoffe eingesetzt.

Zu beachten ist, dass austenitische Stähle im Vergleich zu unlegierten Stählen eine rund 30% höhere Wärmeausdehnung und eine etwa 50% geringere Wärmeleitfähigkeit besitzen. Aus diesem Grund besteht erhöhte Verzugsgefahr [D1].

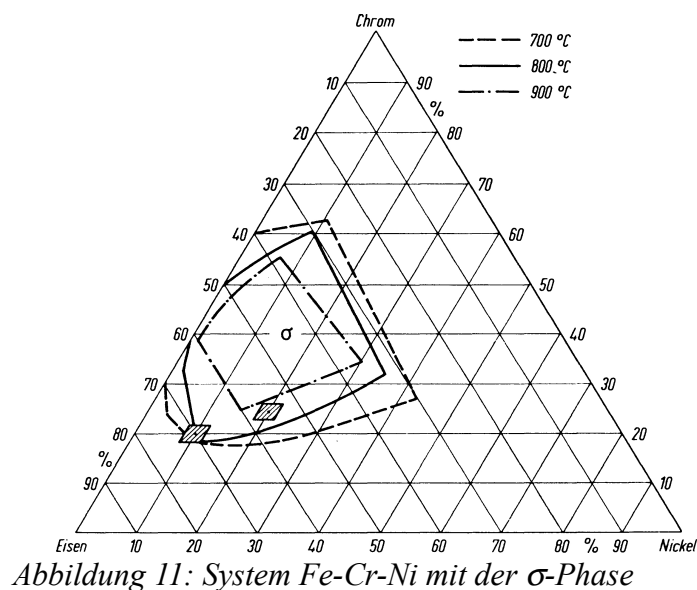
Bei unstabilisierten Austeniten tritt bei längerem Glühen zwischen 450°C und 870°C, insbesondere bei höheren Siliziumgehalten, eine Ausscheidung von Chromkarbiden auf. Die Ausscheidungsgeschwindigkeiten sind im Allgemeinen geringer als bei ferritischen Stählen.

Zur Stabilisierung der Schweißdrähte wird in der Regel Niob eingesetzt. Es brennt im Gegensatz zum Titan in der Lichtbogenatmosphäre nicht ab, führt aber unter Umständen bei nachfolgender Wärmebehandlung (Spannungsarmglühen) zu Problemen: gehen die Niobkarbide beim Schweißen in Lösung, so kann bei rascher Abkühlung ein Teil des Kohlenstoffs im Austenit zwangsgelöst bleiben und sich erst beim Spannungsarmglühen vor allem in Form von Chrom- statt Niobkarbiden wieder ausscheiden. Dies ist im Überangebot von Chrom begründet. Das lokale Absinken der Chromkonzentration führt zum Kornzerfall in einem schmalen Bereich in Nähe der Schweißnaht, der sogenannten Messerlinienkorrosion [D1].

Metastabile austenitische Werkstoffe enthalten stets einen gewissen Ferritanteil. Liegt dieser unterhalb von 10%, so entsteht nur eine kleine Menge σ -Phase und die Versprödung ist nicht nennenswert. Abbildung 11 zeigt die Lage der σ -Phase im ternären System Fe-C-Ni.

Während Nickel die Entstehung der Phase hemmt, wird ihre Bildung durch Molybdän, Silizium und Niob beschleunigt [D1].

Daneben kann bei vollaustenitischen Stählen mit hohem Molybdängehalt (>4%) die Seigerungsneigung des Molybdäns die Werkstoffeigenschaften nach dem Schweißen negativ beeinflussen [S1].



Ein für austenitische Werkstoffe wie die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle, aber auch Nickelbasislegierungen, kennzeichnender Versagensmechanismus ist die Rissbildung durch Plastizitätsabfall (engl. ductility-dip cracking, Abbildung 12). Darunter versteht man einen steilen Abfall der Verformbarkeit vom erwarteten Verlauf bei Temperaturen von rund 200°C unterhalb der Solidustemperatur, der dazu führt, dass vorhandene Spannungen nicht mehr durch plastisches Fließen abgebaut werden können, wodurch an den Korngrenzen Risse entstehen können. Der genaue Mechanismus dieser Versprödung ist gegenwärtig nicht vollständig geklärt. Bekannt ist hingegen ein Zusammenhang zwischen Korngröße, inneren Spannungen und dieser Art der Rissbildung. Während die Anwesenheit von Ferrit die Gefahr des Plastizitätsverlustes bei erhöhten Temperaturen deutlich senkt, sind grobkörnige, vollaustenitische Schweißverbindungen insbesondere bei hohen Eigenspannungen bzw. verspannte Verbindungen in besonderem Maße gefährdet [K2].

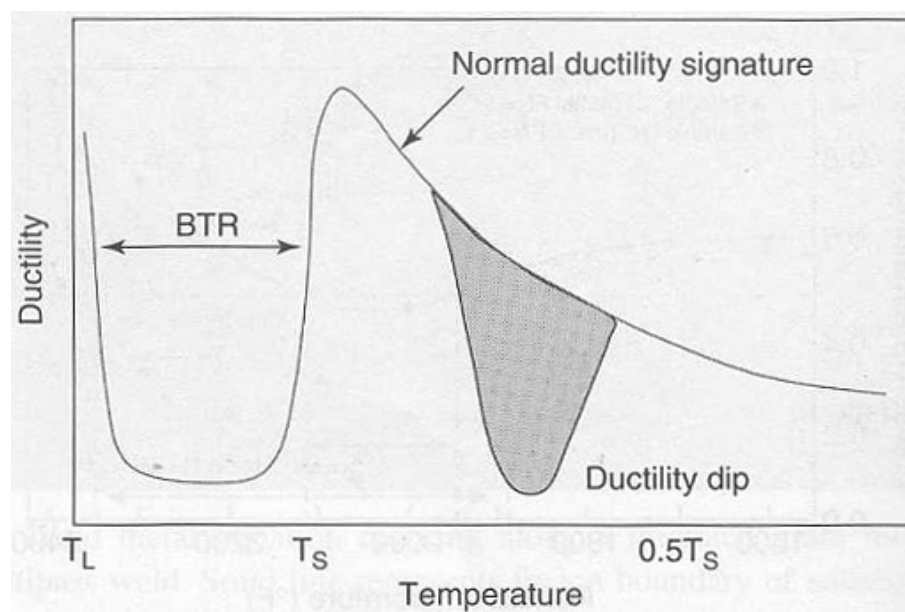


Abbildung 12: Plastizitätsabfall; BTR: Temperaturbereich der Warmsprödigkeit

Ein weiterer Versprödungsmechanismus, der neben den Baustählen auch die korrosionsbeständigen Austenite betrifft, ist die Rissbildung durch Kupferinfiltration (Abbildung 13). Bei Temperaturen oberhalb des Schmelzpunktes von Kupfer (1083°C) kann flüssiges Kupfer entlang der Korngrenzen in den Werkstoff eindringen und diese schwächen. Kupfer gelangt durch Abrasion von Werkzeugen (Klammern, Kontakte) auf die Oberfläche des Werkstücks. Als Legierungselement gelöstes Kupfer ruft diesen Effekt nicht hervor [K2].

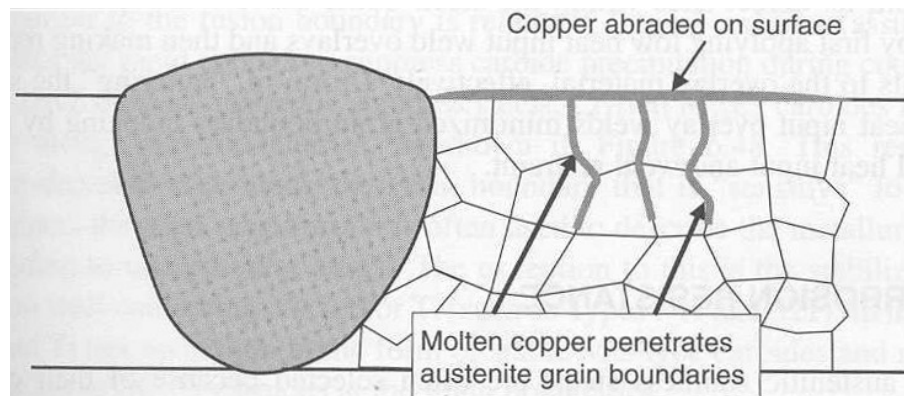


Abbildung 13: Kupferinfiltration

Ein ähnlicher Mechanismus tritt auch bei Zink um 420°C auf [K2].

