

**Verarbeitung nichtrostender
Duplexstähle
Ein praktischer Leitfaden**



Steelinox

1. Einleitung

Nichtrostende Duplexstähle stellen eine Stahlgruppe dar, die hohe Korrosionsbeständigkeit mit hoher Festigkeit und guter Verarbeitbarkeit vereint. Ihre physikalischen Eigenschaften liegen zwischen jenen der austenitischen und der ferritischen Sorten, in der Tendenz jedoch näher an denen von Ferriten und Baustählen. Die Beständigkeit gegen chloridinduzierte Loch- und Spaltkorrosion ist abhängig vom Chrom-, Molybdän-, Wolfram- und Stickstoffgehalt. Sie ist häufig vergleichbar mit jener der Sorte EN 1.4401(AISI 316), kann aber auch oberhalb der von meerwasserbeständigen Sorten wie z.B. den 6 %-Mo-Austeniten liegen. Allen Duplexstählen ist gemeinsam,

dass ihre Beständigkeit gegen chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion deutlich höher ist als die der Nickelaustenite (d.h. der AISI-300er-Familie). Auch ihre Festigkeit ist deutlich höher als im Falle der Austenite bei gleichzeitig guter Duktilität und Zähigkeit. Hinsichtlich der Verarbeitung gibt es viele Gemeinsamkeiten zwischen austenitischen und Duplex Sorten, allerdings auch bedeutende Unterschiede. Der hohe Legierungsgehalt und die hohe Festigkeit der Duplex-Stähle machen es erforderlich, die Verarbeitungstechniken anzupassen. Der vorliegende Leitfaden wendet sich an Verarbeiter bzw. Nutzer mit Ergebnisverantwortung für die Verarbeitung. Er bietet praktische Informationen für die erfolgreiche Arbeit mit nichtrostenden Duplexstählen. Vorherige Erfahrung in der Verarbeitung nichtrostender Stähle wird vorausgesetzt. Vergleiche beziehen sich zumeist auf Stähle der AISI-300er-Serie bzw. Kohlenstoffstahl. Die Verarbeitung nichtrostender Duplexstähle unterscheidet sich von derjenigen anderer nichtrostender Stähle, ist aber nicht schwierig.



2. Geschichte der nichtrostenden Duplexstähle

Nichtrostende Duplexstähle, also Sorten mit annähernd gleichen Gefügeanteilen von Austenit und Ferrit, gibt es seit rund 80 Jahren. Die frühesten Sorten enthielten Chrom, Nickel und Molybdän. Die ersten Duplex-Knetlegierungen wurden 1930 in Schweden hergestellt und in der Celluloseproduktion nach dem Sulfitverfahren eingesetzt. Sie sollten das Problem der interkristallinen Korrosion lösen, das bei den frühen, hochkohlenstoffhaltigen austenitischen Sorten auftrat. Duplex-Stahlguss wurde 1930 in Finnland hergestellt. 1936 wurde in Frankreich das Patent für einen Vorläufer des späteren Uranus 50 erteilt. Der Stahl AISI 329 (heute EN 1.4460) bürgerte sich nach dem Zweiten Weltkrieg ein und wurde vielfach für Wärmetauscherrohre bei Prozessen eingesetzt, bei denen Salpetersäure verwendet wurde. Eine der ersten Sorten, die speziell im Hinblick auf verbesserte Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion (SRK) entwickelt wurde, hieß 3RE60. In den darauf folgenden Jahren wurden nichtrostende Duplexsorten sowohl als Walz- wie auch als Gusslegierungen in zahlreichen industriellen Anwendungen, z.B. Behältern, Wärmetauschern und Pumpen, eingesetzt. Diese Duplex-Stähle der ersten Generation wiesen bereits vorteilhafte Eigenschaften auf, hatten jedoch im geschweißten Zustand ihre Grenzen. In der Wärmeeinflusszone (WEZ) war ihre Zähigkeit wegen eines zu hohen Ferritanteils begrenzt und auch die Korrosionsbeständigkeit war deutlich geringer als im Grundwerkstoff. Dadurch war das Einsatzgebiet dieser frühen Duplexstähle auf ungeschweißte Teile und damit auf wenige, spezielle Anwendungen beschränkt. 1968 eröffnete die Entwicklung des AOD- (argon oxygen decarburization) Prozesses die Möglichkeit, eine ganze Bandbreite neuer nichtrostender Stähle herzustellen. Zu den Fortschritten, die mit dem AOD-Prozess möglich wurden, gehörte auch das gezielte Hinzulegieren von Stickstoff. Die Stickstofflegierung von Duplexstählen erlaubte es, im geschweißten Zustand einen Grad von Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit zu erreichen, der sich dem des Grundwerkstoffs annäherte. Die verbesserte Austenitstabilität wirkte auch der Bildung unerwünschter intermetallischer Phasen entgegen. Die nichtrostenden Duplex-

Stähle der zweiten Generation sind durch das Hinzulegieren von Stickstoff charakterisiert. Ihr Aufkommen in den späten 1970er Jahren fiel mit der Erschließung von Öl- und Gasfeldern in der Nordsee zusammen, die Bedarf an nichtrostenden Stählen mit herausragender Korrosionsbeständigkeit, guter Verarbeitbarkeit und hoher Festigkeit weckte. Die Sorte 2205 wurde als Standardwerkstoff in großem Umfang für Förderrohre und nachgeschaltete Prozessschritte auf Bohrinseln eingesetzt. Die hohe Festigkeit dieser Stähle ermöglichte es, Wanddicken zu verringern und auf Bohrinseln Gewicht einzusparen, was im Offshore-Bereich starke Anreize für deren Einsatz schuf. Ebenso wie die austenitischen nichtrostenden Stähle stellen auch die Duplex-Sorten eine Familie dar, innerhalb derer die Korrosionsbeständigkeit je nach Legierungszusammensetzung variiert. Die Entwicklung ist nicht stehen geblieben. Heute lassen sich moderne Duplex-Stähle in fünf Gruppen einteilen:

- „Mager-Duplex“-Sorten, z.B. EN 1.4362 (2304), die nicht mit Molybdän legiert sind;
- Standard-Duplex-Stähle wie EN 1.4462 (2205), die als gebräuchlichste Sorten mehr als 80 % des Bedarfs auf sich vereinen;
- Sorten mit 25 % Cr, z.B. die Legierung 255 mit einer Wirksumme (WS) von unter 40,
- Super-Duplex-Stähle mit einer Wirksumme (WS) von 40–45 und Chromgehalten von 25–26 % und gegenüber den o. g. 25 %-Cr-Sorten erhöhten Gehalten an Mo und N, z.B. EN 1.4410 (2507);
- Hyper-Duplex-Stähle, d.h. hochlegierte Duplexstähle mit einer Wirksumme (WS) von mehr als 45.

$$\text{Wirksumme (WS)} = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5 \% \text{W}) + 16\% \text{N}$$

Tabelle 1
verzeichnet die chemische Zusammensetzung der nichtrostenden Duplex-Stähle der zweiten Generation als Knet- und Gusslegierungen. Die Duplexstähle der ersten Generation sowie die Austenite sind zum Vergleich angeführt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung (Masse-%) von Duplex-Knet- und Gusslegierungen* (austenitische Sorten zum Vergleich)

UNS-Nr.	En-Nr.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
Duplex-Knetlegierung									
Duplex-Stähle der ersten Generation									
S32900	1.4460	0,08	23,0 - 28,0	2,5 - 5,0	1,0 - 2,0	-	1,00	-	-
S31500	1.4424	0,03	18,0 - 19,0	4,3 - 5,2	2,5 - 3,0	0,05 - 0,1		-	-
S32404		0,04	20,5 - 22,5	5,5 - 8,5	2,0 - 3,0	0,20	2,00	1,0 - 2,0	-
Duplex-Stähle der zweiten Generation									
Mager-Duplex-Sorten									
S32001	1.4482	0,03	19,5 - 21,5	1,0 - 3,0	0,60	0,05 - 0,17	4,0 - 6,0	1,00	-
S32101	1.4162	0,04	21,0 - 22,0	1,35 - 1,7	0,1 - 0,8	0,20 - 0,25	4,0 - 6,0	0,1 - 0,8	-
S32202	1.4062	0,03	21,5 - 24,0	1,0 - 2,8	0,45	0,18 - 0,26	2,00	-	-
S82011		0,03	20,5 - 23,5	1,0 - 2,0	0,1 - 1,0	0,15 - 0,27	2,0 - 3,0	0,5	-
S32304	1.4362	0,03	21,5 - 24,5	3,0 - 5,5	0,05 - 0,6	0,05 - 0,20	2,50	0,05 - 0,60	-
	1.4655	0,03	22,0 - 24,0	3,5 - 5,5	0,1 - 0,6	0,05 - 0,20	2,00	1,0 - 3,0	-
Standardsorten									
S32003		0,03	19,5 - 22,5	3,0 - 4,0	1,5 - 2,0	0,14 - 0,20	2,00	-	-
S31803	1.4462	0,03	21,0 - 23,0	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,20	2,00	-	-
S32205	1.4462	0,03	22,0 - 23,0	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,14 - 0,20	2,00	-	-
Sorten mit 25% Cr									
S31200		0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 6,5	1,2 - 2,0	0,14 - 0,20	2,00	-	-
S31260		0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 7,5	2,5 - 3,5	0,10 - 0,30	1,00	0,2 - 0,8	0,1 - 0,5
S32506		0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 7,2	3,0 - 3,5	0,08 - 0,20	1,00	-	0,05 - 0,30
S32520	1.4507	0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 8,0	3,0 - 4,0	0,20 - 0,35	1,50	0,5 - 2,0	-
S32550	1.4507	0,04	24,0 - 27,0	4,5 - 6,5	2,9 - 3,9	0,10 - 0,25	1,50	1,5 - 2,5	-
Super-Duplex-Sorte									
S32750	1.4410	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 5,0	0,24 - 0,32	1,20	0,5	-
S32760	1.4501	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 4,0	0,20 - 0,30	1,00	0,5 - 1,0	0,5 - 1,0
S32808		0,03	27,0 - 27,9	7,0 - 8,2	0,8 - 1,2	0,30 - 0,40	1,10	-	2,1 - 2,5
S32906		0,03	28,0 - 30,0	5,8 - 7,5	1,5 - 2,6	0,30 - 0,40	0,80 - 1,5	0,8	-
S32950		0,03	26,0 - 29,0	3,5 - 5,2	1,0 - 2,5	0,15 - 0,35	2,00	-	-
S39274		0,03	24,0 - 26,0	6,8 - 8,0	2,5 - 3,5	0,24 - 0,32	1,0	0,2 - 0,8	1,5 - 2,5
S39277		0,025	24,0 - 26,0	6,5 - 8,0	3,0 - 4,0	0,23 - 0,33	0,80	1,2 - 2,0	0,8 - 1,2
	1.4477	0,03	28,0 - 30,0	5,8 - 7,5	1,5 - 2,6	0,30 - 0,40	0,80 - 1,50	< 0,8	-
Hyper-Duplex-Sorten									
S32707		0,03	26,0 - 29,0	5,5 - 9,5	4,0 - 5,0	0,30 - 0,50	1,50	1,0	-
S33207		0,03	29,0 - 33,0	6,0 - 9,0	3,0 - 5,0	0,40 - 0,60	1,50	1,0	-

UNS-Nr.	En-Nr.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
Duplex-Knetlegierung									
S30403	1.4307	0,03	17,5 - 19,5	8,0 - 12,0	-	0,10	2,00	-	-
S31603	1.4404	0,03	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	0,10	2,00	-	-
S31703	1.4438	0,03	18,0 - 20,0	11,0 - 15,0	3,0 - 4,0	0,10	2,00	-	-
S31726	1.4439	0,03	17,0 - 20,0	13,5 - 17,5	4,0 - 5,0	0,10 - 0,20	2,00	-	-
N08904	1.4539	0,02	19,0 - 23,0	23,0 - 28,0	4,0 - 5,0	0,10	2,00	1,0 - 2,0	-
Duplex-Gusslegierungen									
J93370		0,04	24,5 - 26,5	4,75 - 6,0	1,75 - 2,25	-	1,00	2,75 - 3,25	-
J93372		0,04	24,5 - 26,5	4,7 - 6,0	1,7 - 2,3	0,10 - 0,25	1,00	2,7 - 3,3	-
J93373		0,03	24,0 - 26,7	5,6 - 6,7	2,9 - 3,8	0,22 - 0,33	1,20	1,4 - 1,9	-
J93345		0,08	22,5 - 25,5	8,0 - 11,0	3,0 - 4,5	0,10 - 0,30	1,00	-	-
J93371		0,06	24,0 - 27,0	4,0 - 6,0	1,75 - 2,5	0,15 - 0,25	1,00	-	-
J92205		0,03	21,0 - 23,5	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,10 - 0,30	1,50	-	-
J93404	1.4463	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	4,0 - 5,0	0,10 - 0,30	1,50	-	-
J93380		0,03	24,0 - 26,0	6,5 - 8,5	3,0 - 4,0	0,20 - 0,30	1,00	0,5 - 1,0	0,5 - 1,0
Austenitische Gusslegierungen									
J92500	1.4306	0,03	17,0 - 21,0	8,0 - 12,0	-	-	1,50	-	-
J92800	1.4404	0,03	17,0 - 21,0	9,0 - 13,0	2,0 - 3,0	-	1,50	-	-

* Maximalwerte, sofern nicht explizit als Bandbreite oder Mindestwerte gekennzeichnet
– in den Normen nicht definiert

3. Chemische Zusammensetzung und Rolle der Legierungselemente

3.1 Chemische Zusammensetzung der nichtrostenden Duplexstähle

Grundsätzlich gilt, dass sich die günstigen Eigenschaften der Duplexstähle bei Sorten einstellen, die einen Austenit- bzw. Ferritanteil von jeweils 30 bis 70 % haben. Im Allgemeinen enthalten handelsübliche Duplexstähle jedoch annähernd gleiche Anteile dieser Phasen, allenfalls mit leichter Übergewichtung des Austenitanteils zur Optimierung von Zähigkeit und Verarbeitungseigenschaften. Die Wechselwirkungen der Haupt-Legierungsbestandteile Chrom, Molybdän, Stickstoff und Nickel sind äußerst komplex. Um ein stabiles Duplex-Gefüge zu erhalten, das den herstellungs- und verarbeitungsseitigen Anforderungen entspricht, müssen deren jeweilige Anteile genau eingehalten werden. Neben den Austenit- und Ferritphasenanteilen gibt es bei Duplexstählen und ihrer Zusammensetzung einen weiteren zentralen Punkt zu beachten: die Bildung unerwünschter intermetallischer Phasen bei erhöhten Temperaturen. Sigma- und Chi-Phase entstehen bei Duplexstählen mit hohem Chrom- und Molybdängehalt und bilden sich vor allem im Ferrit. Das Hinzulegen von Stickstoff verlangsamt die Bildung dieser Phasen erheblich. Daher ist es entscheidend, dass genügend Stickstoff in fester Lösung vorliegt. Langjährige Erfahrungen haben die Notwendigkeit bestätigt, enge Analysegrenzen einzuhalten. Die ursprünglich für den Stahl 2205 (UNS S31803 gemäß Tabelle 1) angesetzte Bandbreite war zu groß. Die Erfahrung zeigte, dass Chrom-, Molybdän- und Stickstoffgehalt im oberen Bereich der für die Sorte UNS S31803 angegebenen Spanne liegen müssen, wenn optimale Korrosionsbeständigkeit erreicht und intermetallische Phasen vermieden werden sollen. Deshalb wurde eine modifizierte 2205-Sorte mit engerer Analysebandbreite eingeführt, welche die UNS-Nummer S32205 erhielt (Tabelle 1) und der heute marktgängigen Zusammensetzung des Stahls 2205 entspricht. Soweit nicht anders angegeben, ist in der vorliegenden Publikation mit „2205“ stets „S32205“ gemeint.

3.2 Die Rolle der Legierungselemente bei nichtrostenden Duplexstählen

Nachstehend wird der Einfluss der wichtigsten Legierungselemente auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften und auf das Korrosionsverhalten der nichtrostenden Duplexstähle umrissen.

Chrom: Ein Mindest-Chromgehalt von 10,5 % ist erforderlich, um eine stabile chromreiche Passivschicht zu bilden, die den Stahl gegen leichte atmosphärische Korrosionsangriffe schützt. Die Korrosionsbeständigkeit nichtrostender Stähle steigt mit deren Chromgehalt. Chrom ist ein Ferritbildner, d.h. der Zusatz von Chrom begünstigt die Entstehung eines raumzentrierten Kristallgitters. Bei höheren Chromanteilen ist auch mehr Nickel erforderlich, damit sich eine austenitische oder Duplex- (also austenitisch-ferritische) Gefügestruktur bilden kann. Erhöhte Chromgehalte begünstigen auch die Bildung intermetallischer Phasen. In der Regel enthalten austenitische nichtrostende Stähle mindestens 16 % und Duplex-Sorten mindestens 20 % Chrom. Chrom verbessert auch die Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen – wichtig für Entstehung bzw. Entfernung von Zunder und Anlauffarben nach Wärmebehandlung und Schweißen. Im Vergleich zu austenitischen Sorten sind das Beizen und das Entfernen von Anlauffarben bei Duplex-Stählen schwieriger.

Molybdän: Molybdän verstärkt die Wirkung von Chrom, die darin besteht, die Beständigkeit gegen Lochkorrosion zu erhöhen. Sofern ein nichtrostender Stahl mindestens 18 % Chrom enthält, entwickeln Molybdänzusätze eine mindestens dreimal so starke Wirkung wie Chrom bei der Verbesserung der Beständigkeit gegen Loch- und Spaltkorrosion in chloridhaltigen Medien. Molybdän ist ein Ferritbildner und begünstigt ebenfalls die Entstehung unerwünschter intermetallischer Phasen. Daher ist der Mo-Anteil bei austenitischen Sorten nach oben auf 7,5 % und bei Duplex-Stählen auf 4 % begrenzt.

Stickstoff: Stickstoff verbessert die Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit von nichtrostenden austenitischen und Duplexstählen. Gleichzeitig erhöht er maßgeblich deren Festigkeit. Er ist für die Erhöhung der Festigkeit das wichtigste in fester Lösung vorliegende Element. Gleichzeitig stellt er ein kostengünstiges Legierungselement dar. Die erhöhte Zähigkeit der stickstofflegierten nichtrostenden Duplexstähle geht auf deren größeren Austenitanteil und den geringeren Gehalt an intermetallischen Phasen zurück. Stickstoff verhindert nicht die Bildung intermetallischer Phasen, verzögert jedoch deren Bildung so weit, dass Herstellung und Verarbeitung ermöglicht werden. Stickstoff wird hoch korrosionsbeständigen, hoch chrom- und molybdänlegierten Stählen zugesetzt, um deren Neigung zur Bildung von Sigma-Phase entgegenzuwirken. Stickstoff ist ein starker Austenitbildner und kann in dieser Hinsicht in gewissem Umfang Nickel in austenitischen Stählen ersetzen. Stickstoff erhöht die Stapelfehlerenergie und verstärkt die Kaltverfestigungsneigung des Austenits. Stickstoff steigert auch die Festigkeit des Austenits durch Mischkristallverfestigung. Bei nichtrostenden Duplexstählen

wird meistens zunächst gezielt Stickstoff hinzulegiert und dann der Nickelgehalt so eingestellt, dass das gewünschte Phasengleichgewicht erzielt wird. Den Ferritbildnern Chrom und Molybdän stehen die Austenitbildner Nickel und Stickstoff gegenüber; zusammen bilden sie ein austenitisch-ferritisches Gefüge.

Nickel: Nickel stabilisiert die austenitische Phase und begünstigt den Übergang von einem kubisch-raum-zentrierten (ferritischen) zu einem kubisch-flächen-zentrierten (austenitischen) Kristallgitter. Ferritische Stähle enthalten kein oder kaum Nickel. Duplexstähle weisen geringe bis mittlere Nickelgehalte von 1,5 % bis 7 % auf, während die austenitischen Stähle der AISI-300er-Serie mit mindestens 6 % Nickel legiert sind (siehe Abbildungen 1 und 2). Nickelzusätze verzögern bei austenitischen Stählen die Bildung un- erwünschter intermetallischer Phasen, sind diesbezüglich jedoch bei Duplexstählen weitaus weniger wirksam als Stickstoff. Die kubisch-flächenzentrierte Struktur bei austenitischen Sorten ist der Grund für deren hohe Zähigkeit. Da diese Struktur auch rund die Hälfte des Gefüges von Duplex-Stählen ausmacht, ist deren Zähigkeit gegenüber Ferriten deutlich verbessert.

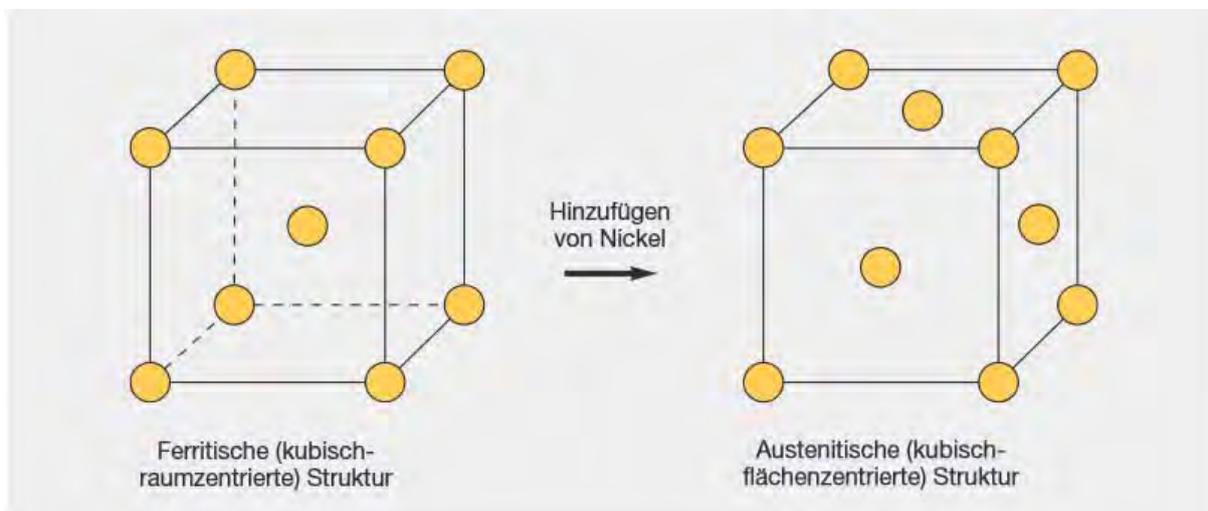


Abbildung 1: Durch Hinzufügen von Nickel verändert sich die kristallographische Struktur von kubisch-raumzentriert (wenig oder kein Nickel) zu kubisch-flächenzentriert (mindestens 6 % Nickel; AISI-300er-Serie). Nichtrostende Duplexstähle weisen aufgrund ihres mittleren Nickelgehaltes ein Gefüge auf, in dem ein Teil der Körner ferritisch und der andere Teil austenitisch ist. Im Idealfall liegen beide zu annähernd gleichen Teilen vor (Abbildung 2).

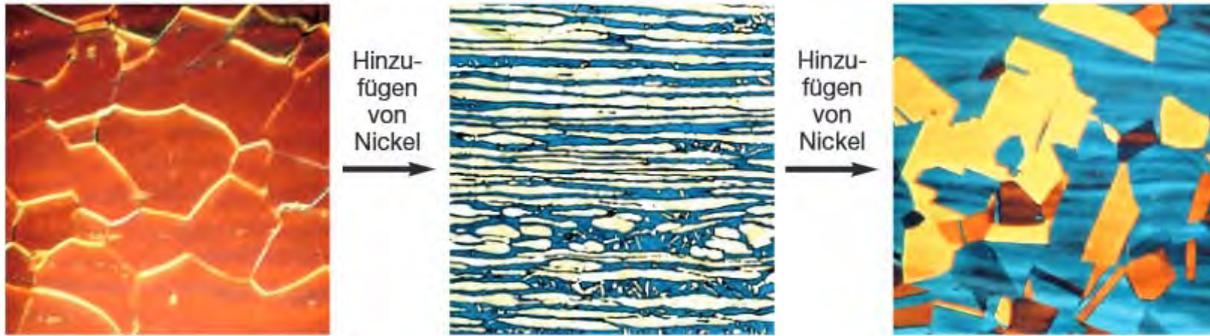


Abbildung 2: Durch Erhöhung des Nickelgehaltes verändert sich das Gefüge der nichtrostenden Stähle von ferritisch (links) über austenitisch-ferritisch (Mitte) zu austenitisch (rechts). Die Aufnahmen zeigen polierte und geätzte Proben unter einem Lichtmikroskop. Innerhalb des Duplex-Gefüges wurde der Ferrit eingefärbt, so dass er als die dunklere Phase erscheint.

4. Die Metallurgie der nichtrostenden Duplexstähle

Das ternäre Phasendiagramm Eisen-Chrom-Nickel bildet einen Wegweiser zum metallurgischen Verhalten der nichtrostenden Duplexstähle. Ein Schnitt durch das Diagramm bei 68 % Eisen (Abbildung 3) zeigt, dass diese Legierungen als Ferrit (α) erstarren, von dem sich einiger in Austenit (γ) umwandelt, wenn die Temperatur – abhängig von der Legierungszusammensetzung – unter etwa 1000 °C (1832 °F) sinkt. Bei weiter fallenden Temperaturen verändert sich das Ferrit-Austenit-Gleichgewicht nicht mehr wesentlich. Die Wirkung von zunehmendem Stickstoffgehalt ist aus Abbildung 3 [1] ersichtlich. Da sich der Austenit aus dem Ferrit bildet, ist es nach den Gesetzen der Thermodynamik unmöglich, den Gleichgewichtszustand des Austenits zu überschreiten. In dem Maße, in dem die Abkühlung zu niedrigeren Temperaturen führt, können Bestandteile des Gefüges wie Karbide, Nitride sowie Sigma- und andere intermetallische Phasen entstehen. Die im Liefer- oder Verarbeitungszustand vorhandenen Anteile von Ferrit und Austenit hängen von der Legierungszusammensetzung und der durchlaufenen Wärmebehandlung ab. Wie aus dem Phasendiagramm ersichtlich, können bereits geringfügige Änderungen in der Zusammensetzung erhebliche Verschiebungen bei den Anteilen der jeweiligen Phasen zur Folge haben. Die austenit- bzw. ferritbildende Wirkung bestimmter Legierungselemente gilt im Wesentlichen auch für Duplex-Stähle. Das Austenit-Ferrit-Phasen-gleichgewicht im Gefüge kann mit Hilfe multivariabler linearer Regression wie folgt vorhergesagt werden:

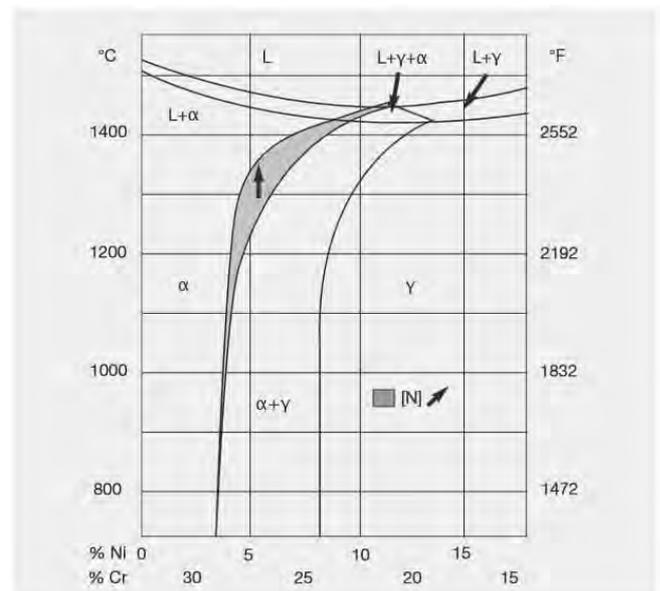


Abbildung 3: Schnitt durch das ternäre Fe-Cr-Ni-Phasendiagramm bei 68 % Eisen: bereits geringe Änderungen im Chrom- und Nickel-gehalt wirken sich stark auf das Gleichgewicht von Austenit und Ferrit in nichtrostenden Duplexstählen aus.

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,73\%Si + 0,88\%Mo$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 24,55\%C + 21,75\%N + 0,4\%Cu$$

$$\%Ferrite = -20,93 + 4,01Cr_{eq} - 5,6Ni_{eq} + 0,016 T$$

wobei T (in Grad Celsius) die Weichglüh-temperatur ist, die bei 1050-1150 °C liegen kann, und die Elementzusammensetzung in Masseprozent angegeben wird [2]. Das angestrebte Phasengleichgewicht wird im Wesentlichen durch Einstellung des Chrom-, Molybdän-, Nickel- und Stickstoffgehalts und

schließlich durch gezielte Wärmebehandlung erreicht. Da die Abkühlgeschwindigkeit darüber entscheidet, wie viel Ferrit sich bildet, der dann in Austenit umgewandelt werden kann, hängt das Phasengleichgewicht davon ab, wie schnell der Werkstoff aus dem Bereich höherer Temperaturen abgekühlt wird. Da bei schneller Abkühlung mehr Ferrit erhalten bleibt, kann mehr als nur die Gleichgewichtsmenge Ferrit im Stahl enthalten sein. Beispielsweise kann das Schweißen eines dickwandigen Profils mit geringer Wärmeeinbringung dazu führen, dass sich in der Wärmeeinflusszone (WEZ) ein Übermaß an Ferrit bildet.

Ein weiterer günstiger Effekt von Stickstoff liegt, wie aus Abbildung 3 ersichtlich, darin, dass er die Temperatur heraufsetzt, bei der sich Austenit aus dem Ferrit zu bilden beginnt. Hierdurch erhöhte sich das Ausmaß der Umwandlung von Ferrit zu Austenit. Daher kann selbst bei relativ hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten das Gleichgewicht zwischen Ferrit und Austenit nahezu beibehalten werden. Bei Duplex-Stählen der zweiten Generation vermindert dieser Effekt das Problem der übermäßigen Ferritbildung in der WEZ. Sigmaphase bildet sich bei Temperaturen, die unterhalb jenes Werts liegen, bei dem sich während der Abkühlung Ferrit zu Austenit umwandelt (Abbildung 4). Bei der Stahlherstellung wird das Ziel, die Sigmaphasenbildung zu vermeiden, durch zwei Maßnahmen erreicht: zum einen wird die Glüh-temperatur genau eingestellt; zum anderen erfolgt die Abkühlung so schnell wie möglich. Die erforderliche schnelle Abkühlung erlaubt es, mit Wasser abzuschrecken. Während der Verarbeitung tritt eine zu schnelle Abkühlung nur dann ein, wenn stark unterschiedliche Querschnitte miteinander verschweißt oder wenn dicke Querschnitte mit sehr niedriger Wärmeeinbringung geschweißt werden. Auch die Alpha-Strich-Phase kann bei Duplexlegierungen als stabile Phase auftreten. Sie bildet sich in der Ferritphase unterhalb von etwa 525 °C (950 °F) in gleicher Weise, wie sie auch in vollständig ferritischen Legierungen entsteht. Alpha-Strich-Phase führt bei ferritischen nichtrostenden Stählen zu einem Verlust an Zähigkeit bei Umgebungstemperatur, wenn diese längere Zeit Temperaturen von ca. 475 °C (885 °F) ausgesetzt wurden. Diese Erscheinung ist als 475-Grad-Versprödung bekannt.

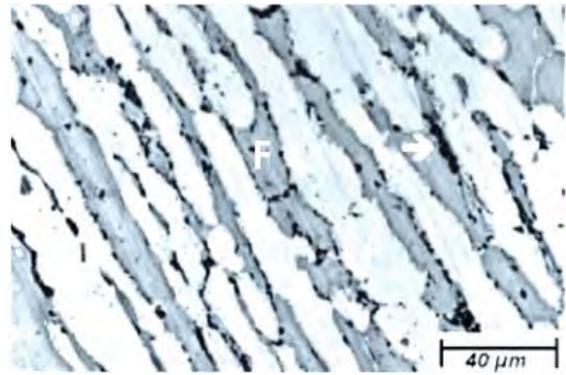


Abbildung 4: Gefüge einer Probe des Stahls EN 1.4462 (2205), 40 min lang gehalten bei 850 °C (1560 °F) und mit erkennbarer Sigmaphasenausscheidung (Pfeile) an den Austenit/Ferrit-Korngrenzen. Die Ferritphase (F) erscheint im Gefügebild [3] dunkler als die Austenitphase.

Der Einsatz von Stickstoff als Legierungselement hat zur Folge, dass in diesen nichtrostenden Stählen an den Ferrit/Ferrit-Korngrenzen und in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten an den Ferrit/Austenit-Korngrenzen Chromnitride vorhanden sein können. Entstehen sie in größeren Volumanteilen sowie unter Bedingungen, unter denen die chromverarmten Bereiche nicht genügend Zeit haben, sich während des Glühens zu homogenisieren, können diese Chromnitride die Korrosionsbeständigkeit nachteilig beeinflussen. Da allerdings höhere Stickstoffgehalte die Bildung von Austenit fördern, der wiederum viel Stickstoff lösen kann, enthalten die Duplexstähle der zweiten Generation nur selten nennenswerte Mengen an Chromnitriden. Darüber hinaus werden sie mit sehr geringen Kohlenstoffgehalten hergestellt, so dass eine praxisrelevante Karbidbildung in der Regel nicht erfolgen kann. Nachteilige Sigma- und Alpha-Strich-Phase sowie Karbide und Nitride können sich bei bestimmten Temperaturen innerhalb von Minuten bilden. Daher müssen Wärmebehandlung und Verarbeitung ebenso wie betriebsbedingte Temperaturzyklen auf die Reaktions-kinetik der Phasenbildung abgestimmt sein, um die gewünschten Festigkeitseigenschaften und Korrosionsbeständigkeit zu erhalten. Moderne Duplexsorten sind darauf ausgelegt, die Korrosionsbeständigkeit zu maximieren und Ausscheidungsreaktionen so weit zu verlangsamen, dass eine erfolgreiche Fertigung möglich wird. Ein isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm für die Duplex-Stähle EN 1.4362 (2304), EN 1.4462 (2205) und EN 1.4410 (2507) ist in Abbildung 5 [4,5,6,7] dargestellt. Chrom-

karbid- und -nitridaus-scheidungen beginnen sich erst nach 1–2 min bei der hierfür optimalen Temperatur zu bilden, also langsamer als bei ferritischen oder hochlegierten austenitischen Sorten. Das ist teilweise auf die gute Löslichkeit von Kohlenstoff und Stickstoff in der nickelarmen Austenitphase zurückzuführen, möglicherweise aber auch auf die verzögernde Wirkung, die Stickstoff auf die Karbidausscheidung ausübt. Folglich sind Duplexstähle vergleichsweise unempfindlich gegen

ung 5 durch die unterbrochenen Kurven dargestellt, die bei der höher legierten Sorte EN 1.4410 (2507) einen früheren und bei der niedriger legierten Sorte EN 1.4362 (2304) einen späteren Beginn der Sigma- und Chi-Bildung zeigen.

Alpha-Strich scheidet sich innerhalb der Ferritphase aus, wobei es sie verfestigt und versprödet. Da Duplex-Stahl nur einen Ferritanteil von rund 50 % hat, sind Verfestigung und Ver-

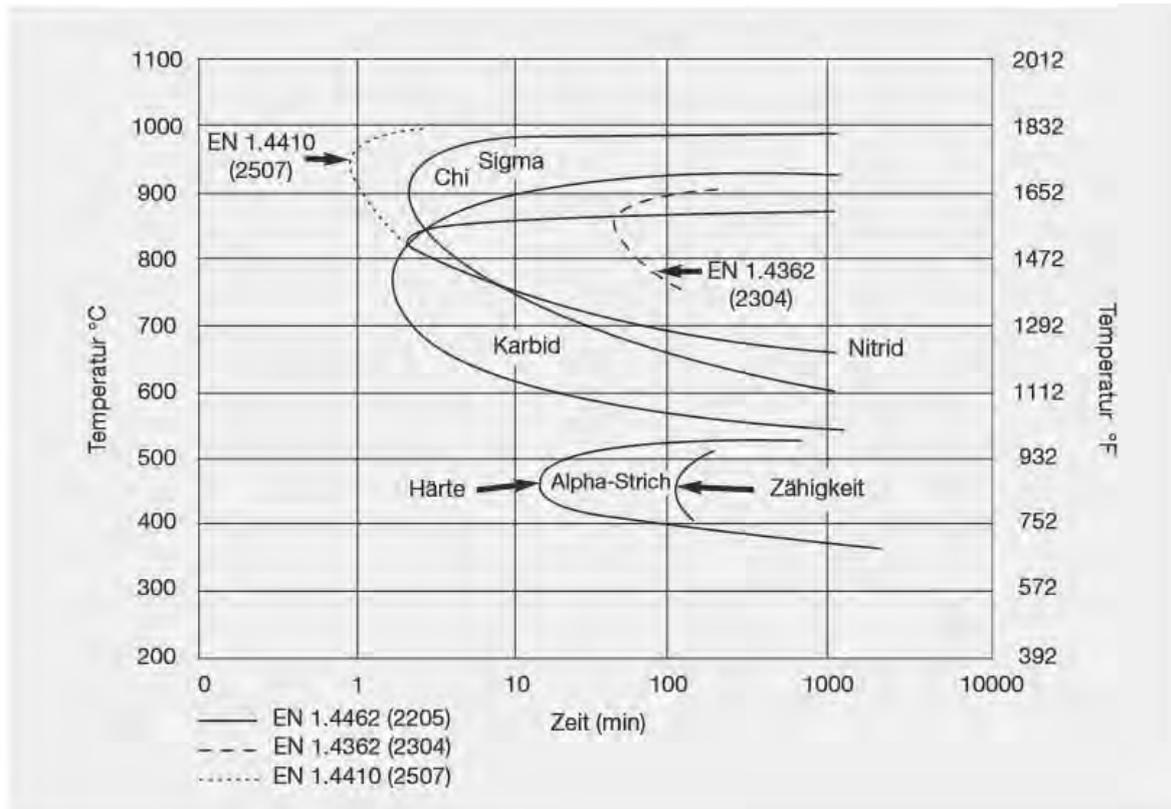


Abbildung 5: Isothermes Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm für den nichtrostenden Duplexstahl EN 1.4462 (2205), gegläht bei 1050 °C (1920 °F). Zum Vergleich ist auch das Verhalten der Duplexsorten EN 1.4410 (2507) und EN 1.4362 (2304) gezeigt.

Sensibilisierung während der Abkühlung. Die Kinetik der Karbid- und Nitridbildung wird bei diesen Sorten durch Chrom, Molybdän und Nickel nur geringfügig beeinflusst. Alle Stickstofflegierten Duplexstähle weisen daher eine Kinetik auf, die in Bezug auf diese Ausscheidungen jener der Sorte EN 1.4462 (2205) ähnelt. Sigma- und Chi-Ausscheidungen bilden sich bei etwas höheren Temperaturen, aber in ungefähr der gleich Zeit wie Karbid- und Nitrid-Ausscheidungen. Duplex-Stähle mit höheren Legierungsanteilen von Chrom, Molybdän und Nickel weisen eine schnellere Sigma- und Chi-Kinetik auf als die Sorte EN 1.4462 (2205); niedriger legierte Sorten sind langsamer. Dieser Sachverhalt wird in Abbild-

sprödung weniger nachteilig als bei vollständig ferritischen Stählen. Der Verlust an Zähigkeit (Verprödung) durch die Alpha-Strich-Ausscheidung erfolgt gemäß Abbildung 5 langsamer als die Zunahme der Härte. Alpha-Strich-Versprödung stellt bei der Verarbeitung i.d.R. kein Problem dar, da sie sich nur langsam einstellt. Allerdings begrenzt die Alpha-Strich-Bildung die Einsatztemperatur nach oben. Da langzeitige Beanspruchung durch hohe Temperaturen zu einem Verlust an Zähigkeit bei Raumtemperatur führen kann, sind in den Regelwerken für Druckbehälter Temperaturobergrenzen für die jeweiligen maximalen Auslegungsbelastungen vorgesehen. Das deutsche TÜV-Regelwerk unterscheidet zwischen

geschweißten und ungeschweißten Konstruktionen; es ist in Bezug auf die Temperaturobergrenzen konservativer als der AMSE Boiler and Pressure Vessel Code. Die in diesen Regelwerken angegebenen Temperaturober-

grenzen für verschiedene nichtrostende Duplexstähle sind **Tabelle 2** zu entnehmen.

Tabelle 3 fasst eine Reihe wichtiger Ausscheidungsreaktionen sowie Temperaturgrenzen für nichtrostende Duplexstähle zusammen.

Tabelle 2: Obere Temperaturgrenzen für die Anwendung nichtrostender Duplexstähle gemäß unterschiedlichen Druckbehälter-Regelwerken

Sorte	Zustand	ASME		TÜV	
		°C	°F	°C	°F
EN 1.4362	ungeschweißt	315	600	300	570
EN 1.4362	geschweißt, artgleicher Schweißzusatzwerkstoff	315	600	300	570
EN 1.4362	geschweißt, Schweißzusatzwerkstoff 2205/2209	315	600	250	480
EN 1.4462	ungeschweißt	315	600	280	535
EN 1.4462	geschweißt	315	600	250	480
EN 1.4410	nahtlose Rohr	315	600	250	480
Legierung 255	geschweißt oder ungeschweißt	315	600		

Tabelle 3: Typische Temperaturen für Ausscheidungsreaktionen und andere charakteristische Reaktionen bei nichtrostenden Duplexstählen

	EN 1.4462		EN 1.4410	
	°C	°F	°C	°F
Erstarrungsbereich	1470 bis 1380	2680 bis 2515	1450 bis 1350	2640 bis 2460
Verzunderungstemperatur an der Luft	1000	1830	1000	1830
Sigmaphasenbildung	700 bis 950	1300 bis 1740	700 bis 1000	1300 bis 1830
Karbidausscheidung	450 bis 800	840 bis 1470	450 bis 800	840 bis 1470
475 °C-Verspöndung	300 bis 525	575 bis 980	300 bis 525	575 bis 980

5. Korrosionsbeständigkeit

Unter Bedingungen, wie sie ansonsten für austenitische Standardsorten typisch sind, erweisen sich nichtrostende Duplexstähle als sehr korrosionsbeständig. Es gibt einige Fälle, in denen sie ersteren deutlich überlegen sind. Der Grund hierfür liegt in ihrem hohen Chromgehalt, der bei oxidierenden Säuren vorteilhaft ist, in Kombination mit ausreichenden Gehalten an Stickstoff und Nickel, um auch in weniger korrosiven reduzierenden Säuren beständig zu sein. Die vergleichsweise hohen Chrom-, Molybdän- und Stickstoffgehalte verleihen ihnen auch gute Beständigkeit gegenüber chloridinduzierter Loch- und Spaltkorrosion. Das Duplex-Gefüge ist unter Bedingungen von Vorteil, in denen chloridbedingte Spannungsrisskorrosion auftreten kann. Sofern das Gefüge einen Ferritanteil von mindestens 25 % bis 30 % aufweist, ist dessen Beständigkeit

wirden und Wasserstoffversprödung ausgelöst werden kann, nicht sonderlich beständig.

5.1 Säurebeständigkeit

Um die Korrosionsbeständigkeit der nichtrostenden Duplexstähle in starken Säuren zu zeigen, gibt Abbildung 6 Korrosionsdaten für Schwefelsäurelösungen wieder. Die Bedingungen reichen von leicht reduzierend bei niedrigen Säurekonzentrationen bis zu oxidierend bei hohen Konzentrationen, mit einem stark reduzierenden mittleren Konzentrationsbereich in warmen und heißen Lösungen. Sowohl der Stahl EN 1.4462 (2205) als auch die Sorte EN 1.4410 (2507) sind bis zu etwa 15 % Säurekonzentration vielen hochlegierten Austeniten überlegen. Bis zu einer Säurekonzentration

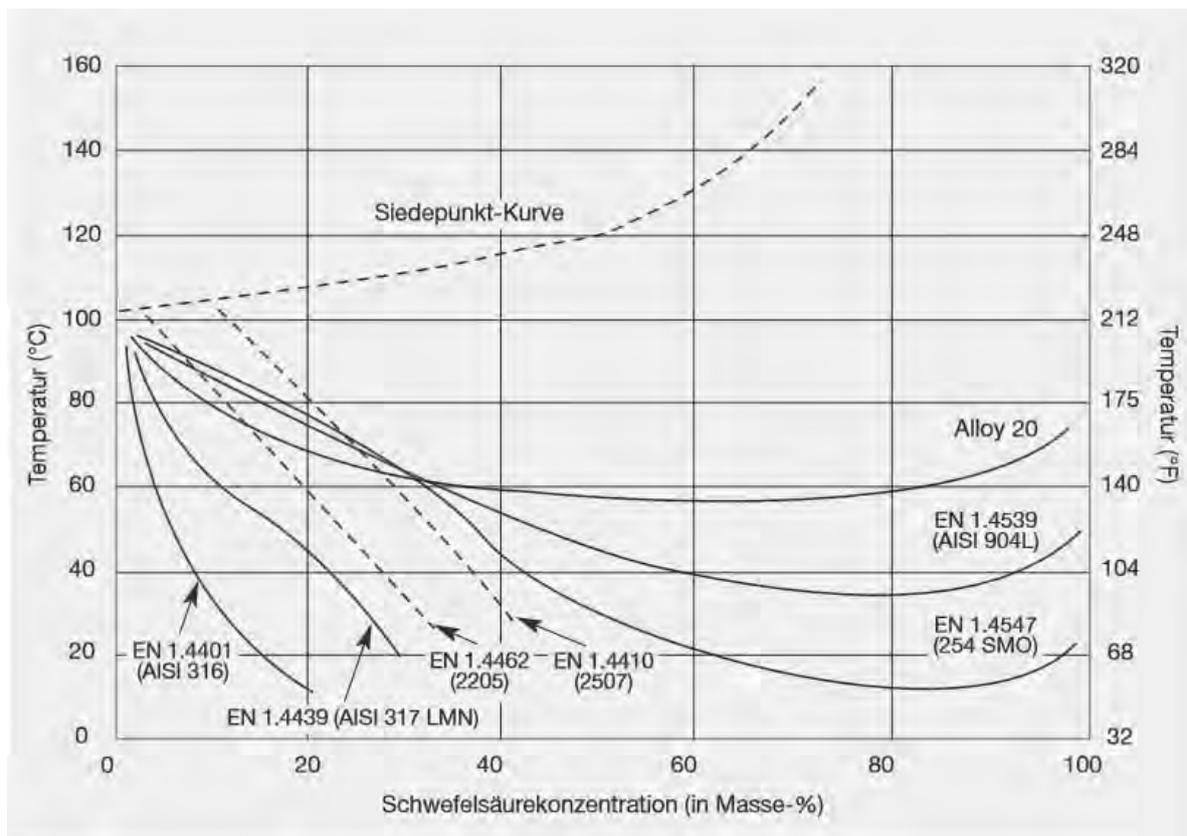


Abbildung 6: Isokorrosionsdiagramm mit 0,1 mm/Jahr (0,004 in/Jahr) Isokorrosionskurven in unbelüfteter Schwefelsäurelösung; Laboruntersuchungen unter Verwendung von p.a. Schwefelsäure

gegen Spannungsrisskorrosion deutlich höher als bei den Sorten EN 1.4301 (AISI 304) oder EN 1.4401 (AISI 316). Allerdings ist Ferrit empfindlich gegen Wasserstoffversprödung. Duplexstähle sind somit in Umgebungen, in denen Wasserstoff an den Stahl abgegeben

von wenigstens 40 % sind sie beständiger als die Sorten EN 1.4401 (AISI 316) oder AISI 317. Duplexstähle können auch in derartigen oxidierenden Säuren sinnvoll sein, wenn sie Chloride enthalten. Die Duplexstähle haben jedoch keinen ausreichenden Nickelgehalt, um

auch gegen die stark reduzierenden Bedingungen in Schwefelsäure mittlerer Konzentration oder in Salzsäure beständig zu sein. In reduzierender Umgebung kann im Nass-Trocken-Grenzbereich, wo eine Aufkonzentration von Säure stattfinden kann, Korrosion insbesondere des Ferrits eintreten und schnell voranschreiten. Ihre Beständigkeit unter oxidierenden Bedingungen begründet die gute Eignung nichtrostender Duplexstähle für den Einsatz in Salpetersäure und in oxidierend eingestellten organischen Säuren. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 7 für Lösungen von 50 %iger Essigsäure mit zunehmenden Anteilen von Ameisensäure bei der jeweiligen Siedetemperatur dargestellt. Obwohl die Stähle EN 1.4301 (AISI 304) oder EN 1.4401 (AISI 316) diesen starken Säuren bei Raumtemperatur und mittleren Temperaturen standhalten, sind der Stahl EN 1.4462 (2205) und andere Sorten bei vielen Verfahren überlegen, bei denen organische Säuren bei hohen Temperaturen vorliegen. Nichtrostende Duplexstähle werden wegen ihrer Beständigkeit gegen Loch- und Spannungsrisskorrosion auch in Prozessen mit halogenierten Kohlenwasserstoffen eingesetzt.

5.2 Beständigkeit gegenüber alkalischen Medien

Der hohe Chromanteil und das Vorliegen von Ferrit verleihen den Duplexstählen hohe Beständigkeit gegenüber alkalischen Medien. Bei mäßigen Temperaturen ist der Korrosionsangriff geringer als bei den Standardausteniten.

5.3 Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit

Für das Verständnis der Loch- und Spaltkorrosion bei nichtrostenden Stählen ist es erforderlich, den Begriff der kritischen Lochkorrosionstemperatur (KLT) zu kennen. Für jeden nichtrostenden Stahl lässt sich in einer bestimmten chloridhaltigen Umgebung eine Temperatur angeben, oberhalb derer Lochkorrosion ausgelöst wird und binnen 24 Stunden sichtbar fortschreitet. Unterhalb dieser Temperatur findet in überschaubaren Zeiträumen keine Lochkorrosion statt. Diese Temperatur wird als kritische Lochkorrosionstemperatur bezeichnet. Sie ist charakteristisch

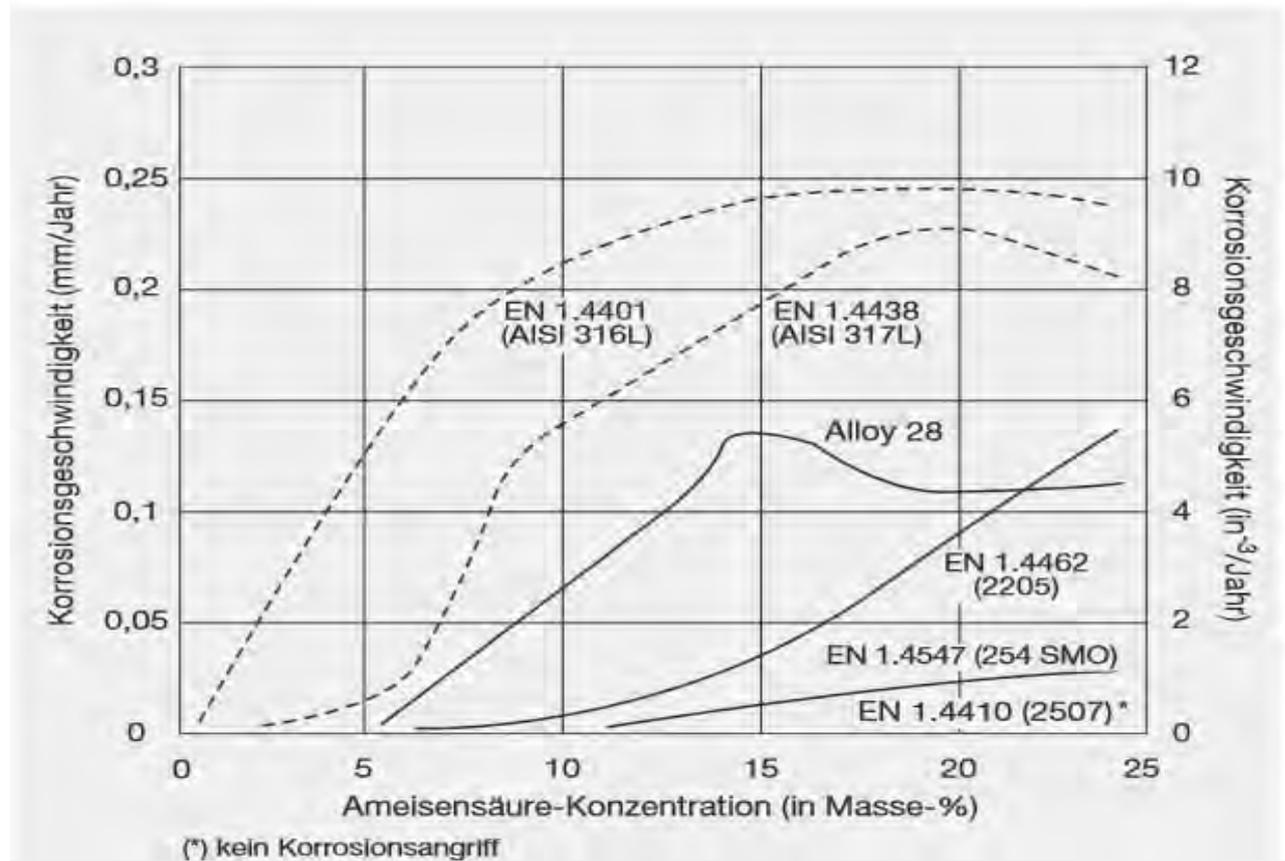


Abbildung 7: Korrosion bei austenitischen und Duplex-Stählen in siedenden Lösungen von 50 %iger Essigsäure mit zunehmenden Anteilen an Ameisensäure

für einen bestimmten Stahl in einer bestimmten Umgebung. Da die Auslösung von Lochkorrosion statistischen Zufallsgesetzmäßigkeiten folgt und die kritische Lochkorrosionstemperatur zudem auch von geringfügigen Schwankungen innerhalb einer Stahlsorte oder zwischen Chargen abhängig ist, wird sie für die unterschiedlichen Sorten zumeist als eine Temperaturbandbreite angegeben. Allerdings besteht mit der in ASTM G 150¹ beschriebenen Messmethode eine Möglichkeit, die kritische Lochkorrosionstemperatur durch elektrochemische Messung genau und zuverlässig zu bestimmen. In ähnlicher Weise besteht auch eine kritische Temperatur für Spaltkorrosion (Kritische Spaltkorrosionstemperatur, KST). Sie wird von der jeweiligen Probe, der chloridhaltigen Umgebung und der Art (Enge, Länge usw.) des Spaltes beeinflusst. Wegen der Abhängigkeit von der Spaltgeometrie und der Schwierigkeit, Spalte reproduzierbar zu erzeugen, ist die Streuung der Ergebnisse bei der kritischen Spaltkorrosionstemperatur höher als bei der kritischen Lochkorrosionstemperatur. Typischerweise liegt die kritische Spaltkorrosionstemperatur um 15–20 °C (27–36 °F) niedriger als die kritische Lochkorrosionstemperatur für denselben Stahl in derselben Umgebung. Ihr hoher Chrom-, Molybdän und Stickstoffgehalt verleiht den nichtrostenden Duplexstählen in wässrigen Medien eine sehr hohe Beständigkeit gegen chloridinduzierte Lokalkorrosion. Je nach Legierungszusammensetzung können bestimmte Duplex-Sorten hier zu den leistungsfähigsten nichtrostenden Stählen gehören. Wegen ihres relativ hohen Chromgehalts erreichen die nichtrostenden Duplexstähle ihre gute Korrosionsbeständigkeit sehr wirtschaftlich. Abbildung 8 vergleicht eine Reihe nichtrostender Stähle in lösungsgelühtem Zustand in Bezug auf Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit gemäß ASTM G 48² (6 % Eisenchlorid). Im geschweißten Zustand dürften die kritischen Temperaturen jeweils etwas niedriger liegen. Höhere kritische Werte für Loch- und Spaltkorrosion deuten auf höhere Beständigkeit gegen die

Auslösung dieser Korrosionsformen hin. KLT und KST der Sorte EN 1.4462 (2205) liegen deutlich höher als die entsprechenden Werte des Stahls EN 1.4401 (AISI 316). Dieser Umstand macht die Sorte EN 1.4462 (2205) besonders vielseitig in Situationen anwendbar, in denen Chloride durch Verdampfung aufkonzentriert werden, z.B. im Dampfbereich von Wärmetauschern oder unter Isolationen. Der KLT-Wert von EN 1.4462 (2205) weist auch darauf hin, dass diese Sorte in vielen Arten von Brackwasser und unbelüfteten salzangereicherten Wässern eingesetzt werden kann. Auch in unbelüftetem Meerwasser wurde er bereits erfolgreich verwendet, sofern Ablagerungen durch hohe Durchflussraten oder andere geeignete Maßnahmen vermieden werden konnten.