2.3.3 Gegenmaßnahmen

Die Schweißbeignung der austenitischen korrosionsbeständigen Stähle ist weitgehend gut. Wesentliche Einschränkungen stellen lediglich die Gefahr der Messerlinienkorrosion, des Verzuges und der Kupferinfiltration dar. Daneben treten unterschiedliche Versprödungsmechanismen auf. Mit den folgenden Maßnahmen sind die im vorangegangenen Abschnitt aufgeführten Probleme gut beherrschbar.

Der Messerlinienkorrosion wirkt eine Überstabilisierung mit Niob ($Nb:C=12:1$) entgegen, ebenso ein Begrenzen des Kohlenstoffgehaltes im Grundwerkstoff auf unter 0,04%.

Dabei sollte die Niobkonzentration 1% nicht überschreiten, da andernfalls das Heißrisisrisiko steigt [D1].

Der erhöhten Verzugsgefahr bei der Verarbeitung austenitischer korrosionsbeständiger Stähle kann man technologisch durch Erhöhen der Heftstellenzahl und dem Füllen mit vielen kleinen statt einigen großen Auftragsraupen sowie optimierter Schweißfolge begegnen.

Die Gefährdung der Werkstoffeigenschaften durch Kupferinfiltration lässt sich lediglich durch das Vermeiden von Kupferabrasion ausschließen [K2]. Daher sollten keine Werkzeuge aus Kupfer oder Kupferlegierungen bei der Verarbeitung eingesetzt werden.

Für Austenite empfiehlt SCHABEREITER die in Tabelle 6 folgende Schweißtechnologie.

- nur artgleich legierte Schweißzusätze einsetzen
- Vorwärmen nicht erforderlich, Zwischenlagentemperatur auf 150°C begrenzen
- Lichtbogen kurz halten, empfohlene Stromstärken beachten, Aufmischung vermeiden
- Reinheit im Schweißnahtbereich; Nachbehandlung durch Beizen, Schleifen, Sandstrahlen, Bürsten, Polieren
- ausschließlich mit Werkzeugen aus korrosionsbeständigem Stahl reinigen, keine nachträgliche Wärmebehandlung

Tabelle 6: technologische Empfehlung austenitische Stähle

Auf Grund der Seigerungsneigung von molybdänlegierten Stählen (>4%) weicht die hierfür empfohlene Technologie von der anderer Austenite ab, vgl. Tabelle 7 nach [S1].

- überlegierte Zusätze verwenden oder anschließendes Lösungsglühen
- Streckenenergie auf 10kJ/cm bzw. in Zwischenlagen auf 15kJ/cm begrenzen
- absolute Reinheit im gesamten Schweißgebiet, sonst Gefahr der Porenbildung
- Wurzelspalt von 2...3mm
- Endkrater und Ansatzstellen vor dem Überschweißen ausschleifen
- Lichtbogen nur in der Schweißfuge zünden, nie ohne Zusatz schweißen
- Nachbehandlung des Schweißbereiches siehe Tabelle 6

Tabelle 7: technologische Empfehlung austenitische Stähle mit mehr als 4% Mo

In [H1] wird von Erfahrungen mit austenitischen Stählen für den Einsatz in Hochtemperaturkraftwerken berichtet. Die Zeitstandfestigkeit ist hierbei ein bedeutendes Kriterium zur Werkstoffauswahl. HEUSER ET. AL. stellten fest, dass sich ausreichend hohe Werte nur mit niobstabilisierten Zusatzwerkstoffen, z. B. X8CrNiNb16-13 erreichen lassen (Abbildung 14). Jedoch ist, vorrangig in größeren Querschnitten, eine Versprödung durch Ausscheidungen in der WEZ möglich.

Um dem entgegenzuwirken wird empfohlen, in allen Schweißlagen den Wärmeeintrag durch Anwendung der Stichraupentechnik zu minimieren. Zusätzlich sei die Zwischenlagentemperatur auf 150°C zu und der Elektrodendurchmesser auf 3,2mm zu begrenzen.

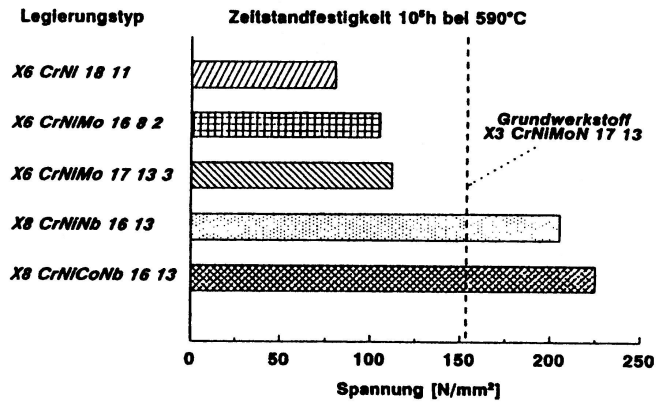


Abbildung 14: Zeitstandfestigkeiten mit unterschiedlichen Schweißzusätzen

Insgesamt lässt sich festhalten, dass die Schweißbeignung der austenitischen Chrom-Nickel-Stähle weitgehend gut ist, sofern man beim Anfertigen der Verbindung folgende Punkte beachtet: geringer Wärmeeintrag, schnelle Abkühlung, Vermeidung von Eigenspannungen und Auswahl des richtigen Zusatzwerkstoffs [D1].

2.4 Duplexstähle

2.4.1 Eigenschaften

Duplexstähle werden Stähle genannt, deren Gefüge zu je rund 50% aus Ferrit und Austenit besteht. Eine bis zur Raumtemperatur stabile Austenitphase liegt neben der Ferritphase in Chromstählen vor, wenn diese 4% bis 8% Nickel und 22% bis 27% Chrom enthalten. Zur Stabilisierung des Austenits und Erhöhung der Streckgrenze wird bis zu 0,35% Stickstoff zulegiert. Wie Abbildung 15 zeigt, erstarren diese Legierungen primär ferritisch und wandeln durch Lösungsglühen um 1300°C teilweise in Austenit um. Es ist zu beachten, dass das Diagramm nur für den beim Schweißen nicht vorliegenden Fall der Gleichgewichtserstarrung gilt.

Das Duplexgefüge führt zu einer Reihe von besonderen Eigenschaften. Die Streckgrenze übersteigt im Allgemeinen diejenige von ferritischen und austenitischen korrosionsbeständigen Stählen deutlich, die Grobkornbildung im Ferrit ist im Vergleich zu den überwiegend ferritischen Stählen deutlich weniger ausgeprägt, die Zähigkeit entspricht der der Austenite. Zulegieren von 1,5% bis 3% Molybdän bewirkt eine wesentlich höhere Beständigkeit gegen Lochkorrosion und Spannungsrisskorrosion bei Anwesenheit von Chloridionen [D1].