Der Stahl 1.4462 (2205) ist nicht ausreichend spaltkorrosionsbeständig, um in Meerwasser bei kritischen Anwendungen wie dünnwandigen Wärmetauschern oder bei Vorliegen von Spalten und Ablagerungen eingesetzt zu werden. Allerdings werden höherlegierte Duplexsorten, deren Werte für die kritische Spaltkorrosionstemperatur über jenen von EN 1.4462 (2205) liegen – z.B. Superduplex-Stähle – in vielen anspruchsvollen Meerwasseranwendungen erfolgreich eingesetzt, in denen sowohl Festigkeit als auch Chloridbeständigkeit gefordert sind. Da die kritische Lochkorrosionstemperatur vom Werkstoff und der jeweiligen Umgebung abhängt, ist es möglich, die Wirkung der einzelnen Legierungselemente zu untersuchen. Werte für die kritische Lochkorrosionstemperatur, ermittelt gemäß ASTM G 48, Practice A, wurden für eine statistische Regressionsanalyse der Legierungsbestandteile nichtrostender Stähle eingesetzt. Dabei wurde jedes Legierungselement als unabhängige Variable behandelt und die kritische Lochkorrosionstemperatur war dabei die abhängige Variable. Das Ergebnis besagte, dass ausschließlich Chrom, Molybdän, Wolfram und Stickstoff eindeutige und messbare Einflüsse auf den Wert der kritischen Lochkorrosionstemperatur (KLT) haben, gemäß der Formel:

$$\text{KLT} = \text{Konstante} + \% \text{ Cr} + 3,3 (\% \text{ Mo} + 0,5 \% \text{ W}) + 16 \% \text{ N}$$

Die Summe der vier Legierungselementvariablen, multipliziert mit ihren Regressionskonstanten, wird allgemein als Wirksumme (WS) bezeichnet. Der Koeffizient für Stick-

¹ ASTM G 150 standard test for electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steels

² ASTM G 48 standard test method for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by ferric chloride solution

stoff variiert je nach Quelle. Wie aus Abschnitt 2 und aus der obigen Gleichung hervorgeht, wird im Fall der Duplexstähle für Stickstoff in der Regel ein Wert von 16 angesetzt, im Fall der höher legierten Austenite ein Wert von 20 oder 30 [8]. Die Wirksumme ist nützlich, um innerhalb ein und derselben Stahlgruppe die Sorten in eine Rangfolge zu bringen. Allerdings sollte diese Beziehung nicht überinterpretiert werden. Die „unabhängigen Variablen“ waren nicht wirklich unabhängig voneinander, weil für die untersuchten Stähle nominelle Zusammensetzungen angenommen wurden. Die Beziehungen sind nicht linear. Auch Wechselwirkungen wie z.B. das Zusammenspiel von Chrom und Molybdän wurden außer Betracht gelassen. Die Gleichung geht von einem idealtypischen Werkstoff aus, lässt jedoch die Wirkungen intermetallischer und nichtmetallischer Phasen oder unsachgemäßer Wärmebehandlung außer Acht, welche die Korrosionsbeständigkeit negativ beeinflussen können.

5.4 Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion

Ursprünglich wurden nichtrostende Duplexstähle vor allem wegen ihrer Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion (SRK) eingesetzt. Im Vergleich zu austenitischen Sorten mit ähnlicher Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit weisen Duplexstähle eine deutlich höhere Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion auf. In der chemischen Verfahrenstechnik haben nichtrostende Duplexstähle austenitische Sorten in solchen Anwendungen

abgelöst, in denen ein deutliches SRK-Risiko besteht. Wie die meisten Werkstoffe kann jedoch auch Duplexstahl unter bestimmten Umständen SRK erleiden, und zwar bei hohen Temperaturen und chloridhaltiger Umgebung oder wenn Wasserstoffversprödung ins Spiel kommt. Beispiele für Bedingungen, unter denen bei Duplexstählen SRK zu erwarten ist, umfassen den Test mit kochendem 42 %igem Magnesiumchlorid, Tropfenverdampfung bei hoher Metalltemperatur sowie Kontakt mit wässrigen Chloridsystemen, in denen die Temperatur höher ist, als es unter atmosphärischem Druck möglich wäre. Eine Darstellung der relativen chloridinduzierten Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit für eine Reihe werkseitig geglühter austenitischer und Duplexstähle in hochchloridhaltiger Umgebung vermittelt Abbildung 9 [9]. Der Tropfenverdampfungstest, der zur Ermittlung dieser Daten eingesetzt wurde, ist sehr aggressiv, weil er bei einer Temperatur von 120 °C (248 °F) durchgeführt wird und die Chloridlösung durch Verdampfung aufkonzentriert wird. Die zwei aufgeführten Stähle, EN 1.4462 (2205) und EN 1.4410 (2507) brechen bei einem Bruchteil ihrer 0,2 %-Dehngrenze, allerdings bei weit höheren Werten als der austenitische Stahl EN 1.4401 (AISI 316). Aufgrund ihrer SRK-Beständigkeit in wässrigen Lösungen bei atmosphärischem Druck, z.B. unter Isolierungen, können Duplexstähle unter Bedingungen eingesetzt werden, unter denen die Sorten EN 1.4301 (AISI 304) und 1.4401 (AISI 316) erfahrungsgemäß versagen. Tabelle 4 fasst das SRK-Verhalten verschiedener nichtrostender Stähle in unterschiedlichen Um-

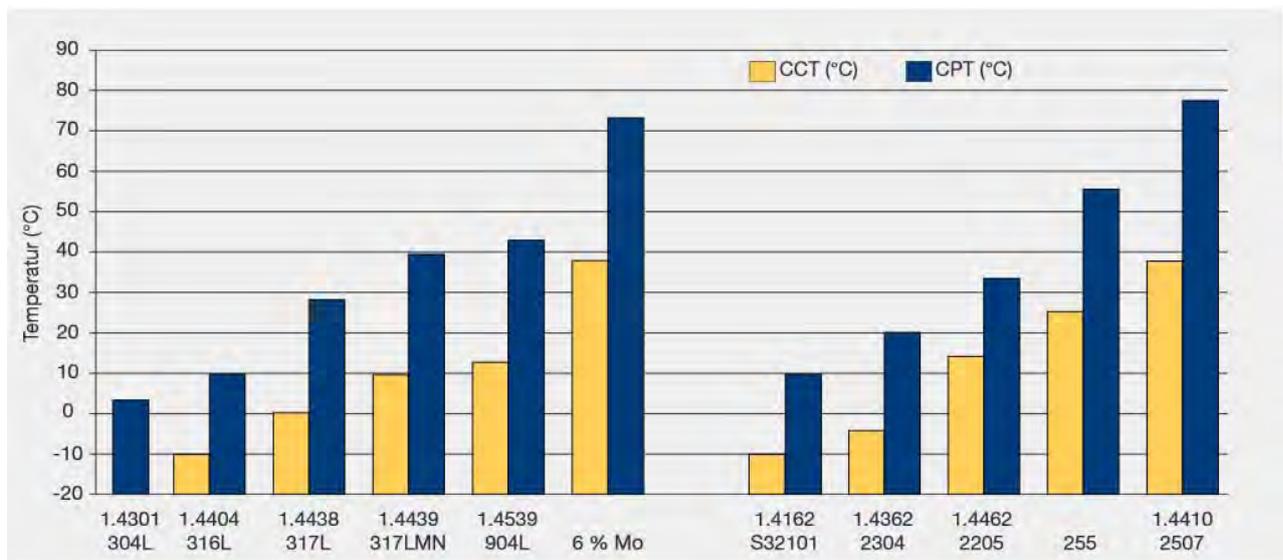


Abbildung 8: Kritische Loch- und Spaltkorrosionstemperaturen (KLT und KST) für ungeschweißte austenitische (links) und Duplexstähle (rechts) im lösungsgeglühten Zustand (gemessen in 6 %iger Eisenchloridlösung gemäß ASTM G 48)

gebungen und bei unterschiedlichem Beanspruchungsmaß zusammen. Die Bedingungen auf der linken Seite sind wegen ihrer sauren Salze korrosiv, jene auf der rechten Seite wegen der hohen Temperaturen. In der Mitte ist die Beanspruchung weniger stark. Unter allen diesen Bedingungen erleiden austenitische Standardsorten mit weniger als 4 % Molybdän chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion. Demgegenüber sind die Duplex-Stähle im mittleren Bereich der moderaten Testbedingungen beständig. Die Beständigkeit gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrisskorrosion ist eine komplexe Funktion, die nicht allein vom Ferritanteil bestimmt wird, sondern auch von der Festigkeit, der Temperatur, den Bedingungen der Wasserstoffbeladung und der angewendeten mechanischen Beanspruchung. Trotz ihrer Anfälligkeit für wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion werden nichtrostende Duplexstähle durchaus auch in wasserstoffhaltigen Umgebungen eingesetzt, vorausgesetzt, die Betriebsbedingungen sind genau bekannt und werden sicher eingehalten. Der bekannteste Anwendungsfall sind hochfeste Rohre, in denen Mischungen von mildem Sauer gas und Salzlösungen gefördert werden. Abbildung 10 [10] zeigt Betriebsbedingungen, unter denen die Sorte EN 1.4462 (2205) in natriumchloridhaltigen Schwefelwasserstoff-Umgebungen beständig bzw. anfällig ist.

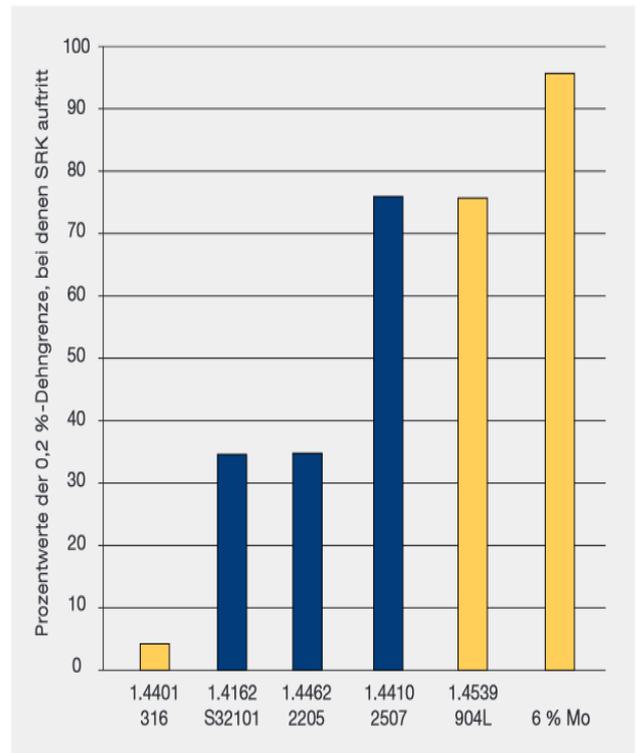


Abbildung 9: Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit werkseitig geglühter nichtrostender austenitischer und Duplex-Stähle im Tropfenverdampfungstest mit einer Natriumchloridlösung bei 120 °C (248 °F). Die mechanische Spannung, bei der Spannungsrisskorrosion auftritt, ist in Prozent der 0,2 %-Dehngrenze angegeben

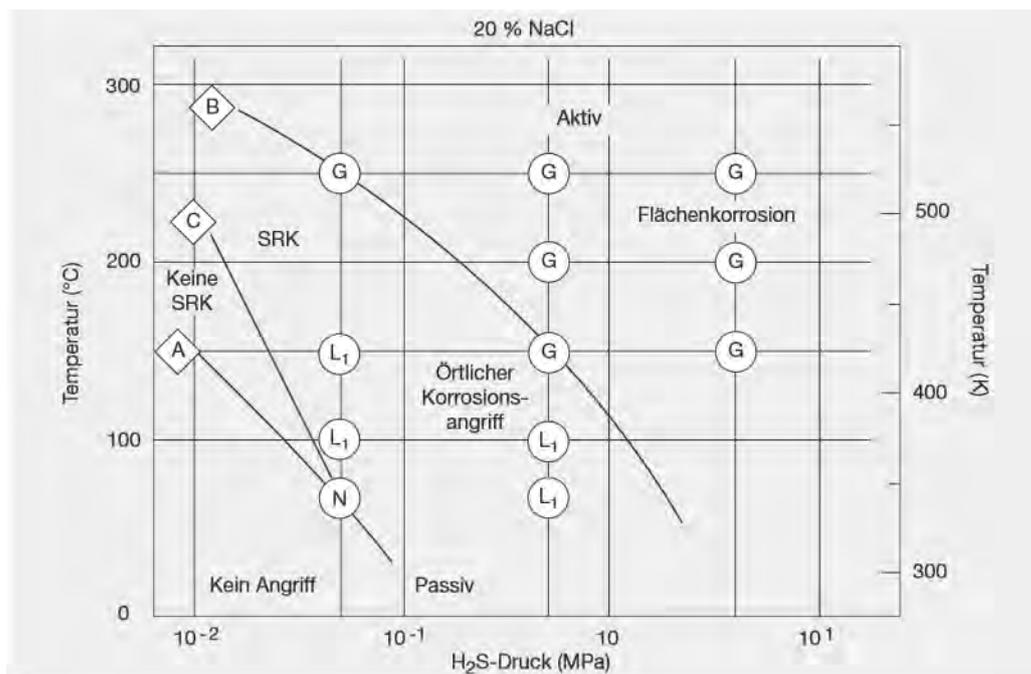


Abbildung 10: Korrosion des nichtrostenden Duplexstahls EN 1.4462 (2205) in 20 iger Natriumchlorid-Schwefelwasserstoff-Umgebung, basierend auf elektrochemischer Vorhersage und experimentellen Ergebnissen

Tabelle 4: Vergleich der Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit von austenitischen und Duplex-Stählen im ungeschweißten Zustand, ermittelt in beschleunigten Labortests

Sorte	EN 1.4307 (AISI 304L) EN 1.4404 (AISI 316L)	3RE60	EN 1.4162 (S32101) EN 1.4062 (S32202)	EN 1.4462 (2205)	25% Cr Duplex	Superduplex
42 % MgCl ₂ , siedend 154 °C, U-Biegeprobe						
35 % MgCl ₂ , siedend 125 °C, U-Biegeprobe						
Tropfenverdampfung, 0,1M NaCl 120 °C, 0,9 x 0,2%-Dehngrenze						
Wick-Test 1500 ppm Cl als NaCl 100 °C						
33% LiCl ₂ , siedend, 120 °C, U-Biegeprobe						
40% CaCl ₂ , 100 °C, 0,9 x 0,2%-Dehngrenze						
25 - 28% NaCl, siedend, 106 °C, U-Biegeprobe						
26 % NaCl, Autoklav, 155 °C, U-Biegeprobe						
26 % NaCl, Autoklav, 200 °C, U-Biegeprobe						
600 ppm (NaCl), Autoklav, 300 °C, U-Biegeprobe						
100 ppm Cl (Meersalz + O ₂), Autoklav, 230 °C, U-Biegeprobe						

Risse möglich
 Risse zu erwarten
 Risse nicht zu erwarten
 Unzureichende Daten

6. Anwendungsbezogene Spezifikationen und Qualitätskontrolle

Ein entscheidender Gesichtspunkt für die Spezifikationen und für die Qualitätskontrolle bei der Verarbeitung von nichtrostenden Duplexstählen ist die Beibehaltung der Eigenschaften nach dem Schweißen. Der Duplexstahl-Ausgangswerkstoff muss eine solche Legierungszusammensetzung und Verarbeitung aufweisen, dass sich nach einem sachgerechten Schweißen die gewünschten Eigenschaften ergeben.

6.1 Standard-Prüferfordernisse

6.1.1 Chemische Zusammensetzung

Bei der Auswahl nichtrostender Duplexstähle der zweiten Generation ist zunächst von den EN- oder ASTM-Normen auszugehen. Der Stickstoffgehalt ist vorteilhaft: Er wirkt übermäßiger Ferritbildung in der Wärmeinflusszone (WEZ) entgegen und verbessert die metallurgische Stabilität. Die Obergrenze des Gehalts an Stickstoff wird durch dessen Löslichkeit in der Schmelze bestimmt. Sie kommt in der Obergrenze des Stickstoffgehalts in der Norm zum Ausdruck. Der Mindest-Stickstoffgehalt sagt dagegen nichts über den Wert aus, der erforderlich ist, um bestmögliches Schweißverhalten zu erreichen. Ein Beispiel hierfür ist die Sorte S31804, die ursprüngliche Zusammensetzung des Stahls 2205 [11]. Solange der Stickstoffgehalt am unteren Ende der für die Sorte S31803 gültigen Analysebandbreite von 0,08 bis 0,20 % angesiedelt war, hatte der Stahl 2205 nur unbefriedigendes Wärmebehandlungs- und Schweißverhalten. Praxiserfahrungen ergaben, dass allgemein ein Mindest-Stickstoffgehalt von 0,14 % als Untergrenze für einen gut schweißbaren Stahl 2205 anzusetzen war. Da diese Anforderung häufig spezifiziert wurde, ist mit Rücksicht auf die verarbeiterseitigen Anforderungen an die Schweißbarkeit schließlich die neue Variante des Stahls 2205 mit der Bezeichnung S32205 eingeführt worden. Auch die Superduplex-Stähle haben erhöhte Stickstoffgehalte und tragen damit der besonderen Bedeutung dieses Elements Rechnung. Zuweilen begründen Anwender ihre Spezifikationen mit der Wirksumme (WS). Zwar ist die Wirksumme geeignet, innerhalb einer Stahlfamilie verschiedene Sor-

ten in eine Reihenfolge der Korrosionsbeständigkeit zu bringen; allerdings sind Zusammensetzungen, die nach Maßgabe der Wirksumme modifiziert wurden, nicht immer metallurgisch sinnvoll. Die Wirksumme mag nützlich sein, um zwischen verschiedenen vorliegenden Sorten zu wählen; sie kann jedoch die fälschliche Vermutung nahelegen, dass Chrom und Molybdän durch Stickstoff zu ersetzen wären. Metallurgisch begünstigen Chrom und Molybdän jedoch die Bildung von Ferriten und intermetallischen Phasen, während Stickstoff ein Austenitbildner ist und die Bildung intermetallischer Phasen erschwert. Daher sollte die Wahl der Zusammensetzung von Standard-sorten ausgehen und ggf. den Stickstoffgehalt auf den oberen Bereich der Analysebandbreite der jeweiligen Sorte eingrenzen. Unabhängig von der gewählten Sorte muss die chemische Zusammensetzung auf jeden Fall dieselbe wie bei der Qualifizierung des Schweißverfahrens sein. Nur so ist letztere auch aussagekräftig für die in der Fertigung zu erwartenden Ergebnisse.

6.1.2 Lösungsglühen und Abschrecken

Neben der chemischen Zusammensetzung ist auch die Wärmebehandlung wichtig für ein berechenbares Schweißverhalten. Bei austenitischen Stählen liegt der Zweck des Glühens darin, den Werkstoff zu rekristallisieren und den Kohlenstoff in Lösung gehen zu lassen. Im Falle der niedrigkohlenstoffhaltigen Sorten („L“-Sorten in der AISI-Bezeichnung) können die nichtrostenden Stähle mit Wasser abgeschreckt oder mit Luft abgekühlt werden, weil sich schädliche Mengen von Karbiden erst nach vergleichsweise langer Zeit erneut bilden. Bei Duplexstählen führt jedoch selbst bei optimalem Stickstoffgehalt bereits ein Verbleib von wenigen Minuten im kritischen Temperaturbereich zu Einbußen an Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit [12]. Wenn ein Stahl im Lieferzustand langsam abgekühlt wird, steht die Zeit, in welcher der Bereich von 700 bis 980 °C (1300 bis 1800 °F) durchschritten wird, für spätere erneute Wärmeexposition nicht mehr zur Verfügung. Der

Schweißer muss also schneller arbeiten, wenn in der WEZ keine intermetallischen Phasen auftreten sollen. Obgleich Werkstoffnormen, z.B. ASTM, es zulassen, dass bestimmte Duplex-Stähle „mit Wasser abgeschreckt oder auf anderem Wege schnell abgekühlt“ werden, wird die beste Schweißbeignung erzielt, wenn das Abkühlen von der Glühtemperatur möglichst schnell erfolgt. Dabei bleibt allerdings unberücksichtigt, dass das Abschrecken mit Wasser Verzug und Eigenspannungen zur Folge haben kann. Bei der Herstellung von Bändern in modernen Anlagen hat sich das Abkühlen mit Luft bewährt. Bei Grobblechen erbringt demgegenüber die Abkühlung mit Wasser optimale metallurgische Voraussetzungen für eine gute Schweißbeignung. Lässt man die Temperatur eines Grobbleches oder eines Fittings vor dem Abkühlen bereits in den Bereich zwischen 700 und 980 °C (1300 bis 1800 °F) absinken, können intermetallische Phasen entstehen.

Eine weitere Möglichkeit, sich optimaler Ausgangsbedingungen zu vergewissern, liegt in einer Untersuchung der Werkstoffe im Anlieferungszustand auf die Freiheit von intermetallischen Phasen. ASTM A 923³ greift auf metallographische Untersuchungen, Kerbschlagversuche oder Korrosionsprüfungen zurück, um die Abwesenheit eines schädlichen Ausmaßes an intermetallischen Phasen nachzuweisen. Bei dieser Prüfung wird lediglich festgestellt, ob unerwünschte Ausscheidungen bereits vorliegen. Die Euronormen sehen eine derartige Untersuchung nicht vor. Mit dieser Prüfung wird die werksseitige Behandlung darauf überprüft, dass sich keine unerwünschten intermetallischen Phasen gebildet haben. Die Prüfung erfolgt analog dem in ASTM A 262⁴ or EN ISO 3651-2⁵ festgeschriebenen Verfahren, mit dem austenitische Stähle auf Sensibilisierung durch Chromkarbidaus-

scheidungen untersucht werden. ASTM A 923 bezieht sich ausschließlich auf die Stähle 2205 (S31803 und 32205), 2507, 255 und S32520; weitere Duplex Stähle werden möglicherweise folgen. Viele Verarbeiter haben diese oder ähnliche Tests zu festen Bestandteilen des Qualifizierungsverfahrens für die Schweißverarbeitung gemacht.

6.2 Besondere Prüfungsanforderungen

6.2.1 Zugversuche und Härteprüfung

Im Vergleich zu austenitischen Sorten haben nichtrostende Duplexstähle eine hohe Festigkeit. Zuweilen schreiben Verarbeiter Höchstwerte für Festigkeit oder Härte fest. Hierbei wird möglicherweise eine Praxis aus dem Umgang mit martensitischen Stählen übertragen, bei denen nicht angelassener Martensit hohe Festigkeit und Härte verursachen kann. Duplexstähle bilden beim Abkühlen keinen Martensit. Deren hohe Festigkeit ist das Ergebnis hohen Stickstoffgehalts, der Duplex-Struktur selbst sowie der Kaltverfestigung, die u.U. beim Walzen und Richten entstanden ist. Härteprüfungen können eine wirksame Methode sein zu zeigen, dass bei der Verarbeitung keine übermäßige Kaltverfestigung eingetreten ist. Allerdings muss in diesem Fall die Prüfung zwischen der Oberfläche und der Mitte des Querschnitts erfolgen und nicht an der Oberfläche selbst, die lokal und begrenzt verfestigt sein kann.

6.2.2 Biegetest

Biegetests werden verbreitet zur Qualifizierung von Schweißverfahren bei austenitischen Stählen angewandt, weil im Schweißnahtbereich die Gefahr der Rissbildung besteht, besonders bei Schweißnahtgefügen mit hohem Austenitanteil, die starken Belastungen ausgesetzt sind. Bei Duplexstählen ist die Aussagekraft von Biegetests für die Qualität von Schweißnähten begrenzt, denn sie erstarren ferritisch, haben eine höhere Wärmeleitfähigkeit und eine geringere Wärmeausdehnung. Mit Biegetests lassen sich zwar grobe Ferritüberschüsse feststellen, sofern die getestete Stelle genau in den betroffenen Bereich fällt; sie sind jedoch kaum in der Lage, das Vorliegen intermetallischer Phasen auf jenem niedrigen Niveau an-

³ ASTM A 923 Standard test methods for detecting detrimental intermetallic phases in duplex austenitic/ferritic stainless steels

⁴ ASTM A 262 Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels

⁵ EN ISO 3651-2 Ermittlung der Beständigkeit nichtrostender Stähle gegen interkristalline Korrosion Teil 2: Nichtrostende austenitische und ferritisch-austenitische (Duplex)-Stähle; Korrosionsversuch in schwefelsäurehaltigen Medien

zuzeigen, das für Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit bereits nachteilig ist.

6.2.3 Kerbschlagversuche und metallographische Untersuchungen auf intermetallische Phasen

Kerbschlagversuche können auf zwei Arten dazu eingesetzt werden, Werkstoffe auszuwählen oder Verfahren zu qualifizieren:

- Prüfung auf das Vorliegen inakzeptabler Eigenschaften des Werkstoffs, z.B. überhöhter Ferritanteile oder intermetallischer Phasen;
- Nachweis, dass das Werkstück den gestellten Anforderungen entspricht.

Im ersteren Fall beschreibt die Norm ASTM A923 einen Test für den Stahl 2205. Ein Absinken der Zähigkeit gemäß ASTM A 923, Methode B, bei einem Standard-Charpy-Test bei $-40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{F}$ auf weniger als $54\text{ J}(40\text{ ft}\cdot\text{lb})$ deutet auf die Fehlerhaftigkeit des werkseitig geglühten Produktes hin. Um sicherzustellen, dass Wärmebehandlung und Abkühlung sachgerecht erfolgt sind, sollten Tests nach ASTM A 923, Methode B (oder nach dem Korrosionstest, Methode C) für jede Schmelze als Qualitätskontrolle vorgesehen werden. Allerdings lässt ASTM A 923 auch metallographische Untersuchungen (Methode A) als Screening-Test für die Akzeptanz, nicht aber für die Ablehnung zu. Wegen der für Methode A erforderlichen vertieften metallographischen Kenntnisse sollte der Anwender vorsichtshalber den Korrosionstest nach Methode C verlangen und nicht die metallographische Untersuchung. Eine Möglichkeit, dies zu erreichen, liegt darin, die Angabe der Korrosionsrate zu fordern. Ein Vorteil der Methode A nach ASTM A 923 ist die Feststellung intermetallischer Phasen in der Werkstückmitte, wie in Abbildung 7 von ASTM A 923 dargestellt. Intermetallische Phasen in Werkstückmitte führen dazu, dass das Material nach Methode A verworfen wird, nicht jedoch notwendigerweise nach dem Kerbschlagtest gemäß Methode B. Da intermetallische Phasen in Werkstückmitte zur Delamination des Grobblechs während des Umformprozesses, des thermischen Schneidens oder des Schweißens führen können, sollte der Anwender darauf bestehen, dass ergänzend zu den Methoden B oder C auch ein Test gemäß Methode A durchgeführt wird und dass Material, das intermetallische

Phasen in Werkstückmitte aufweist, zurückgewiesen wird. Obwohl ASTM A 923 aussagt, dass Methode A nicht für eine Zurückweisung Anwendung finden soll, steht es dem Abnehmer frei, strengere Anforderungen zu stellen. Produkte, die im Bereich der Mitte intermetallische Phasen zeigen, wie sie aus ASTM A 923, Abbildung 7 ersichtlich sind, sollten nicht akzeptiert werden. Der zweite Anwendungsfall für Kerbschlagversuche, nämlich die Beurteilung des Ausgangsmaterials, der aufgeschmolzenen Zone und der Wärmeinflusszone unter Bedingungen, die anspruchsvoller sind als die vorgesehenen Betriebsbedingungen, sind kostengünstig und liegen auf der sicheren Seite. Bei der Schweißnahtprüfung müssen Versuchstemperatur und Akzeptanzkriterien spezifisch für die Schweißverbindung sein und in einem sinnvollen Zusammenhang mit den Betriebsbedingungen stehen. Die Zähigkeit ist nicht so hoch wie im Lieferzustand. Niedrigere Zähigkeitswerte im Schweißnahtbereich sind nicht notwendigerweise ein Anzeichen für intermetallische Phasen, sondern deuten häufig auf erhöhten Sauerstoffgehalt hin, besonders bei Unterpulver-Schweißungen. ASME hat jüngst neue Anforderungen für nichtrostende Duplexstähle mit einer Dicke von mehr als $9,5\text{ mm}(0,375\text{ Zoll})$ formuliert [13]. Sie basieren auf Charpy-Kerbschlagversuchen bei oder unterhalb der unteren Auslegungstemperatur (minimum design metal temperature, MDMT) für den Werkstoff. Als Akzeptanzkriterium gilt die Querdehnung, mit der nachgewiesen wird, ob der Ausgangswerkstoff und die eingebrachten Schweißnähte den Betriebsanforderungen an die Zähigkeit entsprechen. Der ASME-Test unterscheidet sich vom ASTM-Test A 923 insofern, als ersterer Versuche mit drei Proben vorsieht. Dies entspricht dem gängigen Verfahren, eine für den Betrieb ausreichende Zähigkeit festzustellen. Dabei müssen sowohl die Mindest- als auch die Durchschnittswerte nachgewiesen werden. ASME erfordert die Prüfung des Ausgangswerkstoffes, der Schweißnähte und der Wärmeinflusszone für jede Schmelze des Grundwerkstoffes und für jede Charge des Schweißzusatzwerkstoffes. Aus Gründen der Prüfökonomie ist es bei konservativer Betrachtung möglich, die niedrigere der beiden Testtemperaturen, d.h. $-40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{F}$ nach ASTM A 923 oder die untere Auslegungstemperatur nach ASME, heranzuziehen und die Zähigkeit bei Dreifachproben sowohl durch die

Kerbschlagarbeit als auch durch die Querdehnung zu messen.

6.2.4 Phasenanteile gemäß metallographischer oder magnetischer Messung

Die Phasenanteile von Austenit und Ferrit variieren bei Duplexstählen im Lieferzustand von Schmelze zu Schmelze und Charge zu Charge nur sehr wenig, weil sie mit sehr geringen Analysebandbreiten und genau definierten Glühparametern erzeugt werden. Der Stahl EN 1.4462 (2205) enthält üblicherweise 40 % bis 50 % Ferrit. Aus diesem Grund ist die Bestimmung der Phasenanteile im werksseitig geglähten Zustand nur von begrenztem Wert. Gleichwohl kann es zweckmäßig sein, den Ferritanteil festzustellen, um ein Schweißverfahren auf möglichen überhöhten Ferritgehalt in der Wärmeeinflusszone (WEZ) zu überprüfen. Eine genaue Feststellung der Phasenanteile bei einem Duplexstahl erfordert normalerweise eine metallographische Untersuchung und eine Punktzählung, z.B. gemäß ASTM E 562 (von Hand) oder E 1245 (automatisiert). Da in nichtrostenden Duplexstählen Austenit und Ferrit in feinsten Verteilung nebeneinander vorliegen, sind ferromagnetische Testverfahren nur begrenzt zuverlässig, sofern nicht Vergleichsmuster von identischer Geometrie und metallographisch bestätigten Phasenanteilen vorliegen. AWS A4.2-91 und EN ISO 8249⁶ beschreiben Methoden zur Kalibrierung magnetischer Instrumente, mit denen Ferrit in Duplex-Schweißnähten festgestellt und als Ferritnummer (ferrite number, FN) angegeben wird. Die Akzeptanzspanne ist für Schweißnähte wesentlich größer als für das Ausgangsmaterial. Sofern Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit in Schweißnaht und Wärmeeinflusszone ausreichend sind – nachgewiesen durch Versuche z.B. nach ASTM A 923 – können die angestrebten Duplex-Eigenschaften bei Ferritanteilen zwischen 25 % und 75 % erreicht werden. Bei magnetischen Messungen gelten Ferritnummern von 30 bis 90 als akzeptabel. Bei Material, das bereits in Service-Centern oder bei Händlern eingelagert ist, stellt sich die Bestimmung der Phasen-

anteile aufwändiger dar als nach der Herstellung im Werk. Probennahme und Einzeluntersuchungen können auch die Lieferung verzögern. Da intermetallische Phasen nichtmagnetisch sind, sind magnetische Messungen ungeeignet, Sigma und Chi-Phase nachzuweisen.

6.2.5 Korrosionsprüfungen

Die Korrosionsprüfung lösungsgeglühter Werkserzeugnisse nach ASTM A 923, Methode C, ist eine der kostengünstigsten Prüfmöglichkeiten, unerwünschte Gefügezusammensetzungen festzustellen. Die Ausscheidung von intermetallischen Phasen und evtl. Chromnitriden in einem übermäßig ferrithaltigen Gefüge äußert sich in einem Verlust an Lochkorrosionsbeständigkeit. Diese Phasen führen zu Werten für die kritische Lochkorrosionstemperatur (KLT), die um 15 °C oder mehr unter denen von einwandfrei lösungsgeglühtem Material liegen. Die Bestimmung des KLT-Istwertes für eine Probe ist relativ teuer, weil entweder Mehrfachtests nach ASTM G 48 oder Tests von Einzelproben nach ASTM G 150 erforderlich sind. Allerdings kann bereits ein einzelner Korrosionsversuch nach ASTM A 923, Methode C, 10–15 °C unterhalb des für einen Duplexstahl typischen KLT-Werts das Vorliegen unerwünschter Phasen nachweisen. Werden Korrosionstests zur Ermittlung unerwünschter Phasen eingesetzt, sollte jegliches Auftreten von Korrosion an den Oberflächen oder Rändern als Zurückweisungskriterium gelten. Zwar sind die Ränder oft gar nicht den späteren Betriebsbedingungen ausgesetzt; jedoch ist es Ziel des Tests, schädliche Phasen erkennbar zu machen, und diese treten vermehrt in der Mitte des Blechquerschnitts auf, so dass sie sich durch Korrosion im Randbereich bemerkbar machen. Bevor es den Test ASTM A 923 gab, wurde vor allem der „modifizierte ASTM G 48-Test“ angewandt. Allerdings beschreibt G 48 einen Labortest, keinen Abnahmetest. Wird der G-48-Test gefordert, muss auch angegeben sein, welches G-48-Verfahren angewandt werden soll. Zusätzlich müssen die folgenden Versuchsbedingungen festgeschrieben werden:

- Vorbereitung der Oberfläche,
- Versuchstemperatur,
- Versuchsdauer,
- Einschluss oder Ausschluss von Randkorrosion,

⁶ EN ISO 8249, Schweißen - Bestimmung der Ferritnummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-)Schweißgut von Cr-Ni-Stählen

- Definition eines Akzeptanzkriteriums.

ASTM A 923 ist ein Abnahmetest, mit dem die Abwesenheit schädlicher intermetallischer Phasen bei Werkserzeugnissen vergleichsweise schnell und kostengünstig geprüft werden kann. ASTM A 923, Methode C zieht die gleichmäßige Flächenkorrosion als Akzeptanzkriterium heran.

Dies mag zunächst verwundern, denn schließlich geht es um das Aufspüren von Lochkorrosion. Allerdings wurde dieser Ansatz aus zwei Gründen gewählt:

1. Da Gewichtsverlust als Kriterium angesetzt wird, entfällt die schwierige und oft subjektive Bewertung, was als Loch zu werten sei. Der Gewichtsverlust, der zur Zurückweisung führt, ist einerseits groß genug, um leicht messbar zu sein, andererseits jedoch klein genug, um die Art der Grübchenbildung erkennen zu lassen, die sich aufgrund der intermetallischen Phasen innerhalb von 24 Stunden zeigt.
2. Wenn der Flächenabtrag gemessen wird, können Proben jedweder Größe oder Form getestet werden, solange nur die Gesamtoberfläche festzustellen ist.

Der Korrosionstest ist auf der sicheren Seite und unabhängig von Probengeometrie und geprüfter Stelle – ganz im Gegensatz zum Charpy-Test, bei dem Richtung und Lage der Kerbe kritisch sind. Der Korrosionstest ist zur Qualifikation von Schweißverfahren geeignet und dient auch als kostengünstige Methode, ausgeführte Schweißnähte stichprobenartig zu prüfen. Allerdings muss berücksichtigt werden, dass lösungsgeglühter Grundwerkstoff und Schweißnaht ein unterschiedliches Ausmaß an Korrosionsbeständigkeit aufweisen können. Selbst eine sachgerecht ausgeführte Schweißnaht kann KLT-Werte ergeben, die 5–15 °C niedriger liegen als für den Grundwerkstoff-abhängig von Schweißverfahren, Schutzgas und Stahlsorte.

6.2.6 Schweißnahtausführung und –prüfung

Die bei Duplexstählen möglicherweise auftretenden Probleme sind für den Schweißer nicht unmittelbar erkennbar. Auch lassen sie sich durch zerstörungsfreie Werkstoffprüfung nicht feststellen. Der Schweißer muss sich bewusst sein, dass die Qualität der Schweißnaht im späteren Einsatz, ablesbar an Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit, davon abhängt, dass er die vorgeschriebenen Verfahren genau einhält. Abweichungen hiervon fallen bei der Fertigung möglicherweise gar nicht auf, gefährden jedoch Verfügbarkeit und Betriebsfestigkeit.

7 Mechanische Eigenschaften

Nichtrostende Duplexstähle haben herausragende mechanische Eigenschaften, wie in Tabelle 5 für die Standardsorten aufgelistet ist. Die 0,2 %-Dehngrenze bei Raumtemperatur ist im lösungsgeglühten Zustand etwa doppelt so hoch bei nicht mit Stickstoff legieren Standard-austeniten. Vielfach können Wanddicken hierdurch konstruktiv dünner bemessen werden. Abbildung 11 zeigt einen Vergleich der typischen 0,2 %-Dehngrenzen verschiedener Duplex-Stähle mit denen der austenitischen Sorte EN 1.4404 (AISI 316L) zwischen Raumtemperatur und 300 °C (570 °F). Wegen der Gefahr der 475 °C- (885 °F-) Versprödung der ferritischen Phase sollten Duplexstähle nicht längere Zeit oberhalb der Temperaturen eingesetzt werden, welche die jeweiligen technischen Regelwerke für Druckbehälter vorsehen (siehe Tabelle 2). Die mechanischen Eigenschaften der nichtrostenden Duplexstähle sind in hohem Maße anisotrop, also richtungsabhängig. Diese

Anisotropie geht auf die Streckung des Kornes und auf die kristallographische Struktur zurück, die durch das Warm- und Kaltwalzen bedingt ist (siehe Abbildung 2). Während das Erstarrungsgefüge der nicht-rostenden Duplexstähle normalerweise isotrop ist, liegen beim Walzen oder Schmieden sowie beim anschließenden Glühen beide Phasen vor. Das Erscheinungsbild der beiden Phasen im Endprodukt lässt die Umformrichtung erkennen. Die Festigkeit ist quer zur Walzrichtung höher als in Längsrichtung. Die Kerbschlagzähigkeit ist, wenn die Einkerbung quer zur Walzrichtung verläuft, höher als wenn sie in Walzrichtung liegt. Die gemessenen Zähigkeitswerte liegen beim Charpy-Test in Längsrichtung der Probe (L-T) höher als in anderen Richtungen. Die Kerbschlagarbeit der Querprobe eines Duplex-Grobbleches liegt üblicherweise bei 1/2 bis 2/3 der Werte für eine Längsprobe.

Tabelle 5: Mindestwerte der Festigkeit nach ASTM und EN für Grobbleche aus nichtrostendem Duplexstahl

ASTM				EN			
UNS-Nr.	0,2%-Dehngrenze MPa (ksi)	Zugfestigkeit MPa (ksi)	Bruchdehnung in 2 Zoll %	EN-Nr.	0,2%-Dehngrenze MPa (ksi)	Zugfestigkeit Rm MPa (ksi)	Bruchdehnung A ₅ %
S32304	400 (58)	600 (87)	25	1.4362	400 (58)	630 (91)	25
S32205	450 (65)	655 (95)	25	1.4462	460 (67)	640 (93)	25
S32750	550 (80)	795 (116)	15	1.4410	530 (77)	730 (106)	20

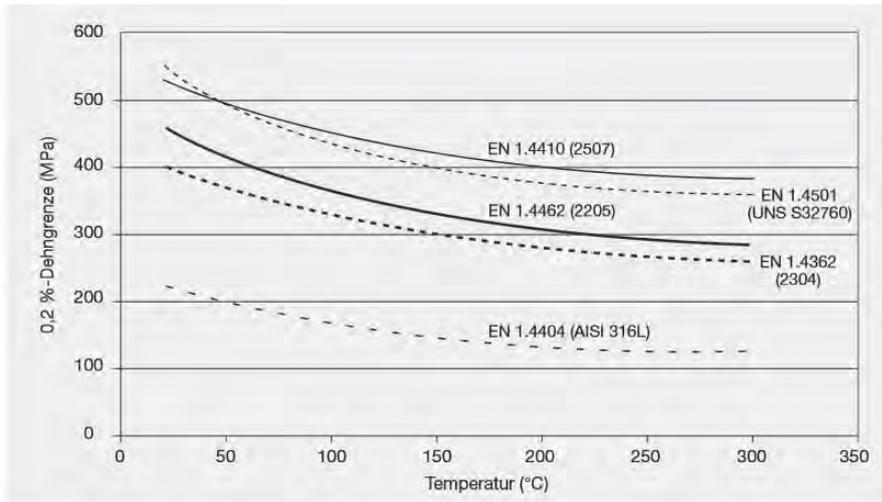


Abbildung 11: Vergleich typischer 0,2 %-Dehngrenzen von nichtrostenden Duplexstählen und dem Stahl EN 1.4404 (AISI 316L) zwischen Raumtemperatur und 300 °C

Tabelle 6: Vergleich der Duktilität von austenitischen und Duplex-Stählen gemäß den Anforderungen in ASTM A 240 und EN 10088-2

ASTM A 240		EN 10088-2			
UNS-Nr.	Mindest-Bruchdehnung (%)	EN-Nr.	Mindest-Bruchdehnung (%)*		
			P	H	C
S32003	25				
S32101	30	1.4162	30	30	30
S32202	30	1.4062			
S32304	25	1.4362	25	20	20
S32205	25	1.4462	25	25	20
S32750	15	1.4410	20	15	15
S30403	40	1.4307	45	45	45
S31603	40	1.4404	45	40	40

P = warmgewalztes Grobblech H = warmgewalztes Band C = kaltgewalztes Band und Blech

* Querrichtung

Trotz ihrer hohen Festigkeit weisen nichtrostende Duplexstähle gute Duktilität und Zähigkeit auf. Im Vergleich zu Baustählen oder ferritischen nichtrostenden Stählen erfolgt der Duktil/Spröde-Übergang allmählicher. Nichtrostende Duplexstähle behalten ihre gute Zähigkeit selbst bei niedrigen Umgebungstemperaturen, z.B. -40 °C/F, bei. Zähigkeit und Festigkeit sind allerdings im Allgemeinen niedriger

als bei austenitischen Sorten, bei denen überhaupt kein Duktil/Spröde-Übergang festzustellen ist und die ihre ausgezeichnete Zähigkeit bis hinab zu kryogenen Temperaturen behalten. Tabelle 6 zeigt einen Vergleich der Mindest-Bruchdehnung bei Zugprüfungen von austenitischen Standardsorten und Duplex-Stählen.

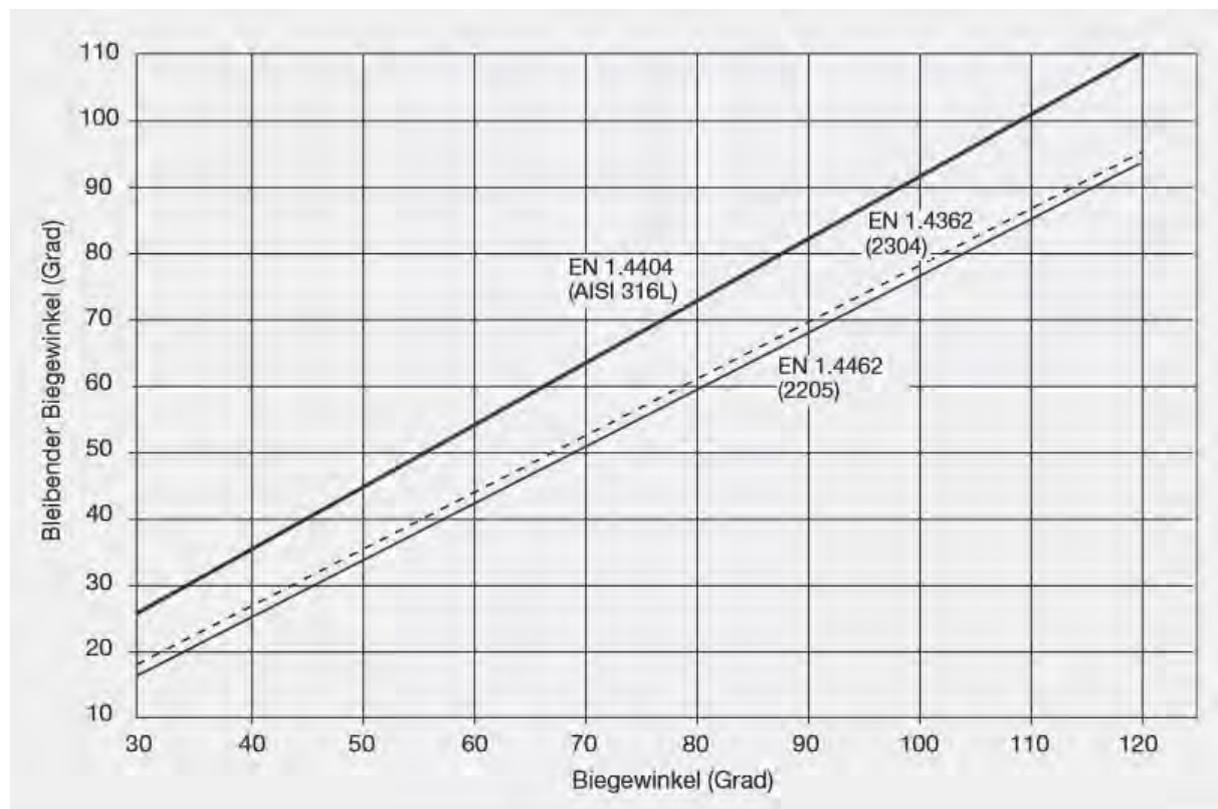


Abbildung 12: Vergleich des Rückfederungsverhaltens von nichtrostenden Duplexstählen und dem Stahl EN 1.4404 (AISI 316L) mit einer Dicke von 2 mm (0,08 Zoll)

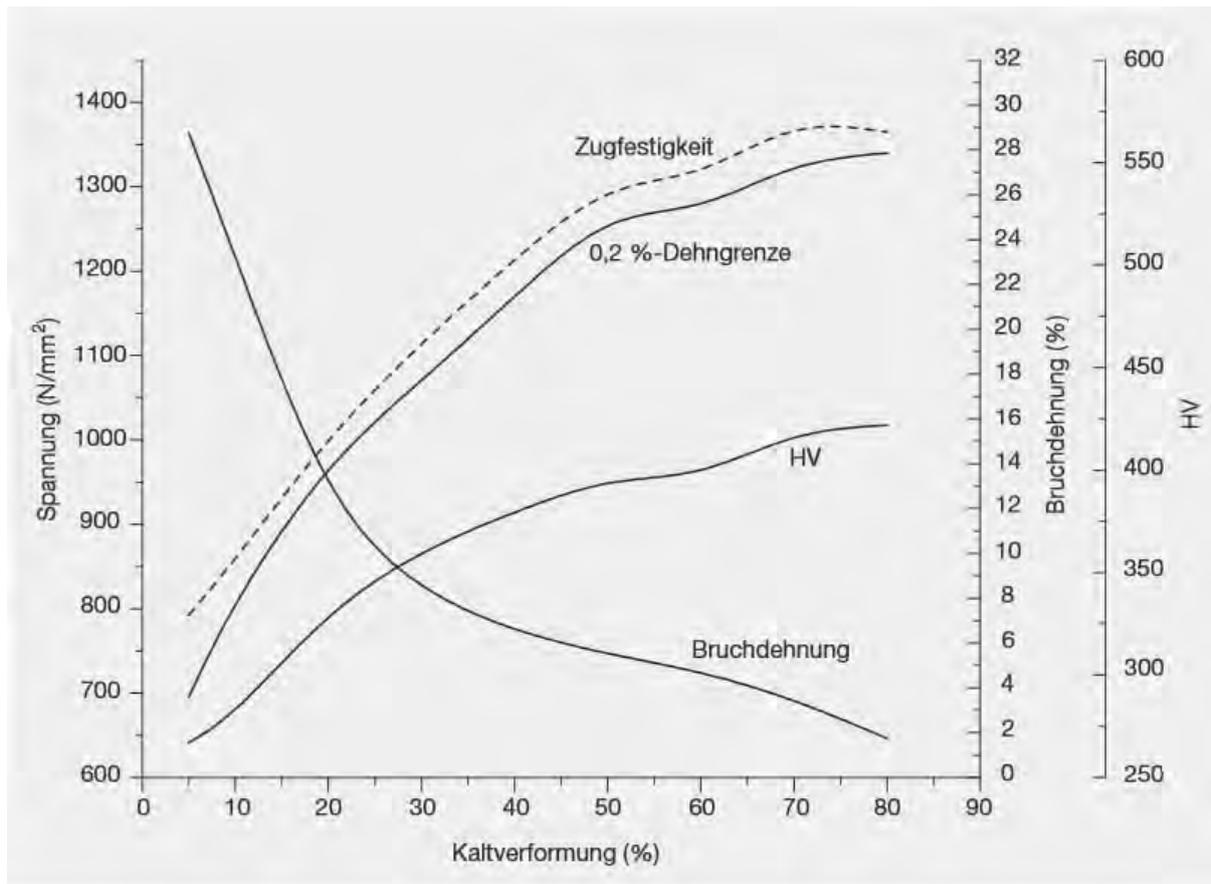


Abbildung 13: Auswirkung der Kaltverfestigung auf die mechanischen Eigenschaften des nichtrostenden Duplexstahls EN 1.4462 (2205)

Obwohl die hohe 0,2 %-Dehngrenze der nichtrostenden Stähle es oft ermöglicht, Wanddicken im Rahmen jener Grenzen zu verringern, die Beulsteifigkeit und Elastizitätsmodul setzen, können sie bei der Verarbeitung besondere Beachtung erfordern. Wegen der höheren Festigkeit sind bei der Umformung größere Kräfte nötig. Beim Abkanten ist auch die Rückfederung entsprechend ausgeprägter als bei Austeniten. Ein Vergleich des Rückfederungsverhaltens zweier Duplexstähle mit der Sorte EN 1.4404 (AISI 316L) ist aus Abbildung 12 ersichtlich. Duplexstähle sind weniger duktil als austenitische, so dass möglicherweise größere

Biegeradien erforderlich sind, um Rissbildung zu vermeiden. Die Werkzeug-Standzeit ist bei der Verarbeitung nichtrostender Duplexstähle wegen deren größerer Härte und ausgeprägten Kaltverfestigung in der Regel geringer als bei austenitischen Sorten. Auch die Bearbeitungszeit ist in der Regel länger. Möglicherweise muss zwischen verschiedenen Umformvorgängen gegläht werden, weil die Duktilität der Duplex-Stähle nur ungefähr halb so groß ist wie die austenitischer Sorten. Die Auswirkungen der Kaltverfestigung auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls EN 1.4462 (2205) ergibt sich aus Abbildung 13.

8 Physikalische Eigenschaften

Die physikalischen Eigenschaften bei Raumtemperatur für ausgewählte nichtrostende Duplexstähle sind in Tabelle 7 aufgeführt; ausgewählte Werte für erhöhte Temperaturen in Tabelle 8. Zum Vergleich sind auch Werte für austenitische nichtrostende Stähle und Kohlenstoffstähle genannt. In allen Fällen sind die Unterschiede in den physikalischen Eigensch-

aften zwischen den verschiedenen Duplexstählen sehr gering und gehen vermutlich auf Unterschiede in den Prüfverfahren zurück. Die physikalischen Eigenschaften der nichtrostenden Duplexstähle liegen zwischen denen von austenitischen nichtrostenden Stählen und Kohlenstoffstählen, jedoch näher an ersteren.

Tabelle 7: Physikalische Eigenschaften nichtrostender Duplexstähle im Vergleich zu denen von Kohlenstoffstahl und austenitischen nichtrostenden Stählen

Sorte	UNS-Nr.	Spezifisches Gewicht		Spezifische Wärme		Elektrischer Widerstand		Elastizitätsmodul	
		g/cm ³	lb./in ³	J/kgK	Btu/lb./°F	micro Ω m	micro Ω in.	GPa	x10 ⁶ psi
Kohlenstoffstahl	G10200	7,64	0,278	447	0,107	0,10	3,9	207	30,0
EN 1.4301 (AISI 304)	S30400	7,98	0,290	502	0,120	0,73	28,7	193	28,0
EN 1.4401 (AISI 316)	S31600	7,98	0,290	502	0,120	0,75	29,5	193	28,0
EN 1.4460 (AISI 329)	S32900	7,70	0,280	460	0,110	0,80	31,5	200	29,0
	S31500	7,75	0,280	482	0,115			200	29,0
	S32101	7,80	0,281	500	0,119	0,80	31,5	200	29,0
EN 4362 (2304)	S32304	7,75	0,280	482	0,115	0,80	31,5	200	29,0
	S31803	7,80	0,281	500	0,119	0,80	31,5	200	29,0
EN 1.4462 (2205)	S32205	7,80	0,281	500	0,119	0,80	31,5	200	29,0
	S31260	7,80	0,281	502	0,120			200	29,0
	S32750	7,85	0,285	480	0,114	0,80	31,5	205	29,7
255	S32550	7,81	0,282	488	0,116	0,84	33,1	210	30,5
	S39274	7,80	0,281	502	0,120			200	29,0
	S32760	7,84	0,281			0,85	33,5	190	27,6
	S32520	7,85	0,280	450	0,108	0,85	33,5	205	29,7
EN 1.4410 (2507)	S32750	7,79	0,280	485	0,115	0,80	31,5	200	29,0

Tabelle 8: Physikalische Eigenschaften nichtrostender Duplexstähle bei erhöhten Temperaturen im Vergleich zu jenen von Kohlenstoffstahl und austenitischen nichtrostenden Stählen

Sorte	UNS-Nr.	20 °C (68 °F)	100 °C (212 °F)	200 °C (392 °F)	300 °C (572 °F)	400 °C (754 °F)	500 °C (932 °F)
Elastizitätsmodul bei Zugbeanspruchung in Abhängigkeit von der Temperatur in Einheiten von Gpa (ksi x1000)							
Kohlenstoffstahl	G10200	207 (30,0)					
EN 1.4301 (AISI 304)	S30400	193 (28,0)	192 (27,9)	183 (26,6)	177 (25,7)	168 (24,4)	159 (23,0)
EN 1.4460 (AISI 329)	S32900	200 (29,0)	195 (28,0)	185 (27,0)			
	S31500	200 (29,0)	190 (27,6)	180 (26,1)	170 (24,7)	160 (23,2)	150 (21,8)
	S32101	200 (29,0)	194 (28,0)	186 (27,0)	180 (26,1)		
EN 1.4362 (2304)	S32304	200 (29,0)	190 (27,6)	180 (26,1)	170 (24,7)	160 (23,2)	150 (21,8)
	S31803	200 (29,0)	190 (27,6)	180 (26,1)	170 (24,7)	160 (23,2)	150 (21,8)
EN 1.4462 (2205)	S32205	200 (29,0)	190 (27,6)	180 (26,1)	170 (24,7)	160 (23,2)	150 (21,8)
255	S32550	210 (30,5)	200 (29,9)	198 (28,7)	192 (27,8)	182 (26,4)	170 (24,7)
	S32520	205 (29,7)	185 (26,8)	185 (26,8)	170 (24,7)		
EN 1.4410 (2507)	S32750	200 (29,0)	190 (27,6)	180 (26,1)	170 (24,7)	160 (23,2)	150 (21,8)
Wärmeausdehnungskoeffizient zwischen 20 °C (68 °F) bis T in Einheiten von 10⁻⁶/K (10⁻⁶/°F)							
Kohlenstoffstahl	G10200	NA	12,1 (6,70)	13,0 (7,22)		14 (7,78)	
EN 1.4301 (AISI 304)	S30400	NA	16,4 (9,10)	16,9 (9,40)	17,3 (9,60)	17,6 (9,80)	18,0 (10,0)
EN 1.4460 (AISI 329)	S32900	NA	10,9 (6,10)	11,0 (6,30)	11,6 (6,40)	12,1 (6,70)	12,3 (6,80)
	S31500	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)	14,5 (8,06)	15,0 (8,33)
	S32101	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)		
EN 1.4362 (2304)	S32304	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)	14,5 (8,06)	15,0 (8,33)
	S31803	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)	14,5 (8,06)	15,0 (8,33)
EN 1.4462 (2205)	S32205	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)	14,5 (8,06)	15,0 (8,33)
255	S32550	NA	12,1 (6,72)	12,6 (7,00)	13,0 (7,22)	13,3 (7,39)	13,6 (7,56)
	S32520	NA	12,5 (6,94)	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)		
EN 1.4410 (2507)	S32750	NA	13,0 (7,22)	13,5 (7,50)	14,0 (7,78)	14,5 (8,06)	15,0 (8,33)
Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur, in Einheiten von W/mK (Btu in/hr ft² °F)							
Kohlenstoffstahl	G10200	52 (360)	51 (354)	49 (340)		43 (298)	
EN 1.4301 (AISI 304)	S30400	14,5 (100)	16,2 (112)	17,8 (123)	19,6 (135)	20,3 (140)	22,5 (155)
EN 1.4460 (AISI 329)	S32900						
	S31500	16,0 (110)	17,0 (118)	19,0 (132)	20,0 (138)	21,0 (147)	22,0 (153)
	S32101	15,0 (105)	16,0 (110)	17,0 (118)	18,0 (124)		
EN 1.4362 (2304)	S32304	16,0 (110)	17,0 (118)	19,0 (132)	20,0 (138)	21,0 (147)	22,0 (153)
	S31803	16,0 (110)	17,0 (118)	19,0 (132)	20,0 (138)	21,0 (147)	22,0 (153)
EN 1.4462 (2205)	S32205	16,0 (110)	17,0 (118)	19,0 (132)	20,0 (138)	21,0 (147)	22,0 (153)
255	S32550	13,5 (94)	15,1 (105)	17,2 (119)	19,1 (133)	20,9 (145)	22,5 (156)
	S32520	17,0 (118)	18,0 (124)	19,0 (132)	20,0 (138)		
EN 1.4410 (2507)	S32750	16,0 (110)	17,0 (118)	19,0 (132)	20,0 (138)	21,0 (147)	22,0 (153)

9 Trennen

Grundsätzlich können für das Trennen die gleichen Verfahren angewandt werden wie bei austenitischen nichtrostenden Stählen und Kohlenstoffstählen, allerdings mit Parametern, die auf die mechanischen Eigenschaften und die Wärmeempfindlichkeit abgestimmt sind.