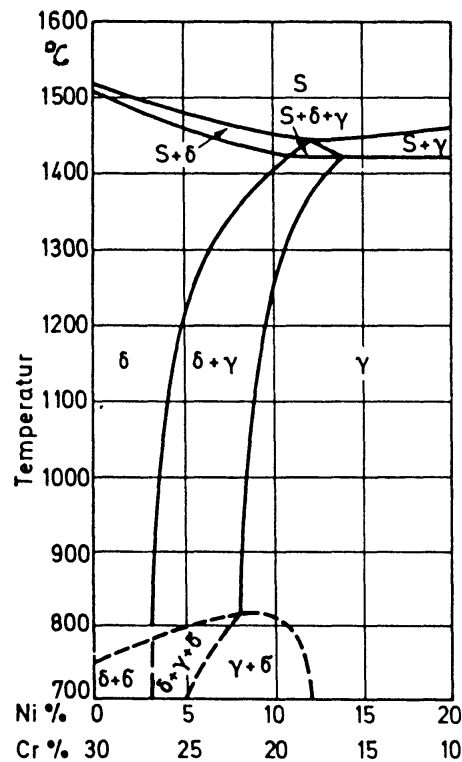


Abbildung 15: ternäres System
Fe-Cr-Ni, Schnitt bei 70% Fe

2.4.2 Probleme

Die Schweißneigung der Duplexstähle gilt im Allgemeinen als der der ferritischen oder martensitischen Stähle überlegen. Die Sicherheit gegen Heiß- und Kaltrisse ist hoch und bei Einsatz eines auf den Grundwerkstoff abgestimmten Zusatzwerkstoffes ist nicht mit Grobkornbildung zu rechnen. Probleme können dennoch auftreten, wenn die Abkühlung nach dem Schweißen zu rasch erfolgt. In diesem Fall ist es durch die behinderte Diffusion möglich, dass der erstarrte Austenit nicht weit genug in Ferrit umwandelt und ein ungünstiges Gefüge mit bis zu 90% Ferrit entsteht [D1].

Die in zweiphasigen Stählen erhöhte Neigung zur Bildung von Ausscheidungen verdient besondere Beachtung. Bei stickstoffarmen Duplexstählen findet eine beschleunigte Ausscheidung des Karbids $M_{23}C_6$ statt. In diesem Karbid gebundenes Chrom steht nicht zur Bildung einer Passivschicht zur Verfügung, daher besteht erhöhtes Risiko der interkristallinen Korrosion. Demgegenüber zeigen Duplexstähle mit erhöhtem Stickstoffgehalt bereits nach zweiminütigem Glühen um $800^{\circ}C$ Cr_2N -Ausscheidungen an den Korngrenzen, aber kaum $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen [D1]. Daher ist bei höheren Stickstoffgehalten das IK-Risiko deutlich reduziert.

Bei den Duplexstählen stellt die σ -Versprödung ein besonderes Problem dar. Zum einen ist dieser Versprödungsmechanismus durch den im Vergleich zu den metastabilen Austeniten höheren Ferritanteil wesentlich stärker, zum anderen tritt er schon bei kurzen Wärmebehandlungszeiten ab etwa 10 Minuten auf. Beim eigentlichen Schweißen mit Lichtbogenverfahren ist auf Grund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten mit der Bildung der σ -Phasen nicht zu rechnen.

Mitunter spielt bei molybdänlegierten Duplexstählen neben der σ -Phase auch die Bildung der Chi-Phase $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ oder der Laves-Phase Fe_2Mo im Temperaturbereich von $610^{\circ}C$ bis $950^{\circ}C$ eine Rolle, wobei vor allem die Chi-Phase für eine verminderte Korrosionsbeständigkeit bekannt ist. Die o. g. Phasen und die $750^{\circ}C$ -Versprödung entstehen bei Wärmebehandlung nach dem Schweißen. Daher sollte eine solche Behandlung vermieden werden [D1].

2.4.3 Gegenmaßnahmen

Wie im Abschnitt 2.4.2 dargestellt stellt die Ausscheidung intermetallischer Phasen eine wesentliche Einschränkung beim Schweißen von Duplexstählen, insbesondere für die Wärmenachbehandlung, dar. Daneben kann durch ungünstige Abkühlungsbedingungen nach dem Schweißen das Austenit-Ferrit-Verhältnis stark zur Seite des Ferrits verschoben sein. Demgegenüber ist die interkristalline Korrosion durch Zulegieren von Stickstoff und bei Einsatz stickstoffhaltiger Schweißzusätze unkritisch.

Um die Zähigkeit der Schweißung zu erhöhen kommen in der Regel Zusatzwerkstoffe mit im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöhtem Nickelgehalt (z. B. 9% statt 5%) zum Einsatz [S1], [D1]. Dadurch ist der Ferritanteil in der abgekühlten Naht auf etwa 30% bis 35% begrenzt, was in einer günstigen Kombination aus Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit resultiert [D1].

Das Entstehen eines ungünstigen Austenit-Ferrit-Verhältnisses lässt sich vermeiden, wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit der Schweißung entsprechend gesteuert wird. Möglichkeiten der Einflussnahme sind Vorwärmung und gezielte Wahl der Schweißparameter. Beispielsweise sollte die Streckenenergie beim Schweißen von Duplexstählen 7...15kJ/cm betragen [D1].

In Tabelle 8 folgen wiederum Empfehlungen zur Schweißtechnologie [S1].

- ausschließlicher Einsatz von stickstofflegierten Zusätzen mit erhöhtem Nickelgehalt
- umhüllte Stabelektroden und UP-Pulver bei 300°C rücktrocknen, beim Schutzgasschweißen kein wasserstoffhaltiges Gas verwenden
- Aufmischung des Schweißgutes mit dem nickelärmeren Grundwerkstoff begrenzen
- Vorwärmung nicht grundsätzlich erforderlich, bei Bauteildicken >20mm jedoch empfohlen
- Zwischenlagentemperatur auf 150°C begrenzen
- nie ohne Zusatzwerkstoff schweißen: Gefahr des Verlustes an Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit durch Ferritüberschuss

Tabelle 8: technologische Empfehlung für ferritisch-austenitische Duplexstähle

3. Besonderheiten hoch manganhaltiger Stähle

Das Legierungselement Mangan zählt zu den Austenitbildnern, wird also nach SCHAEFFLER dem Nickel-Äquivalent zugeschlagen. Es vermindert in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen die α' -Martensit-Bildung. Dadurch wird die Verformbarkeit verbessert. Aus diesem Grund wird Mangan zulegiert, wenn der Stahl umgeformt oder bei sehr tiefen Temperaturen eingesetzt werden soll [D1]. Daneben bindet es Schwefel zu Mangansulfid MnS ab und kann so die Gefahr der Heißbrüchigkeit senken [D1], [H1], [O1].

Auf Grund seines geringeren Preises wird Mangan zunehmend als Substitut für Nickel eingesetzt. In [S4] und [N1] wird darauf hingewiesen, dass Mangan den Verlust der Tieftemperaturzähigkeit nach einer Sensibilisierung ausgleichen kann und die Zähigkeit in der WEZ effektiv erhöht.

Stähle mit mehr als 12% Mangan sind bei Raumtemperatur austenitisch und zeigen sehr hohe Kaltverfestigung bei schlagender Beanspruchung der Oberfläche. Der Kern des Werkstückes bleibt dabei zäh. Somit sind diese Stähle insbesondere bei schlagender Beanspruchung hoch verschleißfest.

Bei den hoch manganlegierten Stählen, insbesondere den Hartmanganstählen aber auch den korrosionsbeständigen Manganstählen, hängt die thermische Ausdehnung stark vom Mangangehalt ab. Sie ist im Allgemeinen deutlich geringer als die der austenitischen Chrom-Nickel-Stählen und lässt sich bis auf das Niveau der Bautähle einstellen [N1], [O1]. Das trägt zu einer im Vergleich zu den Chrom-Nickel-Stählen geringeren Verzugsgefahr bei. [N1] bescheinigt den korrosionsbeständigen Manganstählen daneben eine größere Standzeit bei sehr niedrigen Temperaturen, begründet in der höheren Löslichkeit für Stickstoff. Dadurch seien aber Schweißignung und Zähigkeit reduziert.

In [O1] wird darauf hingewiesen, dass konventionelle Hartmanganstähle ab etwa 0,7% Kohlenstoff wenig schweißgeeignet sind. Der in dieser Arbeit von OHTANI ET. AL. vorgestellte, 1983 neu entwickelte Manganstahl mit der in Tabelle 9 folgenden Analyse ist bei etwa 19% Mangan und 5% Chrom bereits in Luft und Salzwasser korrosionbeständig und mit 0,03% Stickstoff gut schweißgeeignet.

Masse-%	C	Si	Mn	P	S	Al gel.	N	Ni
AM-2	0,46	0,34	19,23	0,016	0,001	0,012	0,03	k. A.