9.1 Sägen

Wegen ihrer hohen Festigkeit, ihrer starken Kaltverfestigung und der weitgehenden Abwesenheit von Einschlüssen, die den Spanabbruch begünstigen, sind nichtrostende Duplexstähle schwerer zu sägen als Kohlenstoffstähle. Die besten Ergebnisse werden mit leistungsfähigen Maschinen, starken Sägeblatt-Führungen, grobzahnigen Sägeblättern, niedrigen bis mittleren Schnittgeschwindigkeiten, kräftigem Vorschub und reichlichem Kühlmittelzufluss erzielt. Möglichst sollte eine synthetische Emulsion verwendet werden, die sowohl schmiert als auch kühlt und so zugeführt wird, dass das Sägeblatt sie ins Werkstück einträgt. Schnittgeschwindigkeit und Vorschub sind ähnlich wie bei der Sorte EN 1.4401 (AISI 316).

9.2 Scherschneiden.

Nichtrostende Duplexstähle werden mit denselben Maschinen abgeschert wie die Sorten EN 1.4301 (AISI 304) und 1.4401 (316) – zumeist ohne besondere Anpassungen. Wegen der größeren Scherfestigkeit der Duplexstähle ist allerdings der Kraftaufwand größer und die maximale Blechdicke ist geringer. Die Scherfestigkeit von nichtrostendem Stahl liegt bei ca. 58 % der Zugfestigkeit. Dies gilt sowohl für warmgewalztes als auch für kaltgewalztes Blech. Nichtrostender Duplexstahl verhält sich ähnlich wie ein Stahl der Sorte EN 1.4401 (AISI 316) größerer Dicke – entsprechend dem Verhältnis ihrer jeweiligen Scherfestigkeitswerte. Daher liegt die maximale Dicke von Duplexstahl der Sorten EN 1.4362 (2304) und 1.4462 (2205), die auf einer bestimmten Schere geschnitten werden kann, bei rund 65 % der Dicke der Standardaustenite EN 1.4301 (AISI 304) oder 1.4401 (316).

9.3 Längsteilen

Übliche Längsteilanlagen dienen dazu, aus aufgewickelter Duplexstahl Spaltband herzustellen. Das Coil wird von der Abwickelhaspel abgerollt, zwischen einer oberen und unteren Führungsrolle einem Spaltscherengerüst zugeführt, das mit scheibenförmigen Messern versehen ist, und anschließend auf einer Aufwickelhaspel wieder aufgewickelt. Die Lage der Spaltmesser kann je nach gewünschter Spaltbandbreite verändert werden. Wegen der höheren Festigkeit des nichtrostenden Duplexstahls sind Werkzeugverschleiß und Gleichmäßigkeit der Kante schwieriger einzuschätzen. Durchgehend gute Kantenqualität erfordert bei Duplexstählen Messer aus Werkzeugstahl oder Karbid.

9.4 Lochen

Das Lochen kann als eine erschwerte Form des Scherschneidens betrachtet werden. Die hohe Festigkeit der nichtrostenden Duplexstähle, ihre rasche Kaltverfestigung und ihre hohe Reißfestigkeit erschweren das Lochen und führen zu hohem Werkzeugverschleiß. Obgleich nur begrenzte Erfahrungen vorliegen, kann als Ausgangspunkt angenommen werden, dass sich nichtrostender Duplexstahl etwa so verhält wie austenitischer Stahl der doppelten Dicke. Zu den höher legierten Sorten mit hohem Stickstoffanteil hin wachsen die Schwierigkeiten überproportional an.

9.5 Plasma- und Laserschneiden

Im Allgemeinen werden nichtrostende Duplexstähle auf denselben Plasma- und Laserschneidanlagen getrennt wie austenitische Sorten. Die bei Duplexstählen etwas höhere Wärmeleitfähigkeit sowie der zumeist niedrigere Schwefelgehalt können sich geringfügig auf die optimalen Parameter auswirken, allerdings können auch ohne besondere Anpassungen akzeptable Ergebnisse erreicht werden. Die Wärmeeinflusszone (WEZ) des Plasmaschneideverfahrens ist normalerweise schmal, etwa 0,25 mm (0,010 Zoll), weil der Schnitt schnell und in einem Durchgang erfolgt und das Blech

bzw. Band schnell abkühlt. Die übliche Schweißnahtvorbehandlung sowie das Abschmelzen des Randbereiches beim Schweißen

eliminieren die beim Plasmaschneiden entstandene WEZ.

10 Umformung

10.1 Warmumformung

Nichtrostende Duplexstähle zeigen bis zu 1230 °C(2250°F) ausgezeichnete Warmumformigenschaften mit vergleichsweise geringen Umformkräften. Findet allerdings die Umformung bei zu niedrigen Temperaturen statt, konzentriert sich die Umformung in dem schwächeren, aber weniger duktilen Ferrit, was im Umformbereich zu Rissbildung im Ferrit führen kann. Außerdem können erhebliche Mengen von Sigmaphase entstehen, wenn die Umformtemperatur zu weit absinkt. Die meisten Hersteller empfehlen für die Warmumformungstemperatur eine zwischen 1100 °C (2000 °F) und 1150 °C (2100 °F) liegende Obergrenze. Diese Obergrenze wird wegen des Einflusses hoher Temperaturen auf die Maßhaltigkeit des Teils sowie wegen steigender Neigung zur Zunderbildung angesetzt. Bei hohen Temperaturen werden nichtrostende Duplex - stähle weich und Teile wie Tankböden oder Rohrleitungen verziehen sich oder sinken ein, wenn sie nicht gestützt werden. Bei diesen Temperaturen kann der Stahl für bestimmte Umformvorgänge sogar zu weich werden. Tabelle 9 fasst die für die Warmumformung empfohlenen Temperaturbereiche sowie die niedrigsten Warmhaltetemperaturen zusammen. Es ist nicht immer nötig oder empfehlenswert, mit der Warmumformung an der Obergrenze des Temperaturbereiches zu beginnen; allerdings sollte der Stahl vor der Warmumformung zumindest die Warmhaltetemperatur erreichen. Der Ofen sollte stets in beheiztem Zustand beschickt werden, um zu vermeiden, dass der Werkstoff langsam den Temperaturbereich durchläuft, in dem sich Sig-

maphase bildet. Gleichmäßigkeit der Temperatur ist für die sachgerechte Warmumformung von nichtrostenden Duplex - stählen entscheidend. Wenn das Werkstück keine kompakte Form hat, können die Randbereiche deutlich kälter sein als der Kern, wodurch im kälteren Bereich Risse entstehen können. Um diesem Risiko entgegenzuwirken, muss das Werkstück erhitzt werden, sobald die Gefahr einer örtlichen Abkühlung unter die untere angegebene Warmumformtemperatur besteht. Die Untergrenze des empfohlenen Warmumformtemperatur-Bereichs ist in gewissen Grenzen flexibel, jedoch nur, wenn die Temperatur innerhalb des Werkstücks, insbesondere im Randbereich und im Bereich geringerer Dicken, gleichmäßig bleibt. Bei großen Querschnitten sollte überlegt werden, ob das Abkühlen in Wasser schnell genug ist, um die Bildung intermetallischer Phasen zu vermeiden. Bei Grobblechen liegt diese Dicke im Falle von gewalztem Stahl der Sorte EN 1.4462 (2205) bei rund 150 mm bis 200 mm (6 Zoll bis 8 Zoll) und im Falle von Superduplex-Walzstahl bei 75 mm bis 125 mm (3 Zoll bis 5 Zoll). Die genauen Grenzen hängen von der Legierungszusammensetzung und der Wirksamkeit des Abkühlverfahrens ab. Bei einem einfachen zylindrischen Querschnitt liegt der höchstmögliche Durchmesser bei rund 375 mm (15 Zoll). Falls das Endprodukt eine durchgehende Bohrung haben soll, verbessert sich die Abkühlung nach dem Abschlussglühen deutlich, wenn diese Öffnung vor der abschließenden Wärmebehandlung gebohrt oder anderweitig mechanisch eingebracht wird.

Tabelle 9: Warmumformungs-Temperaturbereich und Mindest Durchwärmungstemperatur für nichtrostende Duplexstähle und Standardaustenite zum Vergleich

UNS-Nr.	EN-Nr.	Warmumformungs-Temperaturbereich		Mindest-Durchwärmungstemperatur	
		°C	°F	°C	°F
S32101	1.4162	1100 bis 900	2000 bis 1650	950	1750
S32304	1.4362	1150 bis 950	2100 bis 1740	980	1800
S32205	1.4462	1230 bis 950	2250 bis 1740	1040	1900
S32750	1.4410	1230 bis 1025	2250 bis 1875	1050	1920
S32520	1.4507	1230 bis 1000	2250 bis 1830	1080	1975
S32760	1.4501	1230 bis 1000	2250 bis 1830	1100	2010
S30400	1.4301	1205 bis 925	2200 bis 1700	1040	1900
S31600	1.4401	1205 bis 925	2200 bis 1700	1040	1900

oberhalb der Mindest-Glüh-temperatur erwärmt und so lange gehalten werden, dass sich alle Ausscheidungen lösen können. Ein konservativer Schätzwert für die Dauer des Haltens entspricht der Gesamtzeit, die das Werkstück seit dem letzten vollständigen Glühen dem Temperaturbereich zwischen 650 °C und 980 °C (1200 °F bis 1800 °F) ausgesetzt war. Das Werkstück sollte mit Wasser von der Lösungsglüh-temperatur abgeschreckt werden. Das Werkstück darf zwischen dem abschließenden Glühen und dem Abkühlen keinesfalls minutenlang im Temperaturbereich zwischen 700 °C und 1000 °C (1300 °F bis 1830 °F) verbleiben. Die Mindest-Lösungsglüh-temperaturen für verschiedene Duplex stähle sind in Tabelle 10 verzeichnet. Bei der Lösungsglüh-temperatur sind nichtrostende Duplexstähle vergleichsweise weich, so dass Verzug auftreten kann, wenn das Werkstück nicht gestützt wird. Dies kann – besonders bei Rohren mit großem Durchmesser und geringer Wanddicke – eine besondere Schwierigkeit darstellen. Späteres Richten verzogener Teile ist bei Duplexstählen wegen ihrer hohen Festigkeit bei Raumtemperatur schwieriger als bei austenitischen Sorten. Der Versuch, Verzug durch kurze Glühzeiten, langsames Aufheizen oder Verringerung der Glüh-temperatur unter den empfohlenen Mindestwert zu minimieren, löst möglicherweise nicht alle intermetallischen Phasen oder vermehrt sie sogar weiter. Hierdurch leiden Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit. Eine Entspannungsglühbehandlung mit dem Ziel, durch Kaltumformung oder Richten entstand-

ene Verfestigung abzubauen, ist bei Duplexstählen nicht anzuraten. Sie haben von Hause aus eine gute Beständigkeit gegen chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion, die durch Aufheben der Kaltverfestigung nur noch unwesentlich verbessert wird. Unterhalb der Lösungsglüh-temperatur gibt es keinen Bereich, in dem Spannungen abgebaut werden können, ohne gleichzeitig das Risiko in sich zu bergen, dass sich intermetallische Phasen bilden, welche die Korrosionsbeständigkeit und die Zähigkeit vermindern.

10.2 Warmumformung

Zuweilen ist es nützlich, ein Stahlteil leicht zu erwärmen, um dessen Umformung zu erleichtern. Allerdings kann ein längerer Verbleib nichtrostender Duplexstähle im Temperaturbereich oberhalb von 315 °C (600 °F) aufgrund der 475 °C- (885 °F-)Versprödung zu einem gewissen Verlust an Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit bei Raumtemperatur führen (siehe Abbildung 5). Bei höheren Temperaturen besteht die Gefahr der beschleunigten Bildung intermetallischer Phasen. Da diese Phasen den Umformprozess nicht stören, können Duplexstähle für die Umformung erwärmt werden. Wenn die Temperaturen dabei 300 °C (570 °C) überschreiten, sollte nach dem Umformen eine vollständige Lösungsglühbehandlung mit nachfolgender rascher Abkühlung vorgenommen werden (siehe Tabelle 10).

Tabelle 10: Mindest-Lösungsglühtemperaturen für nichtrostende Duplexstähle

Sorte	UNS-Nr.	Mindest-Glühtemperatur	
		°C	°F
EN 1.4362 (2304)	S32304	980	1800
	S32003	1010	1850
	S32001	1040	1900
	S32101	1020	1870
	S32202	980	1800
	S82011	1010	1850
EN 1.4462 (2205)	S32205	1040	1900
	S32506	1020 bis 1120	1870 bis 2050
	S32560	1080 bis 1120	1975 bis 2050
225	S32550	1040	1900
EN 1.4410 (2507)	S32750	1025 bis 1125	1880 bis 2060
	S32760	1100	2010

10.3 Kaltumformung

Nichtrostende Duplexstähle haben in einer Vielfalt von Verarbeitungsverfahren gute Umformeneigenschaften gezeigt. Die meisten Anwendungen nichtrostender Duplexstähle erfordern eine vergleichsweise einfache Formgebung, z.B. das Walzen zylindrischer Querschnitte, Pressen oder die Herstellung von Tankböden durch Drücken oder Walzen. In den meisten Fällen ist das Hauptaugenmerk auf die Festigkeit des nichtrostenden Stahls und die Leistungsfähigkeit der Umformwerkzeuge zu legen. Eine Faustregel besagt, dass sich nichtrostender Duplexstahl bei der Umformung ähnlich verhält wie ein doppelt so dicker Stahl der AISI-300er-Serie. Abbildung 14 zeigt einen Vergleich der Mindestkräfte, die bei verschiedenen nichtrostenden Stählen erforderlich sind, um plastische Umformung einzuleiten. Nichtrostende Duplexstähle ermöglichen es, mit geringeren Wanddicken zu arbeiten, allerdings ist die Reduktion geringer, als es die höhere 0,2 %-Dehngrenze erwarten ließe. Selbst wenn die Maschinen ausreichend leistungsfähig sind, muss der stärkeren Rückfederung Rechnung getragen werden, die aus der hohen Festigkeit der Duplex-Sorten resultiert (vgl. Abb. 12). Auch die im Vergleich zu austenitischen Sorten geringere Duktilität der Duplexstähle ist zu berücksichtigen. Bei letzteren werden in den meisten Spezifikationen 15 % bis 30 % Bruchdehnung gefordert, während der Vergleichswert bei austenitischen Sorten zumeist bei 40 % liegt. Obwohl die tatsäch-

liche Bruchdehnung oft größer ist, bleibt das Verhältnis der o. g. Mindestwerte davon unberührt und liefert Anhaltspunkte für die Verarbeitung. Duplexstähle erfordern entweder größere Biegeradien als austenitische Sorten oder müssen aufgrund ihrer geringeren Duk-

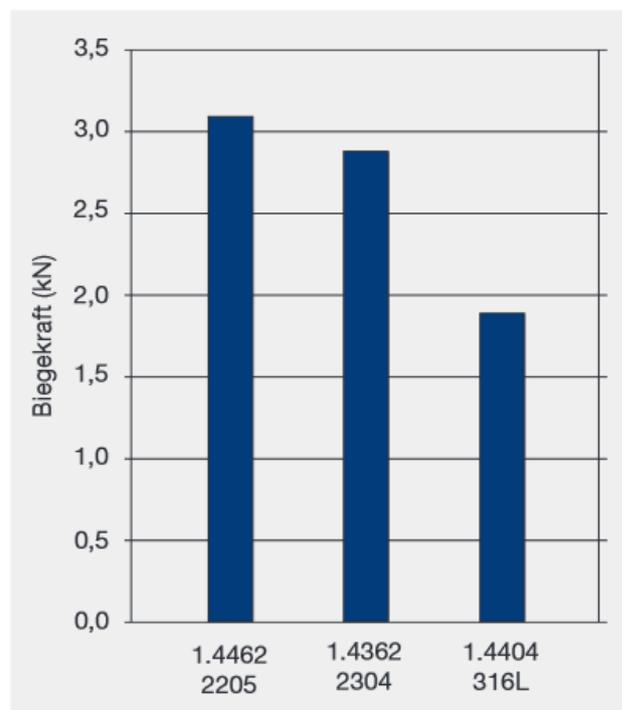


Abbildung 14: Mindestkraft zur Einleitung plastischer Umformung beim Biegen von Proben der Stähle EN 1.4362 (2304), 1.4462 (2205) und 1.4404 (AISI 316 L) mit einer Breite von 50 mm (2 Zoll) und einer Dicke von 2 mm (0,08 Zoll)

tilität bei starker und komplexer Umformung zwischengeglüht werden.

10.4 Blechziehen

Nichtrostende Duplexstähle lassen sich problemlos ziehen. Allerdings wird Duplexstahl häufig für Teile eingesetzt, die zunächst für austenitischen bzw. ferritischen nichtrostenden Stahl oder für Kohlenstoffstahl optimiert wurden. Erste Versuche erfolgen oft ohne Dickenanpassungen. Zwar erlaubt der Duplexstahl eine Dickenreduktion, die Kosten der Konstruktionsänderung stehen aber häufig einer unmittelbaren Umsetzung von Gewichts- und Werkstoffkostenvorteilen entgegen. Tatsächlich würde eine Dickenreduktion das Umformen erleichtern. Nichtsdestoweniger erweist sich bei ersten Umformversuchen der nichtrostende Duplexstahl häufig als etwas „schwierig“. Wenn ein Vergleich mit der Umformung von Kohlenstoffstahl und ferritischem nichtrostendem Stahl angestellt wird, beziehen sich die Fragen zumeist im Wesentlichen auf Festigkeit und Rückfederung. Nichtrostende Duplexstähle haben eine rund 30 % bis 50 % höhere 0,2 %-Dehngrenze. Ferritische Sorten zeigen nur geringe Kaltverfestigung und die Umformkräfte sind oft relativ niedrig. Duplexstähle beginnen auf einem hohen Festigkeitsniveau und verfestigen sich weiter, so dass die Rückfederungsneigung zu beachten ist. Allerdings ist die Duktilität der Duplex-Sorten größer als die der ferritischen, so dass die Rückfederung durch Überbiegen ausgeglichen werden kann. Auch reagieren Duplexstähle im Vergleich zu ferritischen Stählen weniger stark darauf, ob sie längs oder quer zur Walzrichtung umgeformt werden. Auch die mechanischen Eigenschaften der Duplex-Sorten zeigen eine gewisse Anisotropie, allerdings ist deren praktische Bedeutung wegen ihrer gegenüber den Ferriten höheren Duktilität geringer. Ferritische nichtrostende Stähle werden häufig tiefgezogen. Dabei wird das Blech flächig umgeformt, wobei sich die Dicke nur geringfügig ändert, wenn es in die Form gezogen wird. Bei den ferritischen nichtrostenden Stählen wird diese Art der Umformung durch die Bildung metallographischer Texturen stark unterstützt. Nichtrostende Duplexstähle sind in dieser Hinsicht noch nicht ausreichend untersucht, allerdings erscheint es unwahrscheinlich, dass sich bei Duplexstählen gleichermaßen günstige Umformeigenschaften erzielen lassen. 50 °C (1200 °F) drückgewalzt worden, mit anschließender vollständiger Lösungsglühung.

lassen. Das Tiefziehverhalten von Duplexstählen stellt sich völlig anders dar als das der ferritischen oder austenitischen nichtrostenden Stähle. Vielfach sind im Vergleich zu den austenitischen Sorten Anpassungen vorzunehmen, um der höheren Festigkeit und der geringeren Duktilität der nichtrostenden Duplex-Stähle Rechnung zu tragen. Bei den nichtrostenden Duplexstählen wird die Fähigkeit zur Streckumformung durch die ferritische Phase begrenzt. Sie weisen auch nicht jene Kaltverfestigung auf, die beim austenitischen nichtrostenden Stahl ein so hohes Maß an Streckumformung ermöglicht.

10.5 Drücken

Aufgrund ihrer Festigkeit und ihres Korrosionswiderstandes, insbesondere ihrer Beständigkeit gegen chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion, sind nichtrostende Duplexstähle für Anwendung in rotierenden Teilen, z.B. Zentrifugen, besonders geeignet. Drücken ist eine wirtschaftlich und häufig eingesetzte Methode, solche Teile herzustellen. Das Drücken ist ein komplexer Vorgang, bei welchem der maschinellen Ausrüstung und der Geschicklichkeit des Verarbeiters große Bedeutung zukommt. Austenitische nichtrostende Stähle werden verbreitet drückgewalzt, allerdings ist häufig mehrfaches Zwischenglühen erforderlich, um die erforderliche Duktilität wiederherzustellen. Die begrenzten vorliegenden Erfahrungen im Drückwalzen nichtrostender Duplexstähle lassen erkennen, dass die Umformkräfte sehr hoch sind, insbesondere, wenn gegenüber den austenitischen Stählen die Dicke nicht reduziert wird. Mit ausreichend starken Maschinen lassen sich nichtrostende Duplexstähle gut fließdrücken, allerdings erfordert deren geringere Duktilität ein häufigeres Zwischenglühen als bei austenitischen Sorten. Ebenheit und Minimierung der Mittenüberhöhung des Ausgangsbleches wirken sich deutlich auf das Drückwalzverhalten aus. Allerdings kann ein ausgeprägtes Richten, z.B. durch Walzen, bereits einen Teil jener Duktilität in Anspruch nehmen, die für den ersten Drückwalzdurchgang erforderlich ist. Teile aus Duplexstahl sind auch oberhalb von 650 °C (1200 °F) drückgewalzt worden, mit anschließender vollständiger Lösungsglühung.

11 Spanende Bearbeitung nichtrostender Duplexstähle

Nichtrostende Duplexstähle haben Streckgrenzen, die zumeist doppelt so hoch liegen wie die nicht-stickstofflegierter austenitischer Sorten. Ihre anfängliche Kaltverfestigung ist mindestens so hoch wie bei Standardausteniten. Die sich bildenden Späne sind fest und führen zu hohem Werkzeugverschleiß, besonders bei den höherlegierten Duplexstählen. Da der Schwefelgehalt bei der Stahlproduktion auf einem Minimum gehalten wird, gibt es kaum etwas, das den Spanabbruch erleichtern würde. Aus diesen Gründen sind Duplexstähle normalerweise schwieriger spanend zu bearbeiten als austenitische Sorten mit vergleichbarer Korrosionsbeständigkeit. Es werden höhere Kräfte benötigt und auch erhöhter Werkzeugverschleiß ist typisch für nichtrostenden Duplexstahl. Besonders bei Hartmetallwerkzeugen zeigt sich die begrenzte Spanbarkeit. Dieser Umstand wird aus Abbildung 15 deutlich, die vergleichende Zerspanbarkeitsindizes für mehrere Duplexstähle und den Stahl EN 1.4401 (AISI 316) angibt.

11.1 Allgemeine Hinweise für die spanende Verarbeitung nichtrostender Duplexstähle

Die nachstehenden Hinweise zum Zerspanen gelten für nichtrostende Stähle im Allgemeinen, sind aber für Duplexstähle in besonderer Weise zu beachten:

- leistungsstarke, verwindungssteife Maschinen mit äußerst festen, steifen Werkzeugaufnahmen einsetzen (die Schnittkräfte sind bei Duplexstählen für vergleichbare Schnitte weitaus höher als bei austenitischen Stählen),
- Schwingungen vermeiden, indem die freie Einspannlänge des Werkzeuges minimiert wird,
- Spitzenradius nicht größer wählen als unbedingt nötig,
- bei Hartmetallen Spitzenabrundungen bevorzugen, die scharfe Kanten bilden und dabei ausreichende Festigkeit aufweisen,
- Bearbeitungsschritte so organisieren, dass stets die vom vorigen Durchgang resultierende kaltverfestigte Schicht abgetragen wird,

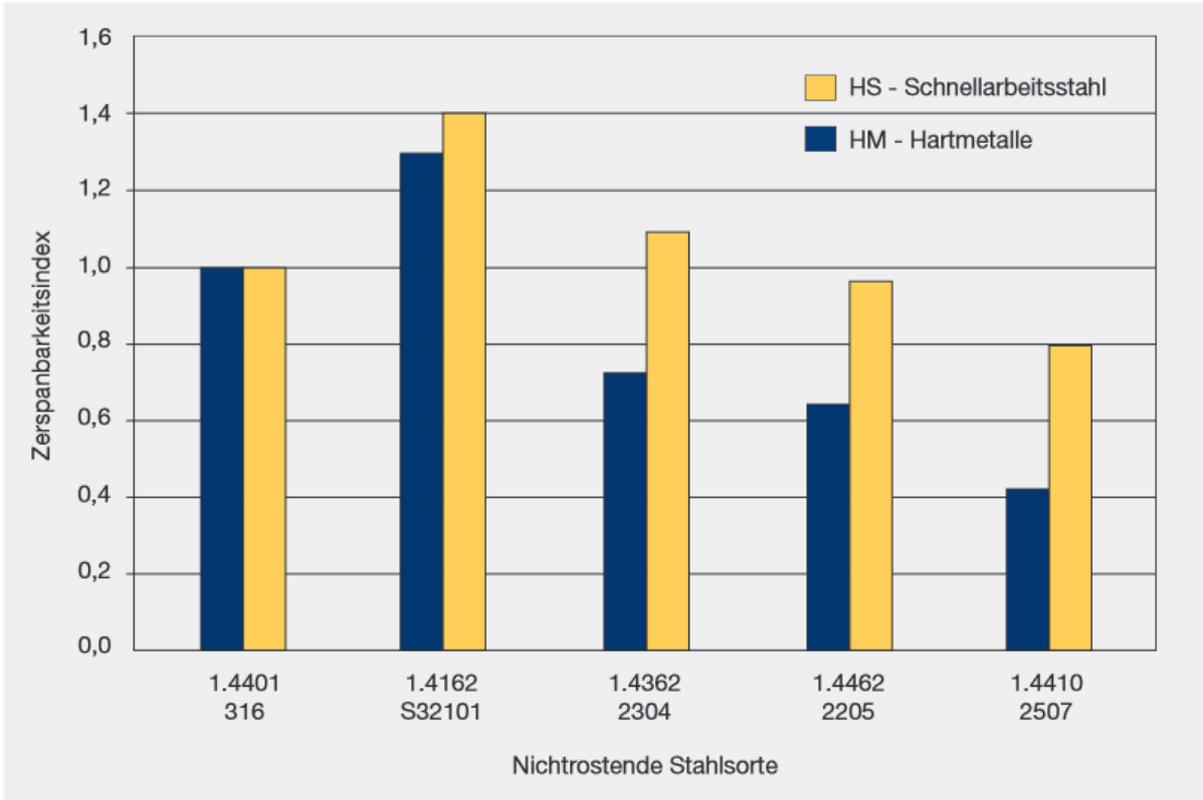


Abbildung 15: Relative Zerspanbarkeit nichtrostender Duplexstähle im Vergleich mit der Sorte EN 1.4401 (AISI 316) mit gesinterten Hartmetallwerkzeugen und für Werkzeuge aus Schnellarbeitsstahl

- ausreichende, jedoch nicht übermäßige Vorschübe wählen, um Aufbauschneiden und übermäßigen Verschleiß zu vermeiden,
- Wendeschneidplatten wechseln oder in regelmäßigen Abständen nachschärfen, um scharfe Schneiden zu gewährleisten,
- Reichlichen Zufluss von Kühl-/Schmiermitteln sicherstellen und dabei Öle oder Emulsionen mit Hochdruckadditiven benutzen,
- beschichtete Hartmetalle mit sicher spanbrechender Geometrie verwenden.

11.2 Drehen und Plandrehen

Bei Drehen und Plandrehen gibt es so viele Variablen, dass keine allgemeingültigen Empfehlungen gegeben werden können. Generelle Hinweise sind Abbildung 16 und Tabelle 11 zu entnehmen. Hartmetallwerkzeuge können beim Drehen eingesetzt werden und erlauben höhere Schnittgeschwindigkeiten als Schnellarbeitsstähle. Allerdings stellen Hartmetallwerkzeuge erhöhte Anforderungen an die Steifigkeit der Werkzeuge und der Werkstücke. Unterbrochene Schnitte sollten vermieden werden.