Tabelle 9: chemische Zusammensetzung des in [O1] vorgestellten Stahls

Die klassischen Hartmanganstähle mit 13% bis 15% Mangan (Hadfields Manganstahl), welche für schlagend belastete Konstruktionen wie Backenbrecher, Bahnübergänge und Kreuzweichen oder ähnliches eingesetzt werden, sind Gegenstand der Untersuchungen in [Z1] und [M2]. Die Schweißbeignung dieser metastabilen Austenite wird, im Gegensatz zu den hoch manganhaltigen korrosionsbeständigen Stählen, vorrangig durch Karbidausscheidungen beeinträchtigt. Beim Abbrennstumpfschweißen, dem üblichen Verfahren zur Herstellung von Verbindungen im Gleisbau, sind die Abkühlgeschwindigkeiten ausreichend hoch, um eine solche Ausscheidung zu unterbinden. Zwischenlagen aus nichtrostenden Stählen gleichen dabei unterschiedliche Wärmeausdehnungen zwischen Kohlenstoffstahl-Gleis und Hartmanganstahl-Weiche aus [Z1].

Der Artikel [H2] beschreibt eine Untersuchung zu Sensibilisierungsverhalten und mechanischen Eigenschaften nach der Wärmebehandlung manganlegierter metastabiler austenitischer Stähle. Für das Schweißen ist dies insofern von Interesse, als häufig eine Wärmenachbehandlung erforderlich ist. Austenitische Stähle werden u. a. in der chemischen Industrie für Schweißkonstruktionen eingesetzt, wo das Zusammenwirken von thermischer und chemischer Belastung eine Sensibilisierung bewirken kann.

Von HOCHSTRASSER-KURZ ET. AL. wurden die Typen 1.4301 und 1.4376 (chemische Zusammensetzung siehe Tabelle 10) gegenübergestellt. Die Sensibilisierung bewirkten die Autoren durch Anlassen in einem Salzbad bei verschiedenen Temperaturen und für unterschiedliche Zeiten. Anschließend wurden die Korrosionanfälligkeit mit dem Strauss-Test nach EN ISO 3651-2 A und die mechanischen Eigenschaften mittels Zugversuch untersucht. Es wurden ebenfalls in Wasser abgeschreckte Proben mit langsam an Luft abgekühlten verglichen [H2].

Masse-%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
1.4376	0,039	0,41	6,54	0,025	0,004	17,8	4,25	0,17	0,195
1.4301	0,057	0,41	1,37	0,027	0,002	18,1	8,05	0,24	0,046

Tabelle 10: chemische Zusammensetzung der in [H2] untersuchten Stähle

HOCHSTRASSER-KURZ ET. AL. beobachteten, dass der höher mit Mangan legierte Stahl 1.4376 die gleiche Anfälligkeit für interkristalline Korrosion nach längeren Behandlungszeiten, aber schon bei geringeren Behandlungstemperaturen zeigt. Man führt diesen Befund auf den niedrigeren Kohlenstoffgehalt zurück. Ein besonderer Einfluss des Mangans oder der anderen Komponenten (deutlich unterschiedlicher Nickelgehalt) konnte nicht nachgewiesen werden. In der Arbeit wird ausdrücklich darauf hingewiesen, dass zumindest kein negativer Einfluss von Mangan zu erkennen ist. Daneben zeigt sich, dass die Festigkeitseigenschaften von 1.4376 diejenigen von 1.4301 übertreffen, jedoch durch die Sensibilisierung stärker abnehmen. Dieser Effekt wird als sehr gering bezeichnet. Eine deutliche Auswirkung des Abschreckens auf die Festigkeit wurde nicht festgestellt, was bei austenitischen Stählen auch zu erwarten ist.

Zu beachten ist, dass die Mangangehalte der hier untersuchten Werkstoffe noch relativ gering sind.

Höher mit Mangan legierte Stähle wurden bereits Anfang der 1990er Jahre durch ABRAHAM ET. AL. auf ihre Schweißbeignung hin untersucht, vgl. [A1]. Diese Arbeit betrachtet Legierungen mit 12% Chrom und 15% Mangan mit verschiedenen Gehalten an Kohlenstoff, Wolfram, Stickstoff und Schwefel (vgl. Tabelle 11) im Vergleich zu einem üblichen austenitischen Stahl (japanisch SUS316L, entspricht WNR 1.4403 oder 1.4435). Zum Schweißen der Proben kam das WIG-Verfahren zum Einsatz, anschließend wurden die Proben mit dem Zugversuch auf ihre Festigkeitseigenschaften bei erhöhter Temperatur, dem Vareststraint-Test auf die Erstarrungsrisanfälligkeit, dem Ferritscope auf den Ferritgehalt im Schweißbereich sowie metallografisch auf die Erstarrungsform hin untersucht.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	N
D-1	0.005	0.058	14.9	0.003	0.005	11.1	–	0.15
D-2	0.010	0.051	15.0	<0.003	0.012	12.0	–	0.16
D-3	0.035	0.052	15.0	<0.003	0.005	11.5	–	0.14
D-4	0.037	0.058	15.0	<0.003	0.011	11.9	–	0.14
D-5	0.083	0.052	15.0	<0.003	0.006	11.8	–	0.14
D-6	0.082	0.059	15.0	<0.003	0.013	11.8	–	0.13
D-7	0.17	0.061	14.9	0.003	0.006	11.9	–	0.15
D-8	0.19	0.057	12.5	<0.003	0.010	12.2	–	0.18
W-1	0.086	0.061	15.0	<0.003	0.006	11.8	2.55	0.14
W-2	0.18	0.060	14.9	<0.003	0.006	11.9	2.51	0.15

Tabelle 11: chemische Zusammensetzung der in [A1] untersuchten Werkstoffe

Auf Grund ihrer Ergebnisse ziehen die Autoren folgende Schlüsse: Die Heißrissanfälligkeit nimmt mit fallendem Gehalt an Schwefel ab, was sich auch mit den Angaben aus [D1] deckt. Legieren mit Wolfram erhöht die Festigkeit geringfügig ohne, wie Kohlenstoff, dabei die Zähigkeit zu beeinträchtigen. Besonders hervorzuheben ist, dass alle untersuchten hoch manganlegierten Stähle eine deutlich niedrigere Heißrissanneigung aufweisen als der austenitische Referenzwerkstoff, wie schon in [D1] und [H1] angegeben, und überdies auch über gleiche oder überlegene Zugfestigkeiten bei erhöhter Temperatur verfügen.

BENNETT und MILLS führten im Jahre 1974 eine Untersuchung zur Schweißneigung eines manganlegierten Austenits mit der nominellen Zusammensetzung 21Cr-6Ni-9Mn-0,3N durch [B1].

Element	wt%
Chromium	18.00-21.00
Nickel	5.50- 7.50
Manganese	8.0 -10.0
Silicon	1.00 Max.
Nitrogen	0.15- 0.40
Phosphorous	0.060 Max.
Carbon	0.040 Max.
Sulfur	0.030 Max.

Tabelle 12: Grenzen der chemischen Zusammensetzung

Weld current	— 200 A (dcsp)
Electrode type	— EWTh-2 - 3/32 in. diam
Electrode gap	— 0.060 in.
Torch gas	— 20 cfh Ar
Welding speed	— 5 lpm

Tabelle 13: Schweißparameter

Dieser Werkstoff hat eine mit 1.4306 vergleichbare Korrosionsbeständigkeit (hoher Chromgehalt) und ist durch seine große Austenitstabilität (Mangan- und Stickstoffgehalt, siehe auch DeLong-Diagramm, Abbildung 8, Seite 12) als Tieftemperaturwerkstoff einsetzbar.

Unterschiedlich erschmolzene Proben (konventionell an Luft, Vakuumumschmelz-Verfahren, Elektroschlackumschmelz-Verfahren) wurden mit dem WIG-Verfahren und zum Vergleich mit dem Autogenverfahren geschweißt. Als Kennzeichen der Schweißneigung dienten Rauigkeit der Schweißnaht, Lichtbogenstabilität, Porosität und Materialaufbau an der Wolframelektrode sowie Einbrandtiefe bzw. Breite-Höhe-Verhältnis der Schweißnaht. Diese Bewertung zeigt Tabelle 15, die Bedeutung der zugeordneten Bewertung ist in Tabelle 14 erläutert. Tabelle 16 zeigt, dass die Nahtgeometrie vom Aluminiumgehalt abhängt. Erhöhte Aluminiumgehalte weisen prozessbedingt die ESU-Proben auf. Dabei zeigt sich, dass mit steigendem Gehalt an Aluminium die Nähte zunehmend breiter und flacher ausfallen.