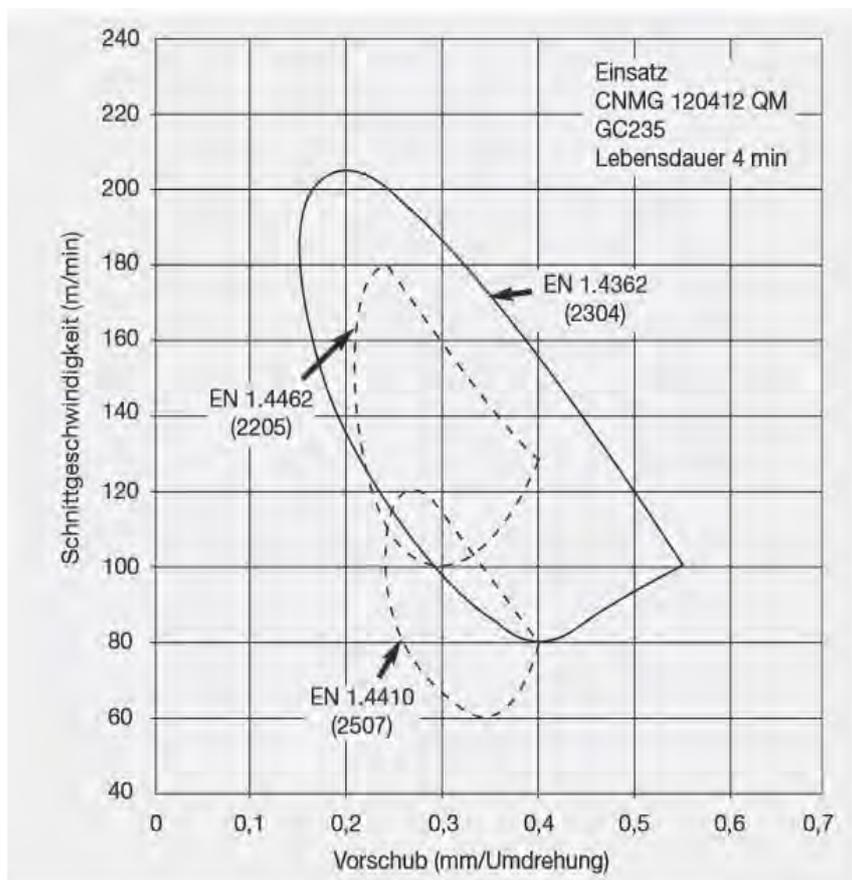


Abbildung 16: Vergleich der Zerspanungsparameter für das Drehen von nichtrostenden Duplexstählen mit gesintertem Hartmetalleinsatz bei einer Werkzeug-Lebensdauer von vier Minuten

Tabelle 11: Verarbeitungsrichtlinien für das Plandrehen nichtrostender Duplexstähle

Nichtrostender Stahl (oder Zerspanungsdaten)	Hartmetallwerkzeuge				HSS-Werkzeuge	
	Schruppen		Schlichten		Geschwindigkeit (m/min)	Geschwindigkeit (sfm)
	Geschwindigkeit (m/min)	Geschwindigkeit (sfm)	Geschwindigkeit (m/min)	Geschwindigkeit (sfm)		
EN 1.4162 (S32101)	170 - 240	560 - 790	200 - 280	660 - 925	20 - 30	65 - 100
EN 1.4362 (2304)	120 - 160	400 - 525	150 - 210	500 - 680	18 - 25	60 - 85
EN 1.4462 (2205)	90 - 120	300 - 400	120 - 160	400 - 525	15 - 20	50 - 65
Superduplex	50 - 70	165 - 230	70 - 105	230 - 350	10 - 15	35 - 50
Vorschub (pro Umdrehung)	0,3 - 0,6 mm	0,012 - 0,024 in	0,05 - 0,3 mm	0,002 - 0,012 in	0,05 - 0,2 mm	0,002 - 0,008 in
Schnitttiefe	2 - 5 mm	0,080 - 0,200 in	0,5 - 2 mm	0,020 - 0,080 in	0,5 - 2 mm	0,020 - 0,080 in

11.3 Planfräsen mit gesinterten Hartmetallen

Hinweise für das Planfräsen von Duplexstählen mit gesinterten Hartmetallen sind Tabelle 12 zu entnehmen.

- Für das Schruppen beschichtete oder zähe Einsätze verwenden. Härtere Einsätze können für die Schlichten verwendet werden, wenn eine feinere Oberfläche erforderlich ist
- Fräsen mit einer durchschnittlichen Spandicke von mindestens 0,1 mm einsetzen. Vorschub mit einem proportionalen Faktor von 1,0 bis 0,7 anpassen, wenn der Einzugswinkel von 45° auf 90° erhöht wird
- Keine Kühlmittel einsetzen, insbesondere nicht während des Schruppens, um einen guten Spanabtransport vom Werkzeug zu erzielen

11.4 Spiralbohren mit HSS-Bohrern

Richtwerte für das Spiralbohren nichtrostender Duplexstähle mit HSS-Bohrern sind aus Tabellen 13 und 14 ersichtlich.

- Bohrer-Geometrie: Spitzenwinkel 130°; selbstzentrierende Bohrspitzengeometrie wird empfohlen; das Ausspitzen wird für Bohrer mit großem Durchmesser empfohlen
- Kühlmittel; 10 %-Emulsion mit reichlichem Zufluss zur Werkzeugspitze; bei Tiefen > 2× Durchmesser Späne regelmäßig durch Zurückziehen des Bohrers und Spülung der Loches mit Kühlmittel entfernen
- Erhöhte Geschwindigkeiten: TiN-Beschichtung erlaubt Erhöhung um 10 %; Kühlmitteldurchlauf durch Bohrloch ermöglicht Steigerung um 10–20 %

Tabelle 12: Hinweise für das Planfräsen nichtrostender Duplexstähle mit gesintertem Hartmetall

Nichtrostender Stahl (oder Verarbeitungsdaten)	Schruppen		Schlichten	
	Geschwindigkeit (m/min)	Geschwindigkeit (sfm)	Geschwindigkeit (m/min)	Geschwindigkeit (sfm)
EN 1.4162 (UNS S32101)	180 - 230	595 - 760	200 - 250	660 - 825
EN 1.4362 (2304)	100 - 130	330 - 425	130 - 150	425 - 525
EN 1.4462 (2205)	50 - 80	165 - 260	80 - 110	260 - 360
EN 1.4410 (2507)	30 - 50	100 - 165	50 - 70	165 - 230
Vorschub (pro Zahn)	0,2 - 0,4 mm	0,008 - 0,016 in	0,1 - 0,2 mm	0,004 - 0,008 in
Schnitttiefe	2 - 5 mm	0,080 - 0,200 in	1 - 2 mm	0,040 - 0,080 in

Tabelle 13: HSS-Spiralbohrer-Parameter für nichtrostende Duplexstähle in SI-Einheiten

Bohrdurchmesser (mm)	Geschwindigkeit (m/min)				Vorschub (mm/Umdrehung)			
	EN 1.4162 (S32101)	EN 1.4362 (2304)	EN 1.4462 (2205)	Superduplex	EN 1.4162 (S32101)	EN 1.4362 (2304)	EN 1.4462 (2205)	Superduplex
1 - 3	12 - 37	6 - 10	6 - 8	5 - 8	0,05			0,04
5	12 - 37	10 - 12	10 - 12	9 - 11	0,10			0,08
10	12 - 37	12 - 15	10 - 12	9 - 11	0,20			0,15
15	12 - 37	12 - 15	10 - 12	9 - 11	0,25			0,20
20	12 - 37	12 - 15	10 - 12	9 - 11	0,30			0,25
30	12 - 37	12 - 15	10 - 12	9 - 11	0,35			0,30
40	12 - 37	12 - 15	10 - 12	9 - 11	0,41			0,35

Tabelle 14: HSS-Spiralbohrer-Parameter für nichtrostende Duplexstähle in englischen Maßeinheiten

Bohrdurchmesser (in)	Geschwindigkeit (sfm)				Vorschub (im/Umdrehung)			
	EN 1.4162 (S32101)	EN 1.4362 (2304)	EN 1.4462 (2205)	Superduplex	EN 1.4162 (S32101)	EN 1.4362 (2304)	EN 1.4462 (2205)	Superduplex
0,040- 0,120	40 - 120	20 - 33	20 - 25	16 - 25	0,002			0,0015
0,2	40 - 120	33 - 40	33 - 40	30 - 36	0,004			0,003
0,4	40 - 120	40 - 50	33 - 40	30 - 36	0,008			0,006
0,6	40 - 120	40 - 50	33 - 40	30 - 36	0,01			0,008
0,8	40 - 120	40 - 50	33 - 40	30 - 36	0,012			0,01
1,2	40 - 120	40 - 50	33 - 40	30 - 36	0,014			0,012
1,6	40 - 120	40 - 50	33 - 40	30 - 36	0,016			0,014

12 Schweißen nichtrostender Duplexstähle

12.1 Allgemeine Hinweise

12.1.1 Unterschiede zwischen nichtrostenden austenitischen und Duplexstählen

Wenn beim Schweißen nichtrostender Stähle Probleme auftreten, dann meistens im Bereich der Schweißnaht selbst, insbesondere mit Heißrissbildung in einem ganz oder überwiegend austenitischen Erstarrungsgefüge. Bei den üblichen austenitischen Sorten lässt sich dieses Problem weitgehend lösen, indem man einen Schweißzusatzwerkstoff mit einem entsprechenden Ferritanteil verwendet. Bei höherlegierten Sorten, bei denen eine Nickelbasislegierung als Schweißzusatz dient und eine austenitische Erstarrung unvermeidbar ist, wird die Aufgabe durch geringe Wärmeeinbringung gelöst, die häufig viele Schweißlagen erfordert, um die Schweißnaht aufzubauen. Da nichtrostende Duplexstähle aufgrund ihres ferritischen Gefügeanteils eine sehr gute Heißrissbeständigkeit aufweisen, tritt dieses Problem bei ihnen selten auf. Nicht die Schweißnaht erfordert die besondere Aufmerksamkeit bei nichtrostenden Duplexstählen, sondern die Wärmeeinflusszone. Die Probleme in der WEZ sind der Verluste an Korrosionsbeständigkeit, an Zähigkeit oder Rissbildung nach dem Schweißen. Um diesen Problemen entgegenzuwirken, sollte nicht in erster Linie angestrebt werden, die Wärmeeinbringung jedes einzelnen Durchganges zu begrenzen, sondern vielmehr, die Gesamt-Verweildauer im rotglühenden Bereich so kurz wie möglich zu halten. Erfahrungsgemäß führt dieser Ansatz zu einer Arbeitsweise, die sowohl technisch als auch wirtschaftlich optimal ist. Vor dem Hintergrund dieser einleitenden Bemerkungen lassen sich einige grundsätzliche Hinweise für das Schweißen nichtrostender Duplexstähle formulieren, die wiederum auf verschiedene Schweißverfahren angewandt werden können.

12.1.2 Wahl des Ausgangswerkstoffs

Das Schweißverhalten nichtrostender Duplexstähle wird maßgeblich durch Legierungszusammensetzung und Herstellungsverfahren bestimmt. Verschiedentlich wurde bereits auf

die Bedeutung eines ausreichend hohen Stickstoffgehaltes hingewiesen. Durchläuft der Werkstoff beim Abkühlen den Temperaturbereich von 700 °C bis 1000 °C nur langsam oder lässt man ihn vor dem Abschrecken in Wasser etwa eine Minute an der Luft abkühlen, vermindert sich die Zeit entsprechend, die dem Schweißer später zur Verfügung steht, um die Naht fertigzustellen, ohne dass sich schädliche Ausscheidungen bilden. Der in der Fertigung eingesetzte Werkstoff muss in Bezug auf Legierungszusammensetzung und Herstellungsverfahren genau jenem Material entsprechen, das für die Qualifizierung des Schweißverfahrens (Schweißverfahrensprüfung) eingesetzt wurde. Mittlerer Legierungsgehalt und Wahl der Prüfverfahren wurden bereits im Kapitel über Ausschreibung und Qualitätskontrolle (Abschnitt 6) abgehandelt.

12.1.3 Reinigung vor dem Schweißen

Die dringende Empfehlung, vor dem Schweißen alle Bereiche zu reinigen, die der Wärme ausgesetzt werden, gilt nicht nur für Duplexsorten, sondern für nichtrostende Stähle allgemein. Grund- und Schweißzusatzwerkstoff sind so zusammengesetzt, dass von der Abwesenheit von Verunreinigungen ausgegangen wird. Schmutz, Fett, Öl, Lacke und Feuchtigkeit aller Art beeinträchtigen den Schweißprozess und verschlechtern die Korrosionsbeständigkeit sowie die mechanischen Eigenschaften im Nahtbereich. Auch die strengste Prozesskontrolle ist unwirksam, wenn der Werkstoff nicht vor dem Schweißen gründlich gereinigt wird.

12.1.4 Nahtgeometrie

Bei nichtrostenden Duplexstählen muss die Nahtgeometrie so gewählt werden, dass die Durchschweißung gewährleistet ist und im Erstarrungsbereich kein unvermischter Grundwerkstoff vorliegt. Der Nahtbereich sollte besser abgedreht als geschliffen werden, damit Stegflanken und Schweißspalt möglichst gleichmäßig sind. Wenn geschliffen werden muss, sollte der Schweißnahtvorbereitung und der genauen Passung besondere Aufmerksamkeit gewidmet werden. Alle Grate sind im Interesse eines gleichmäßigen Aufschmelzens

und vollständiger Nahtdurchdringung zu entfernen. Bei austenitischen Stählen kann der Schweißer gewisse Unvollkommenheiten der Nahtvorbereitung durch geeignete Führung des Schweißbrenners ausgleichen. Bei Duplexstählen kann sich daraus aber ein übermäßig langer Verbleib in einem kritischen Temperaturbereich ergeben, so dass das Ergebnis letzt-

lich außerhalb der vorgegebenen Toleranzen liegt. Abbildung 17 zeigt verschiedene Schweißnahtgeometrien für nichtrostende Duplexstähle. Andere Lösungen sind möglich, vorausgesetzt, sie stellen eine vollständige Durchschweißung sicher und minimieren das Risiko des Durchbrennens.

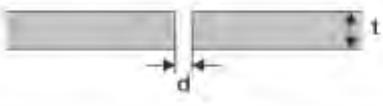
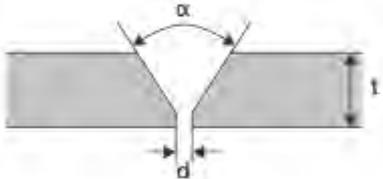
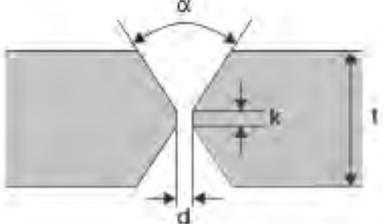
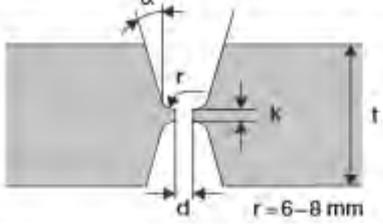
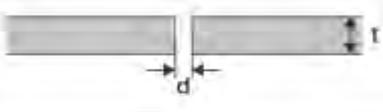
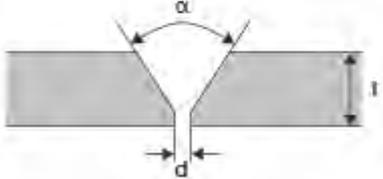
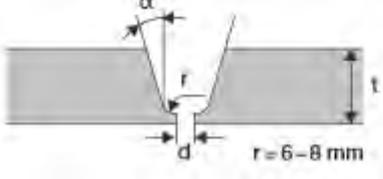
Nut	Verfahren	Dicke t (mm)	Spalt d (mm)	Wurzel k (mm)	Öffn.- \angle
	WIG	3-5	1-3	-	-
	MIG	3-6	1-3	-	-
	E-Hand	3-4	1-3	-	-
	E-Hand	4-15	1-3	1-2	55-65
	WIG	3-8	1-3	1-2	60-70
	MIG	5-12	1-3	1-2	60-70
	UP	9-12	0	5	80
	E-Hand	>10	1,5-3	1-3	55-65
	MIG	>10	1,5-3	1-3	60-70
	UP	>10	0	3-5	90
	E-Hand	>25	1-3	1-3	10-15
	MIG	>25	1-3	1-3	10-15
	UP	>25	0	3-5	10-15
	WIG	>3	0-2	-	-
	MIG	>3	0-2	-	-
	E-Hand	>3	0-2	-	-
	E-Hand	3-15	2-3	1-2	60-70
	WIG	2,5-8	2-3	1-2	60-70
	MIG	3-12	2-3	1-2	60-70
	UP	4-12	2-3	1-2	70-80
	E-Hand	12-60	1-2	2-3	10-15
	WIG	>8	1-2	1-2	10-15
	MIG	>12	1-2	2-3	10-15
	UP	>10	1-2	1-3	10-15

Abbildung 17: Beispiele für Schweißnahtgeometrien bei nichtrostenden Duplexstählen

12.1.5 Vorwärmen

Im Allgemeinen wird Vorwärmen nicht empfohlen, da es schädlich sein kann. Es sollte nur ausnahmsweise vorgenommen werden, wenn besondere Gründe vorliegen. Zum Beispiel kann es sinnvoll sein, um Feuchtigkeit zu entfernen, die sich in kalter Umgebung oder über Nacht niedergeschlagen hat. Dient das Vorwärmen der Entfeuchtung, sollte der Stahl gleichmäßig auf rund 100 °C erwärmt werden. Zuvor muss der Schweißnahtbereich gründlich gereinigt werden.

12.1.6 Wärmeeintrag und Zwischenlagentemperatur

Nichtrostende Duplexstähle tolerieren eine vergleichsweise hohe Wärmeeinbringung. Das Erstarrungsgefüge von Duplexstählen ist weitestgehend beständiger gegen Heißrissbildung als das austenitische Stähle. Aufgrund ihrer höheren Wärmeleitfähigkeit und der geringeren Wärmeausdehnung entwickeln Duplex-Sorten erheblich weniger lokale thermische Spannungen als Austenite. Zwar muss die Stärke der auf die Schweißnaht einwirkenden Spannungen begrenzt werden, aber Heißrisse stellen normalerweise kein Problem dar. Zu geringe Wärmeeinbringung kann zu Schmelz- und Wärmeeinflusszonen führen, die ein Übermaß an Ferrit enthalten und entsprechend in ihrer Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit geschwächt sind. Zu hohe Wärmeeinbringung vergrößert die Gefahr, dass sich intermetallische Phasen bilden. Um Problemen in der WEZ entgegenzuwirken, sollte eine schnelle Abkühlung nach dem Schweißen ermöglicht werden. Die Temperatur des Werkstücks ist wichtig, weil sie der stärkste Einflussfaktor auf die Abkühlung der WEZ ist. Allgemein gilt, dass die maximale Zwischenlagentemperatur bei Lean- und Standard-Duplex-Stählen auf 150 °C und bei Super-Duplex-Stählen auf 100 °C begrenzt ist. Diese Grenzen sind bei der Festlegung des Schweißverfahrens zu berücksichtigen. In der Fertigung ist zu überwachen, dass diese Zwischenlagentemperaturen nicht überschritten werden. Elektronische Temperaturmessgeräte und Thermoelemente sind die bevorzugten Mittel, die Zwischenlagentemperatur zu überwachen. Man begibt sich bei der Qualifizierung des Schweißverfahrens keineswegs zu sehr

auf die sichere Seite, wenn man die Temperatur des Versuchsteil für eine Mehrlagen-Schweißung auf eine niedrigere Zwischenlagentemperatur fallen lässt, als dies sinnvollerweise in der Fertigung geschieht. Bei umfangreichen Schweißarbeiten muss für eine fachgerechte Ausführung zwischen den einzelnen Lagen ausreichend Zeit für die Abkühlung vorgesehen werden.

12.1.7 Wärmebehandlung nach dem Schweißen

Ein Spannungsarmglühen nach dem Schweißen ist bei nichtrostenden Duplexstählen nicht erforderlich. Es kann sogar schädlich sein, weil bei der Erwärmung eine Versprödung durch intermetallische Phasen oder die 475 °C-Versprödung auftreten kann. Sowohl die Zähigkeit als auch die Korrosionsbeständigkeit werden dadurch möglicherweise beeinträchtigt. Wärmebehandlungen oberhalb von 315 °C sind bei nichtrostenden Duplexstählen nachteilig für Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Jede Wärmebehandlung nach dem Schweißen muss ein vollständiges Lösungsglühen einschließen. Anschließend ist mit Wasser abzuschrecken (Tabelle 10). Ein vollständiges Lösungsglühen empfiehlt sich auch nach dem Autogenschweißen, weil – sofern nicht ein überlegierter Schweißzusatzwerkstoff eingesetzt wird – das Gefüge ausgeprägt ferritisch ist. Wenn nach dem Schweißen ein vollständiges Lösungsglühen mit anschließendem Abschrecken vorgesehen ist, z.B. bei der Herstellung von Verbindungsteilen, sollte die Wärmebehandlung Bestandteil der Schweißanweisung werden. Das Lösungsglühen kann Probleme, die durch zuviel Ferrit und intermetallische Phasen auftreten, beheben. Im Verarbeitungsprozess können diese unerwünschten Zustände in gewissem Umfang als Zwischenstadium vor dem abschließenden Lösungsglühen toleriert werden.

12.1.8 Angestrebtes Phasengleichgewicht

Von Duplex-Stählen wird häufig angenommen, sie hätten eine Austenit/Ferrit-Verteilung von 50/50. Diese Annahme ist nicht ganz richtig: Moderne Duplexstähle weisen zwischen 40 % und 50 % Ferrit auf; der Rest ist Austenit. Allgemein gilt, dass sich die besonderen Eigenschaften der nichtrostenden Duplexstähle

einstellen, wenn der Ferritanteil mindestens 25 % beträgt und der Rest Austenit ist. Bei einigen Schweißverfahren, besonders beim Unterpulver-Schweißen, ist das Phasengleichgewicht in Richtung der Austenite verschoben. Hierdurch soll die Zähigkeit verbessert und der Zähigkeitsverlust ausgeglichen werden, der durch Sauerstoffaufnahme aus der Schlacke entsteht. Die bei solchen Schweißzusatzwerkstoffen zu erzielende Zähigkeit ist zwar niedriger als die hohen Werte, die bei geglühtem Blech oder Rohr erzielt werden, kann jedoch für den jeweiligen Anwendungsfall ausreichend sein. Allerdings erreicht kein Schweißverfahren die hohen Zähigkeitswerte des geglühten Walzproduktes. Eine Begrenzung des Ferritanteils im Schweißgut auf Werte oberhalb jener Mindestwerte, die für werksseitig geglühte Produkte gelten, würde die Auswahl zwischen den Schweißverfahren unnötig einschränken. Das Phasengleichgewicht in der WEZ weist in der Regel etwas mehr Ferrit auf als im Ausgangswerkstoff, weil es das Ergebnis einerseits des ursprünglichen Herstellungsprozesses des Blechs oder Rohrs und andererseits eines zusätzlichen Temperaturzyklus ist. Es ist nahezu unmöglich, die Gefügeanteile in der WEZ genau zu bestimmen. Ist das Gefüge stark ferritisch, kann hierin ein Hinweis auf den seltenen Fall liegen, dass extrem schnell abgeschreckt wurde und hierdurch ein Übermaß an Ferrit entstanden ist – mit entsprechendem Verlust an Zähigkeit.

12.1.9 Mischverbindungen

Nichtrostende Duplexstähle lassen sich mit anderen Duplexstählen, austenitischen nicht-

rostenden Stählen sowie un- und niedriglegierten Stählen verschweißen. Beim Verschweißen unterschiedlicher Duplex-Stähle miteinander werden zumeist Schweißzusatzwerkstoffe eingesetzt, deren Nickelgehalt gegenüber dem Grundwerkstoff erhöht ist. Der erhöhte Nickelgehalt sorgt dafür, dass sich bei der Abkühlung in der Schweißnaht ausreichend viel Austenit bildet. Für das Verschweißen mit austenitischen Sorten werden überwiegend austenitische Schweißzusatzwerkstoffe mit niedrigem Kohlenstoffgehalt und einem Molybdängehalt eingesetzt, der zwischen jenem der beiden zu verbindenden Stähle liegt. AWS E309L/ER309L (23 12L - EN 12072) kommt meist bei Verbindungen zwischen nichtrostendem Duplexstahl mit un- bzw. niedriglegierten Stählen zum Einsatz. Wird eine Nickelbasislegierung als Schweißzusatzwerkstoff benutzt, muss dieser frei von Niob sein. Da Austenite eine geringere Festigkeit aufweisen als Duplex Stähle, sind Schweißnähte, die mit austenitischem Zusatzwerkstoff hergestellt wurden, weniger fest als der Duplex-Grundwerkstoff. Tabelle 15 fasst die Schweißzusatzwerkstoffe zusammen, die üblicherweise für artverschiedene Schweißverbindungen von Duplexstahl eingesetzt werden. Die Beispiele zeigen die AWS-Bezeichnung für die Elektrode (E); je nach Schweißverfahren, Nahtgeometrie und anderen Faktoren sind auch Schweißdraht (AWS-Bezeichnung ER) sowie Fülldraht möglich. Die hierin verzeichneten Schweißzusatzwerkstoffe sind auch unter verschiedenen herstellereigenen Bezeichnungen erhältlich, die beim Lieferanten erfragt werden können.

Tabelle 15: Schweißzusatzwerkstoffe für artverschiedene Schweißungen

	1.4362 (2304), 1.4162 (S32101), 1.4062 (S32202), S82011	1.4462 (2205) S32003	Duplexstahl mit 25 %Cr Super-Duplex-Stahl
1.4362 (2304) 1.4162 (S32101) 1.4062 (S32202) S82011	23Cr-7Ni-N E2209 E309L	E2209	E2209
EN 1.4462 (2205) S32003	E2209	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N
Duplexstahl mit 25 %Cr Super-Duplex-Stahl	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
1.4301 (304)	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
1.4401 (316)	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
unlegierter Stahl niedriglegierter Stahl	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo

12.2 Qualifizierung der Schweißverfahren

Bei austenitischen Standardsorten sind die Prüfungen für die Qualifizierung von Schweißverfahren vergleichsweise einfach. Der Prüfungsaufwand, mit dem Werkstoff, Schweißzusatzwerkstoff und Schweißverfahren untersucht werden, ist relativ gering. Härte- und Biegetests (jeweils als Indikatoren für Martensit und Heißrisse) zeigen die langjährige Erfahrungen mit potentiellen Fehlern bei austenitischen, ferritischen und martensitischen nichtrostenden Stählen auf. Die Anforderungen sind für Duplexstähle in der Regel leicht zu erfüllen, allerdings sind diese Versuche ungeeignet, intermetallische Phasen oder erhöhte Ferritgehalte aufzuspüren, die mögliche Fehlerquellen bei nichtrostenden Duplexstählen darstellen. Weil die Zeit, in der die WEZ erhöhten Temperaturen ausgesetzt sein darf, bei Duplex-Sorten begrenzt ist, sind die letztlich erzielten Eigenschaften auch abhängig von Blechdicke und Details der Ausführung. „Qualifizierung“ muss daher weiter gefasst werden und kann lediglich als Hinweis dafür betrachtet werden, dass die während der Fertigung eingesetzten Schweißverfahren keine inakzeptablen Einbußen an technischen Eigenschaften, insbesondere an Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit, mit sich bringen. Um auf der sicheren Seite zu sein, müssten die

Schweißverfahren für alle Dicken und Schweißnahtgeometrien durchgeführt werden, da bereit geringfügige Änderungen sich auf das Fertigungsergebnis auswirken können. Allerdings macht die Komplexität realer Fertigungsaufgaben derartige Versuche kostspielig. Eine Begrenzung der Kosten lässt sich dadurch erzielen, dass jeweils nur das anspruchsvollste Verfahren (in Bezug auf Querschnitt, Schweißzusatzwerkstoff und Schweißmethode) qualifiziert wird. Im Geltungsbereich der Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung Z-30.3-6 „Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostendem Stahl“ des Deutschen Instituts für Bautechnik sind Kerbschlagbiegeversuche bei -40 °C jeweils für die minimale und die maximale Streckenenergie vorgeschrieben.

12.3 Schweißverfahren

Die nichtrostenden Duplexstähle der zweiten Generation erlebten ihren Marktdurchbruch in den frühen 1980er Jahren. Da nur begrenzte Erkenntnisse über die Rolle von Stickstoff für die Phasenstabilität vorlagen, waren die Bemühungen zunächst darauf gerichtet, beim Schweißen die Wärmeeinbringung gering zu halten. Die eng begrenzte Wärmeeinbringung führte zu der Auffassung, dass viele der wirtschaftlicheren Schweißverfahren mit hohen Abschmelzleistungen, z.B. UP-Schweißen, für nichtrostende Duplex-Stähle unge-

eignet seien. Die Eigenschaften der nichtrostenden Duplexstähle waren allerdings so interessant, dass die Anwendung dieser wirtschaftlichen Verfahren eingehend untersucht wurde. Inzwischen können nahezu alle Schweißverfahren für Duplex-Stähle eingesetzt werden. Eine Ausnahme bildet allerdings das Autogen-Schweißen (311), das durch seine aufkohlende Wirkung der Schweißnaht zu viel Kohlenstoff zuführen würde.

12.3.1 Wolfram-Lichtbogenschweißen

Das Wolfram-Lichtbogenschweißen, auch als Wolfram-Inertgas-(WIG-)Schweißen bezeichnet, ist insbesondere für kurze von Hand ausgeführte Schweißnähte geeignet. Zwar kann es bei einfachen Geometrien auch automatisiert werden, als Verfahren für umfangreichere Schweißarbeiten an großen Bauteilen ist es jedoch unwirtschaftlich. Da viele Anlagenteile, auch wenn sie mit anderen Schweißverfahren hergestellt wurden, einzelne WIG-Nähte enthalten, empfiehlt es sich, dieses Verfahren für Reparaturstellen und für Restarbeiten zu qualifizieren.

Geräteausstattung

Das Wolfram-Lichtbogenschweißen wird am besten mit einer Gleichstromquelle sowie einer Hochfrequenz-Zündanlage ausgeführt. Das Verfahren sollte mit Gleichstrom und negativ gepolter Elektrode eingesetzt werden. Die umgekehrte Polarität führt zur Schädigung der Elektrode. Die Elektrode sollte eine mit 2 % Thor legierte Wolframelektrode sein (DIN EN ISO 6848: Klasse WTH20). Eine unter Arbeitsschutzgesichtspunkten vorteilhafte Alternative sind Wolfram-Elektroden mit seltenen Erden, z.B. Typ WLa20. Der Lichtbogen lässt sich besser steuern, wenn die Elektrode konisch angeschliffen wird, wobei die Spitze einen Winkel von 30 bis 60 Grad haben und die Spitze abgeflacht werden sollte. Der beste Spitzenwinkel, mit dem beim automatisierten Wolfram-Lichtbogenschweißen volle Nahtdurchdringung erreicht wird, sollte bei der tatsächlichen Fertigung durch Versuche ermittelt werden.

Schweißzusatzwerkstoffe

Die meisten Schweißzusatzwerkstoffe werden zwar als „artgleich“ bezeichnet, sind jedoch meist im Vergleich zum Grundwerkstoff um 2 bis 4 Prozentpunkte höher mit Nickel legiert,

während der Stickstoffgehalt üblicherweise geringfügig niedriger ist. Allgemein gilt, dass höherlegierte Schweißzusatzwerkstoffe eingesetzt werden sollten, um die niedriger legierten Duplexstahl zu schweißen, während „artgleiche“ Schweißzusatzwerkstoffe befriedigende Ergebnisse bei Mischverbindungen mit austenitischen nichtrostenden sowie un- und niedriglegierten Stählen ergeben.

Schutzgas

Beim Wolfram-Lichtbogenschweißen ist es, wie bei allen Schweißverfahren unter Schutzgas, wichtig, dass das Schweißbad von dem oxidierenden und kontaminierenden Einfluss der Umgebungsluft abgeschirmt wird. Meist wird hierzu das Inertgas Argon in einer feuchtigkeitsfreien Schweißqualität mit einer Reinheit von 99,95% oder mehr eingesetzt. Die Gasleitungen müssen sauber, trocken und dicht sein. Die Gasmenge muss so geregelt sein, dass das Gas den Nahtbereich vollständig abdeckt, ohne dass es zu Verwirbelungen und zum Einsaugen von Luft in das Schutzgas kommt. Der Gasstrom sollte einige Sekunden vor der Zündung des Lichtbogens einsetzen und sollte nach dessen Erlöschen noch einige Sekunden fortauern, am besten, bis Schweißnaht und WEZ soweit abgekühlt sind, dass eine Oxidation von Schweißgut und WEZ nicht mehr erfolgt. Um die Elektrode abzudecken, wird bei einem normalen Gasdiffusor eine Durchflussmenge von 12 l/min bis 18 l/min und bei einer normalen Düse die Hälfte empfohlen. Die Durchflussmengen beim Wurzelschutz (ebenfalls reines Argon) hängen von der Größe der Wurzel ab. Sie sollte groß genug sein, um eine vollständige Verdrängung der Luft und einen vollständigen Schutz der Schweißnaht zu gewährleisten, so dass sich keine Anlauffarben bilden. Da Argon schwerer ist als Luft, sollte die Zufuhr von der Unter- zur Oberseite des umschlossenen Raumes erfolgen, der mit mindestens dem Siebenfachen seines Volumens gespült werden muss. Mit reinem Argon werden befriedigende Schweißnähte erzielt, allerdings gibt es durchaus Optimierungsmöglichkeiten. Der Zusatz von rund 3 % trockenem Stickstoff sorgt dafür, dass der Stickstoff im aufgeschmolzenen Stahl verbleibt, besonders bei den höherlegierten Duplexstählen. Stickstoffzusätze führen zu höherem Verbrauch der Elektrode, ein Zusatz von Helium hebt diesen Effekt aber teilweise wieder auf. Zusätze von Sauerstoff und Kohlenstoff-

dioxid zum Schutzgas sollten vermieden werden, weil sie die Korrosionsbeständigkeit des Stahls herabsetzen. Wasserstoff sollte nicht im Schutzgas oder im Gas zum Wurzelschutz enthalten sein, weil es in der ferritischen Phase des Duplex-Stahls zu einer Wasserstoffversprödung oder zu Wasserstoffrisen führen kann. Die Gaszufuhr sowie ggf. die Wasserkühlung sollten regelmäßig inspiziert werden, um sicherzustellen, dass das Gas trocken und sauber bleibt.

Techniken und Parameter

Bei nichtrostenden Duplexstählen ist es besonders wichtig, gute und gleichmäßige Kantenvorbereitung, Ausrichtung und Wurzelspalte sicherzustellen. Während austenitische nichtrostende Stähle es erlauben, Mängel in diesen Bereichen durch geschicktes Schweißen auszugleichen, besteht bei Duplexstählen das Risiko, dass sie hierdurch zu lange hohen Temperaturen ausgesetzt werden. Kupferschienen zur Wärmeabfuhr sollten vermieden werden, da die Oberflächen nichtrostender Duplexstähle empfindlich gegen Kupferverunreinigung sind. Jegliche Zündung des Lichtbogens außerhalb des Schweißbereiches führt zu Zündstellen mit sehr hohen Abkühlungsraten, die lokal zu stark erhöhten Ferritgehalten und folglich an diesen Stellen zu verminderter Korrosionsbeständigkeit führen können. Die Zündung sollte im Bereich der Schweißnaht selbst erfolgen, um dieses Problem zu vermeiden. Das Heften sollte vollständig unter Schutzgas erfolgen. Heftstellen sollten sich nicht am Ausgangspunkt der Wurzellage befinden. Um Risse an den Heftstellen im Bereich der Wurzel zu vermeiden, sollte die Wurzelschweißung unterbrochen und die Heftstellenschweißung angeschliffen werden, alternativ können die Heftstellen vor dem Wurzeldurchgang teilweise entfernt werden. Die Breite des Wurzelspalts sollte sorgfältig eingehalten werden, damit Wärmeeinbringung und Aufmischung während des Wurzeldurchgangs möglichst gleichmäßig sind. Anfang und Ende der Wurzellage sollten angeschliffen werden, bevor die Fülllagen geschweißt werden. Das Werkstück sollte zwischen den einzelnen Lagen bei den Standard-Duplex-Stählen unter 150 °C und bei Super-Duplex-Stählen unter 100 °C abkühlen, damit die Temperatur in der WEZ zwischen den Durchgängen ausreichend weit absinken kann. Beim Wolfram-Lichtbogenschweißen von nichtrostenden Duplexstählen ist der am häufig-

sten angewandte Schweißzusatzwerkstoff „artgleich“ mit leicht erhöhtem Nickelanteil. Superduplex-Schweißzusatzwerkstoffe lassen sich auch vorteilhaft für Schweißungen des Grundwerkstoffs EN 1.4462 (2205) einsetzen. Gängige Schweißdrahtdurchmesser sind 1,6 mm, 2,4 mm und 3,2 mm. Der Schweißdraht muss sauber und trocken sein und bis zu seiner Verwendung in einem geschlossenen Behälter aufbewahrt werden. Die besten Ergebnisse werden erzielt, wenn in der Wannenlage (PA) geschweißt wird. Der Brenner sollte möglichst senkrecht gehalten werden, um ein Einsaugen von Luft in das Schutzgas zu vermeiden. Es besteht je nach Werkstoffdicke und Schweißnahtgeometrie weitgehende Freiheit bei der Bemessung der Wärmezufuhr. Meist liegt sie bei 0,5 kJ/mm bis 2,5 kJ/mm, wie sich aus nachstehender Formel ergibt:

$$\text{Wärmezufuhr (kJ/mm)} = (V \times A) / (S \times 1000)$$

mit V = Spannung (V)

A = Stromstärke (A)

S = Schweißgeschwindigkeit (mm/s)

Allgemeine Empfehlungen für die Wärmezufuhr lauten:

EN 1.4362 (2304) oder Lean Duplex 0,5–2,0 kJ/mm

EN 1.4462 (2205) 0,5–2,5 kJ/mm

EN 1.4410 (2507) 0,3–1,5 kJ/mm

Das Wolfram-Inertgasschweißen ergibt bei guter Schutzgaszufuhr sowie geeigneter Wahl von Schweißdauer und Temperatur Schweißnähte von guter Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Es ist damit vielseitig anwendbar. Das Verfahren wird häufig ergänzend oder für Restarbeiten an Anlagen angewandt, die im Übrigen mit anderen Schweißverfahren hergestellt wurden. Wichtig ist, das Verfahren im Hinblick auf die unterschiedlichen Einsatzsituationen zu qualifizieren.

12.3.2 Metall-Schutzgasschweißen (MSG/MAG)

Das Metall-Schutzgasschweißen, meist in Form des Metall-Aktivgasschweißens (MAG) angewandt, ist besonders wirtschaftlich für längere Schweißnähte, die relativ großer Mengen von Schweißzusatzwerkstoff erfordern. Es lässt sich bei einfachen Geometrien gut automatisieren. Häufig wird für große Schweißnahtlängen das MSG/MAG-Verfahren in

Verbindung mit dem Wolfram-Inertgasschweißen eingesetzt.

Ausrüstung

Das MSG-Schweißen erfordert besondere Schweißgeräte, u.a. eine stabilisierte Spannungsquelle mit einstellbarer Neigung der Kennlinie und einer einstellbarer Drossel oder mit der Möglichkeit eines Impulslichtbogens. MIG/MAG sollte an Gleichstrom mit positiv geschalteter Elektrode ausgeführt werden. Es gibt beim MIG/MAG-Schweißen drei Möglichkeiten des Werkstoffübergangs.

Kurzlichtbogen

Unter allen MSG-Verfahren hat diese Variante die geringste Wärmeeinbringung. Sie eignet sich daher für dünne Wandstärken, bei denen eine hohe Wärmezufuhr zu Verzug führen könnte. Sie kann auch für Schweißungen in Zwangslagen eingesetzt werden.

Impulslichtbogen

Diese Arbeitsweise erfordert zwei Stromquellen, um die beiden Arbeitsbereiche abzudecken, wobei das Umschalten zwischen den Quellen das Pulsen bewirkt. Die Abschmelzleistung ist während der Pulsstromphase hoch, jedoch während der Grundstromphase niedriger. Diese Kombination hat den Vorteil einer großen Abschmelzleistung bei gleichzeitig begrenzter Wärmezufuhr.

Sprühlichtbogen

Dieser Modus ergibt hohe Abschmelzleistungen mit einem stabilen Lichtbogen, geht jedoch mit hohem Wärmeeintrag einher. Der Einsatz ist in der Regel auf Schweißarbeiten in der Wannenlage begrenzt. Wirtschaftlich ist es bei langen, geraden Schweißraupen bei Nähten mittlerer Breite.

Schweißzusatzwerkstoffe

MSG-Schweißen basiert auf abschmelzenden Elektroden in Form eines Drahtes, der von einer Rolle dem Lichtbogen automatisch zugeführt wird. Der Schweißzusatzwerkstoff besteht aus „artgleichem“ nichtrostendem Duplexstahl, der mit Nickel überlegiert ist, um das gewünschte Phasengleichgewicht und die angestrebten Eigenschaften im geschweißten Zustand zu erhalten.

Schutzgas

Die Auswahl des Schutzgases ist im Falle von MSG-Schweißen komplexer als beim Wolfram-Lichtbogen-schweißen und hängt wesentlich davon ab, ob der Verarbeiter käuflich erhältliche Gasmischungen einsetzt oder über eigene Gasmischsysteme verfügt. MSG-Schutzgase reichen von reinem Argon bis zu 80 %-igem Argon mit Zusätzen von Helium, Stickstoff und Sauerstoff zur Verbesserung der Schweißbarkeit und der Eigenschaften der Schweißkonstruktion. Die Durchflussmengen hängen von der Art des Werkstoffübergangs, der Schweißgeschwindigkeit und dem Schweißdrahtdurchmesser ab. Sie bewegen sich in der Regel bei 12 l/min bis 16 l/min bei Drahtdurchmesser zwischen 1,0 mm und 1,6 mm. Ein langes freies Drahtende (Stickout) sollte vermieden werden, damit die Gasabdeckung während des Schweißens erhalten bleibt. Wie bereits im Falle des Wolfram-Inertgasschweißens erwähnt, ist die Funktionstüchtigkeit der Gaszufuhr entscheidend. Es sollten Vorkehrungen getroffen werden, das Einziehen von Luft in das Schutzgas auszuschließen. Da die Schweißungen über größere Längen stattfinden, ist die Abschirmung von Luftzutritt für eine gleichmäßige Schweißnahtqualität wichtig. Wasserstoff sollte im Schutzgas oder beim Wurzelschutz nicht enthalten sein, weil es in der Ferritphase des nichtrostenden Duplexstahles Wasserstoffversprödung oder Wasserstoffrisse verursachen kann.

Schweißtechnik und Parameter

Typische Schweißparameter für den Kurzlichtbogen und für den Sprühlichtbogen sind in Tabelle 16 zusammengefasst. Wie im Falle des Wolfram-Inertgasschweißens sind auch beim Metall-Schutzgasschweißen gründliche Vorbereitung und gleichmäßige Kanten, Ausrichtung sowie Stegflanken oder Spaltabstände erforderlich. Kupferschienen zur Wärmeabfuhr sollten möglichst vermieden werden, weil nichtrostende Duplexstähle gegen oberflächliche Verunreinigung mit Kupfer empfindlich sind und die Kupferstäbe in einigen Fällen eine zu schnelle Abkühlung bewirken können. Eine Zündung des Lichtbogens außerhalb des Schweißnahtbereiches führt zu lokalen Anschmelzungen mit sehr hohen Abkühlungsraten, die stellenweise hohen Ferritgehalt und einen möglichen Verlust an Korrosionsbeständigkeit verursachen können. Der Bogen sollte im Schweißbereich gezündet werden, um dies-

es Problem zu vermeiden. Zündungen außerhalb des Schweißnahtbereiches sollten durch leichtes Schleifen entfernt werden.

Tabelle 16: Typische MSG-Schweißparameter für Kurzlichtbögen und Sprühlichtbögen beim Schweißen von nichtrostendem Duplexstahl mit unterschiedlichen Schweißdrahtdicken

Kurzlichtbogen			
Schweißdrahtdurchmesser		Stromstärke	Spannung
mm	Zoll	A	V
1,0	0,035	90 - 120	19 - 21
1,2	0,045	110 - 140	20 - 22
Sprühlichtbogen			
1,0	0,035	170 - 200	25 - 28
1,2	0,045	210 - 280	26 - 29
1,6	0,063	270 - 330	27 - 30

Heftnähte sollten unter Schutzgas geschweißt werden. Am Ausgangspunkt der Wurzellage sollte sich keine Heftschweißung befinden. Am besten wird, um Risse im Wurzeldurchgang aufgrund von Heftschweißungen zu verhindern, die Wurzellage unterbrochen und die Heftschweißung angeschliffen. Die Heftschweißungen können auch vor dem Wurzeldurchgang teilweise angeschliffen werden. Die Breite des Wurzelspaltes sollte möglichst konstant gehalten werden, um sicherzustellen, dass Wärmeübergang und Aufmischung in der Wurzellage gleichmäßig sind. Anfangs- und Endpunkt der Wurzellage sollten angeschliffen werden, bevor mit der Fülllage begonnen wird. Die Zwischenlagentemperaturen sollte unter 150 °C liegen, damit die Temperatur der WEZ bei den aufeinanderfolgenden Lagen ausreichend schnell absinken kann. Die üblichen Schweißdrahtdurchmesser liegen bei 1,0 mm bis 1,6 mm, seltener bei 2,4 mm und 3,2 mm. Der Schweißdraht muss sauber und trocken sein und sollte bis zur Benutzung in einem geschlossenen Behälter aufbewahrt werden. Die besten Ergebnisse werden beim Schweißen in Wannelage erzielt. Die Schweißpistole sollte möglichst senkrecht gehalten werden, um das Ansaugen von Luft in das Schutzgas zu vermeiden.

12.3.3 Fülldrahtschweißen

Das Fülldraht-Lichtbogenschweißen stellt eine neuere Entwicklung beim Schweißen nicht-

rostender Duplexstähle dar. Sein Erfolg ist ein Beispiel dafür, wie schnell und umfassend sich die Technologie des nichtrostenden Duplexstahls entwickelt hat. Beim Fülldrahtschweißen wird der gefüllte Schweißdraht mit derselben Technik wie beim MSG-Schweißen automatisch durch den Brenner zugeführt. Das im Draht enthaltene Pulver enthält einige der Legierungszusätze sowie die Schlackenbildner, welche die Schweißnaht vor der Atmosphäre schützen und das Schutzgas ergänzen, das zum Schutz der WEZ über den Brenner zugeführt wird. Das Fülldrahtschweißen ist kostengünstig, weil es eine hohe Abschmelzleistung bietet und auch für Zwangspositionen sowie für einen großen Dickenbereich geeignet ist.

Ausstattung

Für das Fülldrahtschweißen werden dieselben Geräte eingesetzt wie für das MSG-Schweißen.

Schweißzusatzwerkstoffe

Da die Schweißungen mit Fülldraht-Elektroden – vermutlich aufgrund des erhöhten Sauerstoffgehalts im aufgeschmolzenen Metall – Nähte von etwas geringerer Zähigkeit ergeben, sind die Fülldrähte mit Nickel überlegiert, so dass der Werkstoff im Nahtbereich einen höheren Austenitanteil hat als der Grundwerkstoff. Die Zusammensetzung der Schlackenbildner und die Herstellung des Fülldrahts sind herstellerspezifisch und können von Anbieter zu Anbieter deutlich unterschiedlich sein. Es muss daher darauf geachtet werden, dass bei der Fertigung Fülldrahtelektroden desselben Herstellers verwendet werden wie bei der Verfahrensprüfung und dass ein Wechsel während der Fertigung ausgeschlossen wird.

Schutzgas

Die gebräuchlichsten Schutzgase sind beim Fülldrahtschweißen Mischungen aus 80 % Argon und 20 % Kohlenstoffdioxid bis zu 100 % Kohlenstoffdioxid für die horizontale und für senkrechte Schweißpositionen. Die Gasmenge liegt in beiden Positionen bei 20–25 l/min. Eine genaue Einhaltung der Länge des freien Drahtendes ist wichtig, um die Aufnahme von Kohlenstoff zu begrenzen, besonders wenn reines Kohlenstoffdioxid eingesetzt wird.

Technik und Parameter

Bei Schweißdraht mit 1,2 mm Durchmesser liegen die üblichen Einstellungen von Strom-

stärke und Spannung bei 150–200 A und 22–28 V für die Positionen PA und PB und 60–110 A und 20–24 V bei senkrechter Schweißposition. Im Übrigen entsprechen die Empfehlungen jenen für das MSG-Schweißen.

12.3.4 Schweißen mit umhüllter Stabelektrode (E-Handschweißen)

E-Handschweißen, auch als Schweißen mit Stabelektrode oder umhüllter Elektrode bezeichnet, ist ein höchst vielseitiges Schweißverfahren, das sich für die Verarbeitung komplexer Geometrien sowie die Anwendung in Zwangspositionen und bei schwierigem Schutzgaszutritt eignet. Während der Einsatz des E-Handschweißens für die ganzheitliche Anwendung besonders bei kleineren und komplexeren Konstruktionen möglich ist, wird dieses Verfahren vor allem in Kombination mit kostengünstigeren Schweißmethoden für größere Konstruktionen eingesetzt.

Geräteausstattung

Für das E-Handschweißen wird eine stabilisierte Stromquelle benötigt. Die Schweißung wird bei Gleichstrom mit positiv geschalteter Elektrode ausgeführt.

Schweißzusatzwerkstoffe

Stabelektroden bestehen aus einem abschmelzenden Kerndraht und einer schlackenbildenden Umhüllung. Solche Umhüllungen gibt es mit oder ohne zusätzliche Legierungselemente, die in die Schweißnaht eingebracht werden. Die Umhüllungen weisen zumeist eine komplexe, herstellereigene Zusammensetzung auf. Sie dienen der Stabilität des Lichtbogens, der Abschirmung des Metalls beim Übergang sowie dem Schutz des Schweißnahtbereiches während und nach der Erstarrung. Wegen der herstellereigenen Zusammensetzung können selbst zwischen Produkten mit gleicher Bezeichnung von Anbieter zu Anbieter erhebliche Unterschiede bestehen. Die Umhüllungen können im Hinblick auf beste Zähigkeit und physikalische Beschaffenheit optimiert sein, aber auch für bestimmte Schweißpositionen, z.B. für die Wannelage, für Zwangslagen oder senkrechte Schweißungen. Die Umhüllungen sind hygroskopisch; Feuchtigkeit verschlechtert ihre Eigenschaften erheblich. Die Elektroden sollten bis unmittelbar vor dem Einsatz in ihrer Verkaufsverpackung aufbewahrt werden. Bei angebrochenen Packungen

sollten die Elektroden in einen Ofen gelegt werden, der auf 95 °C aufgeheizt ist, damit sich keine Feuchtigkeit ansammelt, die zu Porosität und Rissbildung führen kann. Da die Schlackenbildner den Sauerstoffgehalt in der Schweißnaht erhöhen und dadurch deren Zähigkeit herabsetzen, haben Stabelektroden in der Regel einen höchstmöglichen Austenitgehalt, der gerade noch niedrig genug ist, um die besonderen Eigenschaften des Duplexgefüges aufzuweisen. Die Zähigkeit der Schweißnaht liegt stets unter dem Wert für den Grundwerkstoff, jedoch deutlich höher als bei un- und niedriglegierten Stählen. Gelegentlich wird irrtümlich die Qualifizierung von E-Handschweißungen gemäß ASTM A 923 vorgenommen, ohne die Akzeptanzkriterien entsprechend anzupassen. Die bei E-Handschweißnähten anzutreffende geringere Zähigkeit ist kein Anzeichen für intermetallische Phasen, sondern ist dem Sauerstoff zuzuschreiben, der durch den Schlackenbildner eingetragen wird. Wird die Anforderung von 54 J bei 40 °C, wie sie für den Grundwerkstoff gilt, beibehalten, führt dies zu einem ungerechtfertigten Ausschluss dieses höchst vielseitigen Verfahrens, das in der Praxis seit vielen Jahren mit ausgezeichneten Ergebnissen angewandt wird. Der Mindestwert der Kerbschlagarbeit liegt nach ASTM A 923 bei 34 J für den Schweißnahtbereich und bei 54 J für die WEZ. Im Geltungsbereich der Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung Z-30.3-6 „Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostendem Stahl“ des Deutschen Instituts für Bautechnik wird eine Kerbschlagarbeit von 40 J bei -40 °C verlangt.

Abschirmung

Der Nahtschutz ist in der Regel unkritisch, weil das Verfahren auf der Schutzwirkung des Schlackenbildners und der von der Umhüllung ausgehenden Gase beruht.

Technik und Parameter

Die Schweißparameter sind beim E-Handschweißen weitgehend vom Elektrodendurchmesser abhängig, wie aus Tabelle 17 ersichtlich ist. Um die vom Schlackenbildner ausgehende Schutzwirkung zu erhalten, sollte der Schweißer den Lichtbogen so kurz wie möglich halten. Ein zu großer Abstand, d.h. ein „langer Lichtbogen“, kann zu Porosität, übermäßiger Oxidation und Beeinträchtigung

der mechanischen Eigenschaften führen. Die Wurzellage sollte mit einer kleineren Elektrode ausgeführt werden, während die größeren Elektroden den Fülllagen vorbehalten bleiben. Der Lichtbogen sollte immer im Bereich der Schweißnaht gezündet werden. Zündfehler und Schweißspritzer sollten weggeschliffen werden. Das Schweißen mit Stabelektroden sollte bei nichtrostenden Duplexstählen von weniger als 2 mm nicht eingesetzt werden. Das Werkstück sollte möglichst flach liegen, allerdings gibt es Stabelektroden für nahezu jede Schweißposition. Die Elektrode sollte in einem Winkel von 20° zum Werkstück gehalten werden, wobei schleppend (Elektroden vorwärts in Vorschubrichtung geneigt) geschweißt wird. Die Schweißnaht sollte flach in einem sanften Nahtübergang ausgeführt werden. Die Stromstärke sollte gerade so hoch eingestellt werden, dass ein weicher Lichtbogen entsteht, der eine gute, gleichmäßige Schweißung sicherstellt.

Tabelle 17: Übliche Parameter für E-Handschweißen von nichtrostenden Duplexstählen mit Stab-Elektroden unterschiedlicher Dicke

Elektroden Durchmesser			
Schweißdrahtdurchmesser		Stromstärke	Spannung
mm	Zoll	A	V
2,0	0,078	35 - 60	22 - 28
2,5	0,094	60 - 80	22 - 28
3,25	0,125	80 - 120	22 - 28
4,0	0,156	100 - 160	22 - 28

12.3.5 Unterpulverschweißen (UP)

UP-Schweißen ermöglicht vergleichsweise hohe Abschmelzleistungen, wobei die Wärmebelastung der WEZ insgesamt geringer ist, als es bei einer größeren Anzahl von Lagen mit jeweils geringerer Abschmelzung pro Lage möglich wäre. Aufgrund der ferritischen Erstarrung und der Gefügeumwandlung des Schweißnahtbereiches können nichtrostende Stähle mit minimaler Heißrissgefahr nach dem UP-Verfahren geschweißt werden. Allerdings müssen gegenüber austenitischen nichtrostenden Stählen einige Anpassungen bei Nahtgeometrie und Schweißparametern vorgenommen werden, um eine vollständige Durchschweißung zu erzielen. UP-Nähte, die mit sehr hoher Schweißgeschwindigkeit in Kombination mit un-

günstiger Fugengeometrie hergestellt wurden, können zu Mittelnahtrissen neigen. Um der Rissgefahr zu begegnen, genügt es in der Regel, die Schweißgeschwindigkeit zu reduzieren. Bei großen Baueinheiten und langen, geraden Schweißnähten ist das UP-Schweißen ein kostengünstiges und anforderungsgerechtes Verfahren, nichtrostende Duplexstähle zu schweißen. Haupteinsatzbereich ist das Schweißen dickwandiger Rohre aus nichtrostendem Duplexstahl.

Schweißzusatzwerkstoffe und Schutzgas

Für das UP-Verfahren ist üblicher artgleicher Schweißzusatzwerkstoff geeignet. Allerdings muss der richtige Schlackenbildner eingesetzt werden, um das gewünschte Eigenschaftsprofil zu erzielen. Nach den vorliegenden Praxiserfahrungen ergeben stark basische Pulver bei nichtrostenden Duplexstählen die beste Schlagzähigkeit.

Technik und Parameter

Tabelle 18 führt die gebräuchlichen Parameter für das UP-Schweißen von nichtrostenden Duplexstählen auf.

12.3.6 Elektronen- und Laserstrahlschweißen

Mit diesen Verfahren liegen bei Duplexstählen positive Erfahrungen vor. Sie erzeugen sehr schmale Wärmeeinflusszonen (WEZ) und liefern schnelle Abkühlung, was der Bildung intermetallischer Phasen entgegenwirkt. Die schnelle Abkühlung kann jedoch auch dazu führen, dass sich in der Naht zu viel Ferrit bildet. Die Qualifizierung des Schweißverfahrens ist daher von zentraler Bedeutung. Ein Lösungsglühen vermindert den Ferritgehalt und verbessert das Austenit-Ferrit-Gleichgewicht in der Schweißnaht.

12.3.7 Widerstandsschweißen

Beim einfach gepulsten Punktschweißen kühlt die WEZ sehr schnell ab. Bei nichtrostenden Duplexstählen verläuft die Abkühlung sogar noch schneller als bei austenitischen, weil sie eine höhere Wärmeleitfähigkeit haben. Dabei gibt es einen schmalen Bereich unmittelbar neben der Schmelzlinie, die in einen Temperaturbereich gelangt, in dem sich das Duplexgefüge vollständig in Ferrit umwandelt. Die Abkühlung erfolgt so schnell, dass selbst die

hochstickstofflegierten nichtrostenden Duplexstähle in diesem Bereich kaum wieder Austenit bilden. Es ist also möglich, dass in einem zähen Grundwerkstoff eine Schweißnaht entsteht, die eine schmale ferritische Zone von begrenzter Zähigkeit aufweist. Bei programmierbaren Widerstands-Schweißgeräten ist es oft möglich, einen doppelt gepulsten Schweißzyklus einzustellen, der die Abkühlung so weit verlangsamt, dass diese durchgehende Ferrit-

lage verhindert wird. Auch hierbei müssen ggf. unterschiedliche Wanddicken separat qualifiziert werden. Bei Rollennaht-Schweißgeräten tritt dieses Problem seltener auf. Die Wärmebringung dauert kaum jemals lange genug, um die Bildung intermetallischer Phasen zu ermöglichen. Allerdings sollte die Qualifizierung eine Prüfung auf erhöhte Ferritgehalte ausdrücklich vorsehen.