Merkmal	Messmethode	Skala	Bedeutung	Bemerkung
Porosität	Röntgendurchstrahlung	1 bis 5	5: mehr als fünf Poren pro Zoll 1: keine nachweisbaren Poren (Nachweisgrenze 0,245mm)	
Rauhigkeit	Sichtprüfung, relativ	1 bis 5	1: geringste Rauhigkeit, 5: höchste	subjektiv
Lichtbogenstabilität	Einschätzung des Schweißers während der Durchführung	G, F, P	gut (G), ausreichend (F), mangelhaft (P)	subjektiv
Elektrodenaufbau	Sichtprüfung, relativ	G, F, P	gut (G), ausreichend (F), mangelhaft (P); gut entspricht geringstem Aufbau	subjektiv

Tabelle 14: Erläuterung zu Tabelle 15

Heat no.	Melt type	N content, wt%	O content, ppm	Porosity rating	Roughness rating	Arc stability	Electrode buildup
81143	VAR	0.30	75	1	2	G	G
81698	"	0.22		1	2	G	G
81942	"	0.28		1	2	G	G
1X0555	"	0.40		5	5	P	F
82287 ^(a)	ESR	0.25		1	1	G	G
82289	"	0.22	55	1	1	G	G
85598	"	0.28		1	1	G	G
6711	"	0.34	30-135	2-3	2	F	F
6818	"	0.39	30	2-3	3-4	P	P
7012-1	"	0.20	30	1	1	G	G
692394	Air	0.38	175	5	5	P	F
680693 ^(a)	"	0.29		4	4	P	F
Welds made with added filler metal							
034037 ^(a)	Air	0.36	260	4			
039038 ^(a)	"	0.38	320	5			
6818W ^(a)	ESR	0.38	30	1			

(a) Measurements are from specific hardware weldments not standard test bars.

Tabelle 15: Bewertung der Schweißbeignung

Heat no.	Melt type	Al content, ppm	D/W
692394	Air	28	0.48
81143	VAR	31	0.45
81698	"	32	0.57
81942	"	27	0.57
1X0555	"	36	0.60
82287	ESR	175	0.25
82289	"	190	0.21
85598	"	96	0.24
6818	"	87	0.30
7012	"	43	0.26
6711	"	30	0.45

Tabelle 16: Einfluss des Aluminiums auf die Nahtgeometrie

Aus diesen Ergebnissen ziehen BENNETT und MILLS folgende Schlüsse:

- Die Schweißbeignung der Versuchsschmelzen variiert stark mit dem Erschmelzungsverfahren und kann wesentlich von der der konventionellen austenitischen Stähle abweichen.
- Bei den umgeschmolzenen Legierungen hängen Porosität, Oberflächenqualität und Lichtbogenstabilität wesentlich vom Stickstoffgehalt ab; Stickstoff wirkt sich negativ auf das Schweißverhalten der Werkstoffe aus. Das zeigt sich daran, dass bei mehrlagigen Schweißnähten die zweite Lage stets ein besseres Schweißergebnis zeigt, da während des Schweißens Stickstoff das Schmelzbad verlässt.

- An Luft erschmolzene Proben zeigen deutlich schlechtere Schweißbeignung; neben Stickstoff spielt hier auch der Sauerstoffgehalt in Form von oxidischen Einschlüssen eine Rolle.
- ESU-Proben zeigen geringere Einbrandtiefen, was die Autoren auf einen verfahrensbedingt höheren Aluminiumgehalt und eine nicht näher definierte Wechselwirkung von Aluminium und Mangan zurückführen

Die Beobachtungen werden an keiner Stelle auf den Mangangehalt zurückgeführt. Stickstoff scheint die Schweißbeignung dagegen wesentlich zu beeinträchtigen.

So wird beispielsweise in [Z1] und [M2] berichtet, dass die Schweißbeignung der stickstoffarmen Hartmanganstähle, von möglichen Karbidausscheidungen abgesehen, unproblematisch ist.

Ebenso wird in [S4] erwähnt, dass Stickstoff die Schweißbeignung beeinträchtigt, bestimmte Gehalte aber notwendig sind, um den Austenit zu stabilisieren. SUEMUNE ET. AL. berichten in dieser Arbeit über die Entwicklung eines Stahls für Tieftemperaturanwendungen. Dem von ihnen entwickelten Stahl mit der Zusammensetzung 0,05% C, 0,3% Si, 25% Mn, 15% Cr, 1% Cu, 1% Ni, 0,2% N, Ca, Nb sprechen die Autoren gute Schweißbeignung, Korrosionsbeständigkeit und Tieftemperaturzähigkeit zu, die sich durch Zugabe von 1% Mo besonders in Bezug auf die Zähigkeit der WEZ noch verbessern lässt. Die Zugabe von Kalzium bewirkt eine weitere Steigerung der Kerbschlagzähigkeit und der Bruchzähigkeit bei Temperaturen unter 77K. Von Schweißversuchen wird in der Quelle hingegen nicht berichtet. Solche Versuchsreihen werden zwar angekündigt, weitere Informationen dazu waren aber nicht auffindbar.

In [K1], einer Arbeit aus dem Jahre 1988, werden Versuche beschrieben, welche das Schweißen von hoch manganlegierte korrosionsbeständigen Stählen mittels Laserstrahl zum Gegenstand haben. Die chemischen Analysen der Proben sind in Tabelle 17 angegeben.

Element / Masse%	C	Mn	P	Si	Ni	Cr	N	Fe
AISI 201	0,150	6,50	0,060	0,030	4,25	17,00	0,07	Rest
AISI 202	0,098	7,48	0,032	0,006	0,47	4,72	17,85	Rest

Tabelle 17: Analyse der Stähle aus [K1]

Zum Schweißen wurden Subkilowatt- und Multikilowatt-CO₂-Laser eingesetzt. Gegenstand der Untersuchung war der Einfluss von Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit und Schutzgasvolumenstrom auf Zusammensetzung und Struktur der Stähle. Der Grundwerkstoff wies vor dem Schweißen austenitisches Gefüge auf.

Folgendes wurde beobachtet:

- Bei niedriger Laserleistung ist der Manganabbrand besonders ausgeprägt.
- Hält man die Geschwindigkeit konstant, so beeinflusst im Wesentlichen die Größe des Schweißbades den Manganverlust.
- Trotz höherer Verdampfungsrate bei großer Laserleistung ist der Abbrand bei kleiner Leistung ausgeprägter.
- Die Schweißgeschwindigkeit hat keinen signifikanten Einfluss auf den Manganabbrand.
- Bei hoher Leistung entsteht stets ein Duplexgefüge aus Austenit und δ -Ferrit in der Schmelzzone.
- Bei niedriger Laserleistung entsteht das Duplexgefüge nur bei niedriger Geschwindigkeit.

KHAN ET. AL. sehen im Laserstrahlschweißen von austenitischen Stählen und den hoch manganlegierten Austeniten im Besonderen eine effektive Maßnahme zur Verringerung der Heißrisneigung. Das bei hoher Laserleistung entstehende Duplexgefüge kann durch seinen Ferritanteil eine größere Menge an Schwefel, Phosphor und Stickstoff lösen. Gleichzeitig ist der Verlust an Legierungselementen reduziert. Daneben werden die für das Laserstrahlschweißen typische hohe Erstarrungsgeschwindigkeit und die gute Steuerbarkeit der Schweißparameter als vorteilhaft genannt. Hohe Abkühlgeschwindigkeiten unterdrücken die Bildung von Karbiden [Z1], [D1].

CASEY untersuchte bereits 1976 die Schweißneigung eines zu dieser Zeit neu entwickelten stickstoffstabilisierten korrosionsbeständigen Stahls [C1]. Mit dem Elektronenstrahlverfahren wurden im Rahmen dieser Arbeit vier unterschiedliche Schmelzen (Analysen siehe Tabelle 18) geschweißt. Der Begriff Schweißneigung bezieht sich in [C1] ausschließlich auf auftretende Gasausbrüche und die damit verbundene Erosion der Schweißbadoberfläche. CASEY bezeichnet die während des Schweißens aufgetretenen Gasausbrüche als ungewöhnlich heftig und führt dies auf die hohen Stickstoffgehalte der 21Cr-6Ni-9Mn-Legierungen zurück.

Schmelze	Cr	Ni	Mn	C	S	P	Si	N	O
1	19,80	7,20	9,70	0,027	0,004	0,040	0,50	0,27	-
2	19,50	7,10	9,70	0,012	0,003	0,060	0,30	0,24	-
3	20,06	6,65	8,96	0,033	0,011	0,019	0,22	0,31	0,008
4	19,99	6,29	8,70	0,033	0,012	0,019	0,70	0,30	-

Tabelle 18: Analyse der Proben aus [C1]

Es zeigt sich, dass diese Erscheinung sehr empfindlich auf Änderungen der Schweißparameter Beschleunigungsspannung, Strahlstrom, Fokus und Schweißgeschwindigkeit reagiert (Abbildung 16). Die Ergebnisse reichen von einer optimalen, d. h. fehlerfreien und glatten Schweißnahtoberfläche (Kategorie C-1) bis zur völligen Erosion der Schmelzzone (Kategorie C-6), was auf die jeweils unterschiedliche Geometrie der Schmelzzone zurückgeführt wird.

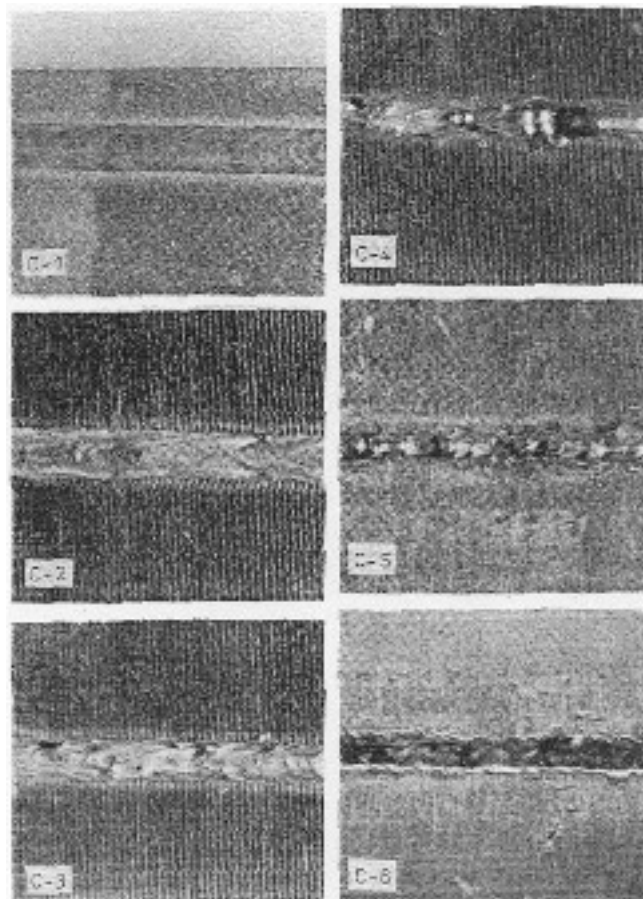


Abbildung 16: Beispiele für unterschiedliche Qualität der E-Strahl-Schweißung

Die Einflüsse der einzelnen Parameter auf die Qualität der Schweißung werden wie folgt charakterisiert (Vergleiche dazu Abbildungen 17 und 18 im Anhang, Seiten 43 und 44):

- Steigende Beschleunigungsspannung und steigender Strahlstrom erhöhen die Qualität.
- Ein flaches Schmelzbad hat einen negativen Einfluss auf das Ergebnis.
- Änderungen in der Fokussierung wirken sich vorrangig bei niedriger Spannung aus, wobei ein scharf eingestellter Strahl ein gutes Ergebnis liefert. Entgegen den Erwartungen hat ein stark defokussierter Strahl ein gutes Ergebnis zur Folge.
- Höhere Schweißgeschwindigkeiten führen zu qualitativ besseren Ergebnissen, was als im Vergleich zu anderen austenitischen Stählen ungewöhnlich bezeichnet wird. Der Autor rät auf Grund dieses Befundes davon ab, den untersuchten Stahl mit $v \leq 12,7 \text{ mm/s}$ zu verarbeiten. Andernfalls sei daneben die Vorhersage der Einbrandtiefe schwierig.

Es bleibt festzuhalten, dass bei geeigneter Wahl der Schweißparameter mit dem Elektronenstrahlverfahren die in [C1] untersuchten hoch manganlegierten Austenite trotz hoher Stickstoffgehalte fehlerfrei verschweißt werden können.

In [W1], einer Arbeit zur Schweißoxidbildung beim WIG-Schweißen von Duplexstählen, wird berichtet, dass abbrennendes Mangan in die Schweißoxide auf der Werkstückoberfläche nahe der Naht eingeht. Höher manganhaltige Schweißoxide bewirkten eine stark erhöhte Korrosionanfälligkeit im Nahtbereich. Dabei war der Manganabbrand deutlich geringer, wenn ein stickstofffreies Schutzgas eingesetzt wurde. In diesem Falle ist der Abbrand von Eisen und Chrom erhöht. Die Oxidschicht in jedem Fall sollte vor dem Einsatz des Werkstücks durch Beizen entfernt werden.

KIM ET. AL. stellen in [K2] einen speziell für die Automobilbranche entwickelten, nicht korrosionsbeständigen austenitischen Manganstahl mit der Zusammensetzung Fe-25%Mn-1%Al-0,2%C vor. Aluminium dient hier der Austenitstabilisierung, die für gute Umformbarkeit gefordert wurde. Die Autoren bezeichnen die Schweißbeugung dieses stickstoffarmen Manganstahls als ausgezeichnet. Zum Einsatz kam in den Versuchen das in der Verarbeitung von Feinblech verbreitete Widerstandspunktschweißen.

4. Schlussfolgerungen

Das Schweißen der praktisch relevanten korrosionsbeständigen Stähle erfordert stets besondere Maßnahmen, vergleiche auch Abbildung 7 auf Seite 12. Ihre Schweißbeignung wird durch unterschiedliche Erscheinungen beeinträchtigt, die ihre Ursache in den hohen Gehalten an Legierungselementen haben. Die Anforderungen, die sich aus dem Einsatz dieser Werkstoffe ergeben, stehen den Anforderungen an die Schweißbeignung gegenüber.

Die Schweißbeignung nimmt von den am wenigsten geeigneten Martensiten über die Ferrite und Duplexstähle zu den austenitischen Stählen zu. Wesentliche Einschränkungen bei der Verarbeitung sind für die Martensite die Kaltrissneigung, für die Ferrite Grobkornbildung und Karbidausscheidung, für die Duplexstähle Ausscheidungen intermetallischer Phasen und für die Austenite Messerlinienkorrosion, verschiedene Versprödungsmechanismen und Verzug.

Die hoch manganhaltigen korrosionsbeständigen Stähle zählen zu den Austeniten, weshalb ihre Schweißbeignung als ähnlich gut einzustufen ist. Die wesentlichen Einschränkungen stellen hier Spritzerbildung beim Schweißvorgang (instabiler Lichtbogen, Materialaufbau an der Elektrode) und Nahtporosität dar. Diese treten auf, wenn Stickstoff zur Austenitstabilisierung zulegiert wurde. Diese auch bei anderen stickstofflegierten Austeniten auftretenden Probleme sind mit den gut skalierbaren Strahlschweißverfahren beherrschbar. Darüber hinaus gelten die gleichen Einschränkungen und Empfehlungen wie für andere austenitische Stähle. Die Schweißbeignung der hoch manganhaltigen Stähle kann sogar der der anderen Austenite überlegen sein, da Mangan die Heißrissneigung senkt und durch die Möglichkeit, die Wärmeausdehnung zu beeinflussen die Verzugsgefahr reduziert.

5. Literaturverzeichnis

- [A1] Abraham, M.: Weldability of 12% Cr – 15% Mn austenitic stainless steels.
In: Transactions of the Japan Welding Society, Band 23 (1992), Nr. 2, Seite 33 – 37
ISSN 0385-9282
- [A2] Askeland, D. R.: Materialwissenschaften - Grundlagen, Übungen, Lösungen;
Spektrum Akademischer Verlag GmbH Heidelberg
ISBN 3-86025-357-3
- [A3] Autorenkollektiv: Stahlschlüssel-Taschenbuch, 21. Auflage, Verlag Stahlschlüssel Wegst
GmbH, Marbach / N. 2007, ISBN 3-922 599-22-2
- [B1] Bennett, W. S.: GTA Weldability Studies on High Manganese Steel
In: Welding Journal (1983), Nr. 53, Seiten 548 – 553
- [B2] Blumfield, D.: Welding duplex austenitic-ferritic stainless steel.
In: Metal Construction, Band 13 (1981), Nr. 5, Seiten 269 – 273
- [C1] Casey, H.: Electron beam welding of 21-6-9 (Cr-Ni-Mn) stainless steels.
In: Metal Construction, Band 8 (1976), Nr. 7, Seiten 296 – 299
- [D1] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2; 3., bearbeitete Auflage;
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2005;
ISBN 3-87155-906-7
- [H1] Heuser, H.: Martensitische und Austenitische Werkstoffe für Hochtemperaturkraftwerke.
Auslegung, Fertigung und Betrieb, schweißtechnische Verarbeitung.
In: DVS-Berichte, Band 176 (1996), Seiten 158 – 166
ISBN 3-87155-481-2

- [H2] Hochstrasser-Kurz, S.: Sensitization behaviour of manganese-alloyed austenitic stainless steels; In: Steel Research International, Band 79 (2008), Nr. 6, Seiten 445 – 448
ISSN 1611-3683
- [K1] Khan, P. A. A.: Laser Beam Welding of High-Manganese Stainless Steels;
In: Welding Journal (1988), Nr. 67, Seiten 1 – 7
- [K2] Kim, Y. G.: Development of New Austenitic Fe-Mn-Al-C Steels for Automotive Application
In: Key Engineering Materials (1993), Nr. 84/85, Seiten 461 – 471
- [K3] Kotecki, D. J.; Lippold, J. C.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels;
WILEY-INTERSCIENCE 2005; ISBN 0-471-47379-0
- [M1] McPherson, N. A.: Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel;
In: Science and Technology of Welding and Joining, Band 5 (2000), Nr. 4,
Seiten 235 – 244; ISSN 1362-1718
- [M2] Mendez, J.: Weldability of austenitic manganese steel;
In: Journal of Materials Processing Technology (2004), Nr. 153/154, Seiten 596 – 602
- [N1] Nishimura, A.: Cryogenic structural materials and their welding and joining;
In: Welding International, Band 4 (1990), Nr. 4, Seiten 283 – 28;
ISSN 0950-7116
- [O1] Ohtani, H.: Various Properties of High-Manganese Non-Magnetic Steels;
In: Sumitomo Search (1983), Nr. 28, Seiten 27 – 40
- [R1] Reick, W.: Three types of embrittlement in ferritic-austenitic stainless steels;
In: Metallurgia ABM, Band 3 (1990), Nr. 8, Seiten 46 – 50
ISSN 0026-0983

- [S1] Schabereiter, A.: Schweißen wichtiger Stahlgruppen und möglicher Mischverbindungen.
In: Schweißtechnik Wien, Band 48 (1994), Nr. 9, Seiten 136 – 141
ISSN 0253 – 5262
- [S2] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens; 3., bearbeitete Auflage;
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2004; ISBN 3-540-20649-3
- [S3] Storz, O.: Die Bildung der Sigma-Phase in ferritisch-austenitischen Duplexstählen.
In: Sonderbände der praktischen Metallografie, Band 34 (2003), Seiten 79 – 81
ISBN 3-88355-313-1
- [S4] Suemune, K.: Development of High-Manganese Stainless Steel for Cryogenic Use
In: Nippon Steel Tech. Rep. (1986), Nr. 28, Seiten 23 – 28
- [W1] Westin, E. M.: Weld oxide formation on lean duplex stainless steel.
In: Corrosion Science, Band 50 (2008), Nr. 9, Seiten 2620 – 2634
ISSN 0010-938x
- [W2] Wirtz, H.: Das Verhalten der Stähle beim Schweißen, Teil 1:
Grundlagen; Deutscher Verlag für Schweißtechnik;
Düsseldorf 1966
- [Z1] Zhang, F.: Flash Butt Welding of High Manganese Steel Crossing and
Carbon Steel; In: Materials Science & Engineering;
Heft 454/455 (2006), Seiten 288 – 292

Anhang

Zusätzliche Abbildungen

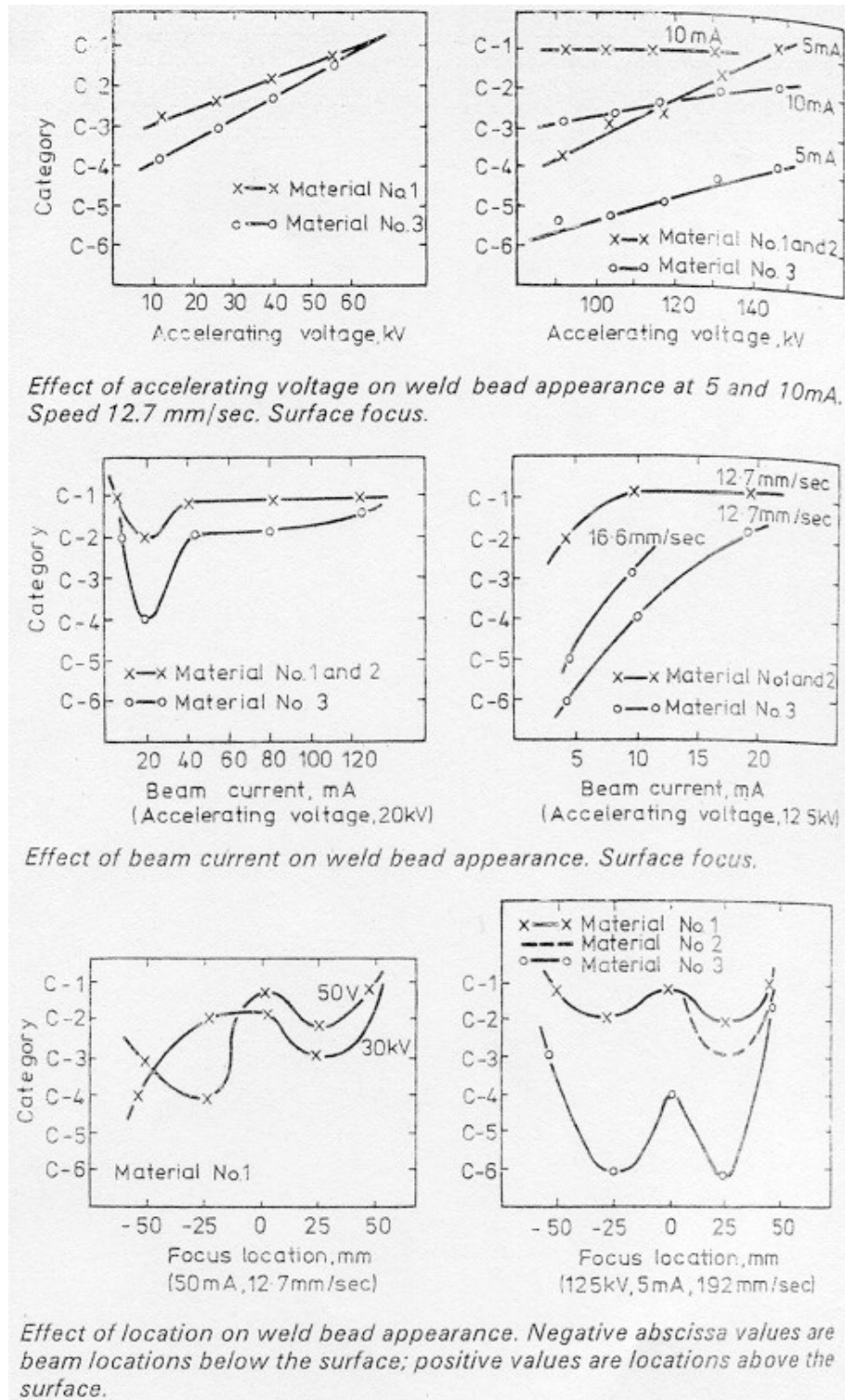
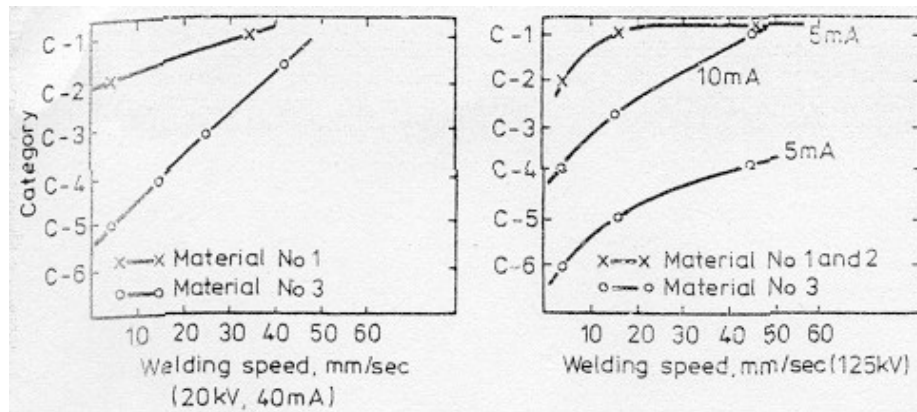
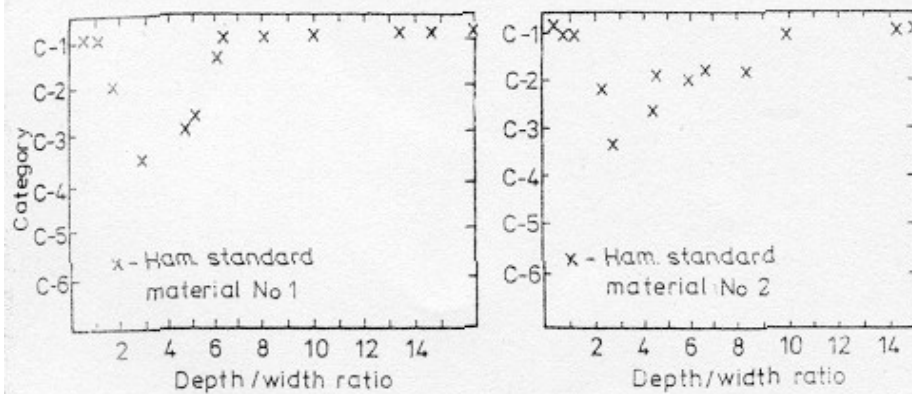


Abbildung 17: Zu den Ergebnissen aus [C1], siehe Seite 38



Effect of weld speed on weld bead appearance. Surface focus.



Above and below: Comparison of fusion-zone geometry with weld/bead appearance at constant welding speed of 12.7mm/sec. Material numbers as shown.

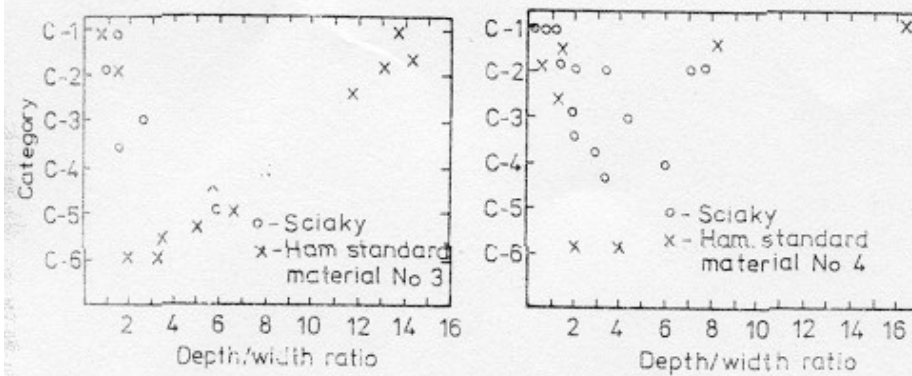


Abbildung 18: Zu den Ergebnissen aus [C1], siehe Seite 38

Symbole

T_s	Solidustemperatur, trennt die feste Phase vom Zweiphasengebiet fest-flüssig
T_l	Liquidustemperatur, trennt die flüssige Phase vom Zweiphasengebiet fest-flüssig
A_1	untere Genztemperatur der γ - α -Umwandlung
A_3	obere Genztemperatur der γ - α -Umwandlung
D_0	Diffusionskonstante für ein bestimmtes Diffusionspaar
Q	Aktivierungsenergie der Diffusion
M_s	obere Grenztemperatur der Martensitbildung

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Gefügezonen in der WEZ für am Beispiel eines unlegierten Stahles mit 0,2% C.....	5
Abbildung 2: Temperaturverlauf und WEZ im Vergleich; a) Gasschweißen und b) Lichtbogenschweißen.....	5
Abbildung 3: Veränderung des γ -Gebietes durch Legierungselemente, Mitte: Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff für unlegierte Stähle.....	6
Abbildung 4: binäres System Fe-Cr.....	8
Abbildung 5: Maurer-Diagramm.....	10
Abbildung 6: Schaeffler-Diagramm von 1949; A: Austenit, F: Ferrit, M: Martensit.....	11
Abbildung 7: von Bystram modifiziertes Schaeffler-Diagramm.....	12
Abbildung 8: DeLong-Diagramm von 1976; Angabe von Ferritzahl und Ferritanteil im Austenitgebiet.....	12
Abbildung 9: WRC-1992-Diagramm.....	13
Abbildung 10: Karbidausscheidung, Kennlinien für einen ferritischen und einen austenitischen Stahl.....	15
Abbildung 11: System Fe-Cr-Ni mit der σ -Phase.....	22
Abbildung 12: Plastizitätsabfall; BTR: Temperaturbereich der Warmsprödigkeit.....	23
Abbildung 13: Kupferinfiltration.....	24
Abbildung 14: Zeitstandfestigkeiten mit unterschiedlichen Schweißzusätzen.....	26
Abbildung 15: ternäres System Fe-Cr-Ni, Schnitt bei 70% Fe.....	27
Abbildung 16: Beispiele für unterschiedliche Qualität der E-Strahl-Schweißung.....	37
Abbildung 17: Zu den Ergebnissen aus [C1], siehe Seite 38.....	43
Abbildung 18: Zu den Ergebnissen aus [C1], siehe Seite 38.....	44

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Einflüsse auf die Schweißbeignung.....	4
Tabelle 2: Parameter ausgewählter Diffusionspaare.....	14
Tabelle 3: technologische Empfehlung für Ferrite mit %C < 0,12.....	17
Tabelle 4: technologische Empfehlung für Martensite mit %C < 0,15.....	20
Tabelle 5: technologische Empfehlung für einen weichmartensitischen Stahl.....	20
Tabelle 6: technologische Empfehlung austenitische Stähle.....	25
Tabelle 7: technologische Empfehlung austenitische Stähle mit mehr als 4% Mo.....	25
Tabelle 8: technologische Empfehlung für ferritisch-austenitische Duplexstähle.....	29
Tabelle 9: chemische Zusammensetzung der in [H2] untersuchten Stähle.....	31
Tabelle 10: chemische Zusammensetzung der in [H2] untersuchten Stähle.....	31
Tabelle 11: chemische Zusammensetzung der in [A1] untersuchten Werkstoffe.....	32
Tabelle 12: Grenzen der chemischen Zusammensetzung.....	33
Tabelle 13: Schweißparameter.....	33
Tabelle 14: Erläuterung zu Tabelle 15.....	34
Tabelle 15: Bewertung der Schweißbeignung.....	34
Tabelle 16: Einfluss des Aluminiums auf die Nahtgeometrie.....	34
Tabelle 17: Analyse der Stähle aus [K1].....	35
Tabelle 18: Analyse der Proben aus [C1].....	37