Tabelle 18: Gebräuchliche Parameter für das UP-Schweißen nichtrostender Duplexstähle mit Schweißdraht von unterschiedlichen Durchmessern

Schweißdrahtdurchmesser		Stromstärke	Spannung
mm	Zoll	A	V
2,5	0,094	250 - 450	28 - 32
3,25	0,125	300 - 500	29 - 34
4,0	0,156	400 - 600	30 - 35
5,0	0,203	500 - 700	30 - 35

N.B.: Die Arbeitsgeschwindigkeit liegt zumeist bei 30–60 cm/min

13 Andere Verbindungstechniken

Die Vorteile alternativer Verbindungstechniken, bei denen der Werkstoff nicht aufgeschmolzen wird, liegen darin, dass Verzug und Restspannungen minimiert werden. Solche Verbindungen können dicht und vergleichsweise fest sein. Allerdings wird nie das Niveau von Schweißverbindungen erreicht, bei denen die Korrosionsbeständigkeit und die Festigkeit in der Schweißnaht ebenso oder fast ebenso hoch sind wie im Grundwerkstoff. Diese Überlegung ist bei nichtrostenden Duplexstählen, die in Bezug auf Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit den Stählen der AISI-300er-Familie überlegen sind, wichtig.

13.1 Vorbereitung des zu fügenden Bereichs

Bei allen Verbindungsarten ist es von größter Bedeutung, den zu fügenden Bereich vor dem Fügen sorgfältig zu reinigen. Die Oberflächen müssen frei von Öl, Fett, Schmutz, Staub oder Fingerabdrücken sein. Derartige Verschmutzungen müssen mit geeigneten Lösemitteln entfernt werden. Öl und Fett können beim Weich- oder Hartlöten verhindern, dass das Flussmittel die Oxidschicht entfernt. Lose Verschmutzungen vermindern die wirksame Haftfläche. Leicht angeraute Oberflächen ergeben oft bessere Verbindungen als glatte. Das Anrauen mit einem feinen Schleifmittel verbessert zuweilen die Benetzbarkeit, die für eine gute Verbindung ausschlaggebend ist.

13.2 Klebeverbindungen

Es gibt zahlreiche handelsübliche Klebstoffe für metallische Oberflächen. Nichtrostende Duplexstähle werden hinsichtlich des Klebens genauso behandelt wie andere metallische Werkstoffe. Die Klebstoffhersteller können bei der Auswahl von Produkten zur Erzielung einer bestimmten Festigkeit oder für spezifische Temperatur- und andere Betriebsbedingungen ihren Rat geben.

13.3 Weichlöten

Das Weichlöten unterscheidet sich vom Hartlöten durch die Schmelztemperatur des Lots. Die Löttemperatur liegt i.d.R. unter 450 °C (840 °F). Weichgelötete Verbindungen sind

weniger fest als hartgelötete und auch die möglichen Betriebstemperaturen sind niedriger. Die gebräuchlichsten Lote sind Zinn-Blei-, Zinn-Antimon-, Zinn-Silber und Zinn-Blei-Wismut-Legierungen. Diese niedrig schmelzenden Lote ergeben Verbindungen unterschiedlicher Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und Farbe. Für eine gute Weichlötverbindung muss die Passivschicht des nichtrostenden Stahls vor dem Löten mit einem Flussmittel entfernt werden. Die hohe Stabilität dieser schützenden Oxidschicht kann, insbesondere bei molybdänlegierten nichtrostenden Duplexstählen, diese Flussmittelbehandlung erschweren. Die gebräuchlichen säurebasierten Flussmittel enthalten auch Chloride. Chloridhaltige Flussmittel müssen unmittelbar nach dem Weichlöten mit Wasser abgewaschen oder neutralisiert werden. Geschieht dies nicht vollständig, besteht die Gefahr von Lochkorrosionsschäden, die bereits vor der Inbetriebnahme auftreten können.

13.4 Hartlöten

Hartlot hat eine Schmelztemperatur oberhalb von 450 °C (840 °F). Gebräuchlich sind Silber-, Nickel- und Kupferlote. Silberlote schmelzen in einem relativ niedrigen Temperaturbereich von 618–705 °C (1145–1300 °F) und Kupferlote bei 1100–1150 °C (2000–2100 °F), während Nickellote bei bis zu 1175 °C (2150 °F) schmelzen. Mit Nickel gelötete Verbindungen halten dementsprechend höheren Betriebstemperaturen stand als mit Kupfer- oder Silberlot ausgeführte. Der Temperaturbereich 705–980 °C (1300–1800 °F) sollte bei nichtrostenden Duplexstählen gemieden werden. Die Hartlöt-Temperatur sollte deshalb über 1040 °C (1900 °F) oder unter 705 °C (1300 °F) liegen. Hartlötverbindungen können aus dem Hartlöt-Temperaturbereich von über 1040 °C (1900 °F) abgeschreckt werden. Die Auswahl des Hartlots richtet sich nach den Anforderungen an Korrosionsbeständigkeit, Betriebstemperatur und Festigkeit der Verbindung. Nickellote enthalten bis zu 25 % Chrom, wodurch sie eine gewisse Korrosionsbeständigkeit erhalten, ohne jedoch das Niveau des nichtrostenden Duplexstahls EN 1.4462 (2205) zu erreichen. Zuweilen wird berichtet, dass stickstoffhaltige nichtrostende Stähle schwer

hartzulöten seien. Dies könnte die nichtrostenden Duplexstähle der zweiten Generation betreffen, die erhöhte Stickstoffgehalte aufweisen. Über das Hartlöten nichtrostender Duplexstähle gibt es nur wenige Angaben, so dass der Verarbeiter beim Ermitteln der besten Lötparameter auf eigene Versuche angewiesen ist. Wie beim Weichlöten, muss auch beim Hartlöten

die Passivschicht vor dem Löten entfernt werden, damit eine feste Lötverbindung entstehen kann. Auch hier gilt es, das Flussmittel nach dem Löten zu beseitigen. Das Vorgehen entspricht dem beim Weichlöten: Abspülen mit heißem Wasser oder einem Neutralisierungsmittel.

14 Endreinigung

Hinsichtlich der abschließenden Reinigung nach der Verarbeitung unterscheiden sich nichtrostende Duplexstähle nicht von anderen nichtrostenden Stählen. Diese Reinigung ist ebenso wichtig wie die Steuerung der Zwischenlagentemperatur oder die Verwendung des Schutzgases während des Schweißens. Ein nach der Verarbeitung nur unzureichend gereinigter nichtrostender Stahl kann bereits bei weitaus niedrigeren Temperaturen oder unter weniger aggressiven Bedingungen korrodieren als der Ausgangswerkstoff. Die Kosten für einen höher korrosionsbeständigen Werkstoff sind vergebens, wenn nicht im Laufe der Verarbeitung ein optimaler Oberflächenzustand beibehalten bleibt oder wiederhergestellt wird. Schweißspritzer, Anlauffarben, Markierungen, Zündstellen und Unterschneidungen können in wässrigen Medien als Spalte wirken. Ebenso können sie ein anderes Potential haben als die Oberfläche und galvanische Korrosion auslösen. Derartige Störungen in der Passivschicht sind unbedingt zu beheben. Abbildung 18 listet die unterschiedlichen Arten von Fehlern auf, die während der Verarbeitung entstehen können und die vor der Inbetriebnahme behoben werden müssen.

14.1 Markierungen, Farben, Schmutz und Öl

Alle diese Oberflächenverschmutzungen können Spalte bilden, von denen bei nichtrostenden Stählen Loch- oder Spaltkorrosion ausgehen kann. Außerdem können sie zu einer Verunreinigung mit Kohlenstoff führen. Wird an diesen Stellen geschweißt, können sich Karbidausscheidungen bilden, die den Stahl sensibilisieren und im Betrieb zu Korrosion an den Korngrenzen führen können. Diese Verschmutzungen müssen mit geeigneten Lösungsmitteln entfernt werden.

14.2 Fremdeisenverunreinigung

Eingedrückte oder frei aufliegende Eisenpartikel stammen von der Verarbeitung oder vom Transport des nichtrostenden Stahls mit Werkzeugen aus Kohlenstoffstahl. Werden auf nichtrostendem Stahl Werkzeuge aus Stahl benutzt oder wird Kohlenstoffstahl dort

verarbeitet, wo in der Nähe nichtrostender Stahl gelagert ist, kann Eisen auf die Oberfläche des nichtrostenden Stahls gelangen. Unter Feuchtigkeitseinfluss rostet dieses Eisen und kann wiederum Korrosion an der Edelstahloberfläche auslösen. Es geht also darum, jeglichen Kontakt zwischen nichtrostendem Stahl und Kohlenstoffstahl zu vermeiden. Für die Bearbeitung von nichtrostendem Stahl dürfen deshalb nur Werkzeuge, Bürsten oder Klammern aus nichtrostendem Stahl sowie neue, nicht verunreinigte Schleifscheiben eingesetzt werden. Oft werden solche Werkzeuge im Betrieb farblich besonders gekennzeichnet. Fremdeisen lässt sich mechanisch, chemisch oder durch eine Kombination beider Verfahrenswege entfernen. Die Wahl der am besten geeigneten Methode richtet sich nach der Größe und Form des Werkstücks, den zu erwartenden Betriebsbedingungen sowie praktischen Erwägungen, z.B. der Entsorgung von Reinigungsrückständen. Eine gebräuchliche Methode besteht in der Behandlung mit Salpetersäure. Sie löst Fremdeisen auf, ohne den Grundwerkstoff oder dessen Passivschicht anzugreifen. Es gibt zahlreiche Methoden der chemischen Reinigung. Sie werden in ASTM A 380⁷ abgehandelt. Der Anwender sollte sich vor allem mit den darin enthaltenen Sicherheitshinweisen vertraut machen. ASTM A 967⁸ (als Nachfolgeregelung für US Federal Specification QQP-35c) gibt Hinweise, wie sich in geeigneter Weise feststellen lässt, ob die Passivierungsbehandlung eines nichtrostenden Stahls erfolgreich war. Es wird erwartet, dass der Käufer das Ausmaß der zu erreichenden Passivität definiert und dem ausführenden Oberflächenbehandlungsbetrieb die Möglichkeit gibt, ein geeignetes Verfahren auszuwählen, das wirtschaftlich und wirksam ist.

⁷ ASTM A 380 Standard practice for cleaning, descaling and passivation of stainless steel parts, equipment, and systems

⁸ ASTM A 967 Standard specification for chemical passivation treatments for stainless steel parts

14.3 Schweißspritzer, Anlauffarben, Flussmittel, Schlackenreste, Zündstellen

Alle vorstehend genannten Oberflächenfehler können beim Schweißen entstehen. Sie können als Spalte wirken und in chloridhaltiger Umgebung Spaltkorrosion auslösen. Es gilt deshalb, sie entweder zu vermeiden oder nach dem Schweißen zu entfernen. Schweißspritzer lassen sich durch vorheriges Aufbringen eines hierfür geeigneten Trennmittels vor dem Verkleben bewahren und leicht entfernbar machen. Anlauffarben zerstören die Passivschicht und führen daher zu einem Verlust an Korrosionsbeständigkeit. Dunkle Anlauffarben sollten durch Schutzgasschweißen und durch Schutz der Schweißnaht-Rückseite mit einem Inertgas vermieden werden. Allerdings lassen sich Anlauffarben nicht immer gänzlich verhindern. Sie müssen deshalb im Anschluss an das Schweißen beseitigt werden. Einschlüsse von Schlacke und Schlackenbildnern sowie Spuren von Zündstellen und Unterschneidungen sollten mechanisch durch leichtes Überschleifen entfernt werden, bevor das Bauteil zum Einsatz gelangt. Wichtig ist dabei, feine Schleifmittel einzusetzen, da tiefe Schleifriefen selbst wiederum zum Ausgangspunkt von Korrosion

werden können, weil sie Ablagerungen begünstigen oder Spalten bilden können. Es gehört zu den Besonderheiten des nichtrostenden Duplexstahls, dass die Anlauffarben dünn, fest haftend und schwerer chemisch zu beseitigen sind als bei austenitischen Sorten von vergleichbarer Korrosionsbeständigkeit. Anlauffarben lassen sich chemisch durch Beizen entfernen, im Falle des Stahls EN 1.4462 (2205) z.B. mit einer Lösung von 20 % Salpeter- und 5 % Flußsäure. Diese Lösung löst das Chromoxid auf und greift auch den nichtrostenden Stahl selbst an, so dass die chromverarmte Schicht abgetragen wird. Anstelle eines Säurebades können auch Beizpasten mit vergleichbarem Ergebnis eingesetzt werden. Allerdings fallen beim Einsatz von Beizpasten Spülwässer an, die selbst Gefahrstoffe darstellen. Die Beachtung entsprechender Sicherheits-, Arbeits- und Umweltschutzvorkehrungen obliegt dem Anwender. Je nach dem Grad der Korrosionsbeständigkeit des nichtrostenden Stahls kann eine mehr oder weniger aggressive Säure zur Entfernung der Anlauffarben erforderlich sein. Untersuchungen belegen, dass nach dem Schweißen die höchste Korrosionsbeständigkeit erreicht wird, wenn auf die chemische Schweißnahtbehandlung noch eine Passivierungsbehandlung folgt.

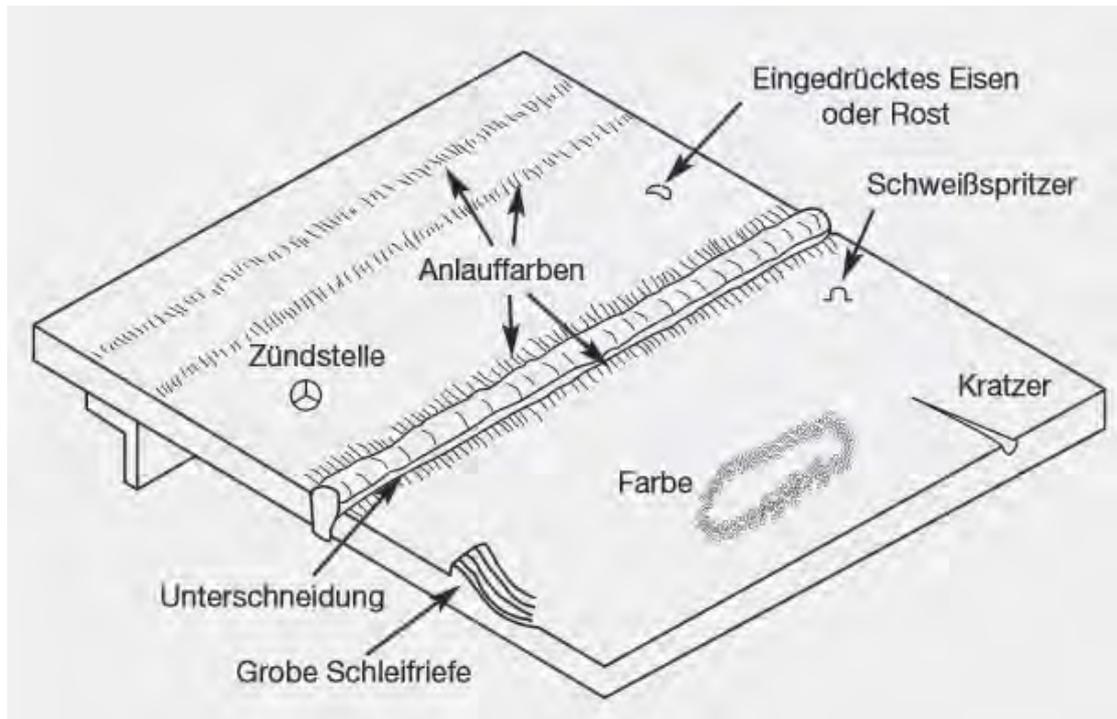


Abbildung 18: Häufig anzutreffende Verarbeitungs- oder Oberflächenfehler

15 Anwendungen nichtrostender Duplexstähle

Rauchgasentschwefelung

Kohlekraftwerke sehen in Hinblick auf die weltweite Planung der Luftreinhaltung einer unsicheren Zukunft entgegen. Weitere Verminderungen der SO₂-Emissionen werden gefordert werden, und die Rauchgasentschwefelung ist ein Weg, dies zu erreichen. Der Einsatz von Kalk oder Kalkmilch für das Auswaschen von Schwefeldioxid aus dem Abgasstrom ist eine ausgereifte Technik, die seit den 1970er-Jahren im Einsatz ist. Heutige Rauchgasentschwefelungsanlagen können über 90 % des SO₂ aus dem Abgas entfernen. Sie bestehen aus mehreren Zonen, in denen jeweils unterschiedliche Temperaturen, Chlorid-Konzentrationen und pH-Werte anzutreffen sind. In Europa und Asien ist für Rauchgasentschwefelungsanlagen der Werkstoff EN 1.4462 (2205) in Verwendung, weil er im Verhältnis zu vergleichbaren austenitischen Sorten kostengünstiger und korrosionsbeständiger ist. In jüngster Zeit hat nichtrostender Duplexstahl auch in Nordamerika an Akzeptanz gewonnen und ist wegen seiner hohen Festigkeit, guten Korrosionsbeständigkeit und hohen Zähigkeit im geschweißten Zustand zu einem Werkstoff der Wahl für Rauchgasreinigungsanlagen geworden.

Meerwasserentsalzung

Die Meerwasserentsalzung stellt für Werkstoffe aufgrund der stark chloridhaltigen Medien in Kombination mit hohen Temperaturen eine der größten Herausforderungen dar. Die Geschichte der Meerwasserentsalzung ist großenteils auch eine Geschichte der Werkstoffentwicklung, denn die Kunden in diesem Bereich sind darauf angewiesen, hohe Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit mit vertretbaren Investitionskosten in Einklang zu bringen, um Meerwasserentsalzungsprojekte wirtschaftlich darstellbar zu machen. In der Frühzeit der Meerwasserentsalzung wurden die Verdampfer von sowohl Mehrstufen-Verdampfer-Anlagen(Multi-Stage-Flash, MSF) als auch von Multi-Effekt-Entsalzungsanlagen (MED) aus Kohlenstoffstahl hergestellt. Später wurden die MSF-Verdampfer vielfach mit nichtrostendem Stahl der Sorte EN 1.4404 (AISI 316L) ausgekleidet. Die MED-Kammern wurden zunächst mit Epoxidharzen beschichtet, später mit einer Decklage aus nichtrost-

endem Stahl versehen. Die Vorteile des nichtrostenden Duplexstahls liegen bei dieser Anwendung in der hohen Festigkeit – die rund zweimal so hoch ist wie bei den üblichen austenitischen Sorten – in Kombination mit hoher Korrosionsbeständigkeit. Daher können Verdampfer aus dünneren Blechen gefertigt werden, was weniger Material und weniger Schweißarbeiten bedeutet. Weitere Vorteile liegen in der leichteren Handhabung sowie dem allgemein geringeren Einfluss auf die Umwelt. Nichtrostende Duplexstähle in der Meerwasserentsalzung erlebten ihren Durchbruch 2003, als der Duplexstahl EN 1.4462 (2205) für Vollmetall-Duplex-Verdampfer eingesetzt wurde, die für die MSF-Anlage Melittah sowie die MED-Anlage Zuara in Libyen vorgesehen wurden. 2004 wurde der Auftrag für die Anlage erteilt, deren Kapazität bei rund 15 Millionen Litern (4 Millionen Gallonen) pro Tag lag. Die nächste Phase begann 2004, als erstmals zwei verschiedene Sorten von nichtrostendem Duplexstahl gemeinsam in Verdampfern eingesetzt wurden – die hoch korrosionsbeständige Sorte EN 1.4462 (2205) für Bauteile, die den höchsten Beanspruchungen ausgesetzt waren, und EN 1.4362 (2304) unter weniger aggressiven Bedingungen. Drei MSF-Anlagen wurden in jüngerer Zeit nach diesem Konzept errichtet, und zwar unter Einsatz der Sorten EN 1.4462 (2205) und 1.4162 (2201): Taweelah B (Abu Dhabi, Kapazität 262.000 m³/Tag), Jebel Ali L2 (Dubai, 208.000 m³/Tag) und Ras Abu Fontas B2 (Qatar, 114.000 m³/Tag). Seit 2003 wird auch in MED-Anlagen dieses Zwei-Werkstoff-Konzept, im vorliegenden Fall mit den Sorten EN 1.4362 (2304) und 1.4462 (2205), eingesetzt, so in jüngerer Zeit auch beim Bau der bisher weltgrößten MED-Anlage, Al Hidd in Bahrain mit 227.000 Mio. m³/Tag).

Öl- und Gasförderung

In der Öl- und Gasindustrie spielt nichtrostender Duplexstahl im Ringen mit härtesten Bedingungen eine zentrale Rolle. Hierfür sind nicht nur dessen allgemein hohe Korrosionsbeständigkeit und Festigkeit maßgeblich, sondern speziell die herausragende Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit, die mit Wirksummenwerten von oft über 40 weitaus höher

liegt als bei austenitischen Standardwerkstoffen. Hauptanwendungsbereiche für nichtrostende Duplexstähle sind Förderleitungen, Rohrsysteme und Anlagen wie Separatoren, Gaswäscher und Pumpen. Unter Wasser werden diese Werkstoffe in Bohrlöchern, Verrohrungen, Verteilern, Christmastree-Komponenten, Förderleitungen und Pipelines eingesetzt, die korrosives Öl und Gas fördern. Superduplex-Stähle (mit 25 % Chrom) werden vor allem für lastbeanspruchte Bauteile verwendet und finden sich vor allem in Form von Stabmaterial, Guss- und Schmiedeteilen, Grob- und Feinblechen, Rohren und Befestigungsmitteln. Superduplex-Sorten zeichnen sich darüber hinaus durch herausragende Ermüdungsfestigkeit und gute galvanische Verträglichkeit mit anderen hochlegierten nichtrostenden Stählen aus. Versorgungsleitungen („Umbilicals“) dienen der Steuerung von Bohrlochköpfen. Sie umfassen Hydraulikleitungen und können auch für das Einpressen von Chemikalien genutzt werden. Seit ihrer Einführung sind nichtrostende Duplexstähle die am häufigsten verwendeten Materialien. In den letzten Jahren bestand ein Trend zu Tiefseebohrungen, die längere Versorgungsleitungen erforderlich machten. Durch den Einsatz festerer Werkstoffe lässt sich deren Gewicht reduzieren, was wiederum größere Längen ermöglicht. Außerdem werden sie in immer wärmeren Gewässern eingesetzt. Auch bestehen Ansätze, das Steigrohr in die Versorgungsleitungen einzubeziehen. Damit steigen die Anforderungen an deren Korrosionsbeständigkeit und Festigkeit weiter. Neue Hyperduplex-Stähle, welche die Superduplex-Stähle noch übertreffen, wurden für die Anwendung in Versorgungsleitungen entwickelt.

Biokraftstoffe

An Land sind Biokraftstoffe (insbesondere Ethanol) ein Sektor, in dem nichtrostender Duplexstahl an Bedeutung zunimmt. Die Sorte EN 1.4462 (2205) wurde für die „NExBTL“-Anlage in Singapur zur Erzeugung von Bioethanol aus Biomasse eingesetzt. Der niederländische Tankbauer Oostwouder Tank- & Silobouw BV verwendete die Sorte EN 1.4162 (UNS S32101) im Rahmen eines großen Biokraftstoff-Projekts für die Tankbatterie der Noba Vetveredeling BV im Hafen von Amsterdam. Derselbe Werkstoff kam auch für die Behälter und Pipelines der Erweiterung einer

Ethanolanlage der schwedischen Firma Händelö zur Anwendung.

Nahrungsmittel- und Getränke-industrie

Auch in der Nahrungsmittel- und Getränke-industrie beweisen Lean-Duplex-Stähle ihren Nutzen. Der Werkstoff wird für zwei Projekte in Spanien eingesetzt, ein Lebensmittellager und ein Weinlager. Im Hafen von Barcelona errichtete die Emypro SA Lebensmitteltanks vollständig aus dem Stahl EN 1.4162 (UNS S32101), wo er die Sorte EN 1.4301/1.4307 (AISI 304/304L) ablöste. Das Weinlager, das vom spanischen Tankbauer Martinez Sole für Garcia Carrión in Daimiel im Süden Spaniens errichtet wurde, besteht als erstes seiner Art aus nichtrostendem Duplexstahl: für die Oberseite und die oberen Seitenwände aller neuen Tanks wurden die Sorten EN 1.4162 (2101) und 1.4362 (2304) als kostengünstige Alternative zu den Stählen EN 1.4301 (AISI 304) und 1.4404 (316L) eingesetzt.

Bauwesen

Nichtrostende Duplexstähle spielen dort eine bedeutende Rolle im Brückenbau, wo korrosive, salzhaltige Umgebungsbedingungen mit der Forderung nach hohem Lastaufnahmevermögen in Einklang zu bringen sind. Zwei jüngere Beispiele aus Asien sind die Stonecutters Bridge in Hongkong sowie eine Fußgängerbrücke im Sportboothafen von Singapur. In beiden kommt der Stahl EN 1.4462 (2205) zur Anwendung. In der Stonecutters Bridge wurden 2006 insgesamt 2000 t Duplex-Grobblech und -rohr verbaut. Die Elemente der Außenhaut wurden von einem chinesischen Verarbeiter aus vorgefertigten Grobblechen erstellt. Die Bleche wurden geschliffen und gestrahlt, um bei Tag und Nacht die gewünschten Reflexionseigenschaften zu erzielen. Die Fußgängerbrücke über die Marina Bay in Singapur, bekannt als „The Helix“, enthält ebenfalls 570 Tonnen nichtrostenden Duplexstahl. Die außergewöhnliche Form setzt sich, der DNA-Struktur ähnelnd, aus zwei spiralartig ineinander gewundenen Hohlprofilen zusammen. Der Duplex-Stahl EN 1.4462 (2205) kommt in der Doppel-Helix als Rohr und in der tragenden Struktur als Grobblech zum Einsatz. Die Oberfläche wurde mit Leuchten für die Illumination bei Nacht ausgestattet. Sie sind so programmiert, dass sie die Struktur betonen. Das weltgrößte Dach aus nichtrostendem Stahl

befindet sich am internationalen Flughafen von Doha in Qatar. Es besteht aus dem molybdänlegierten Lean-Duplex-Stahl (UNS S32003). Das Terminal wird durch sein wellenförmiges Dach charakterisiert. Dessen Fläche beträgt rund 195.000 m², wofür 1.600 t nichtrostender Duplex-Stahl verbaut wurden. Die Werkstoffauswahl hatte sich an mehreren Faktoren zu orientieren, von denen der wich-

tigste die Nähe des Flughafens zum Meer war. Das Dach musste nicht nur der Wärme und Feuchtigkeit des Mittleren Ostens trotzen, sondern auch der Salzkorrosion. Weitere Faktoren wie die Kosten sowie ein günstiges Verhältnis von Festigkeit zu Gewicht sprachen für nichtrostenden Stahl.

Weiterführende Literatur

Allgemeines

P. Johansson, M. Liljas, A New Lean Duplex Stainless Steel for Construction Purposes, Proceedings of 4th European Stainless steel Conference Science and Market, Paris 2002.

M. Liljas, J.Y. Jonsson, S. Wessman, Stress Relief Treatment of 22Cr Duplex Stainless Steel EN 1.4462, Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2005

M. Liljas, 80 Years with Duplex Steel, a Historic Review and Prospects for the Future, Proceedings of 6th European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008

H. Liu, P. Johansson, M. Liljas, Structural Evolution of LDX 2101 During Isothermal Ageing at 600–850°C, Proceedings of 6th European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008

Z. Wei, J. Laizhu, H. Jincheng, S. Hongmei, Study of Mechanical and Corrosion Properties of a Fe-21.4Cr-6Mn-1.5Ni-0.24N-0.6Mo Duplex Stainless Steel, Materials Science and Engineering A, 2008, 497: 501–504

J. Charles, Why and Where Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 29.

M.G. Mecozzi, M. Barteri, Effect of Alloying Elements and Impurity on Hot Ductility of 23% Cr 4% Ni Stainless Steel, 5th World Conference Duplex Stainless Steels, Conference Proceedings, KCI Publishing, 1997, p. 1011–1016.

J. Charles, Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 3 and p. 151.

F. Dupouiron, S. Faucheur, and G. Varvat, Fabrications of Process Equipment in Duplex Stainless Steels, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 621.

C. W. Kovach, High-Performance Stainless Steels, Nickel Development Institute Reference Book Series No 11021, Toronto, Canada, 2000

Physikalische Metallurgie

R. Sanchez, I. Moreno, J. Amagro, J. Botella, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless Steel, 4th Stainless Steel Science and Market Congress, Conference Proceedings, Paris 2002, p. 108–113.

J.-O. Nilsson, The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 73.

J.-O. Nilsson, The Use of Modern Physical Metallurgy in the Development and Characterization of Special Stainless Steels, *Journal de Physique*, 4, 1993, Vol. 3, Number 7/V1, p. C7-67–C76.

B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in Duplex Steels and the Relation Between Continuous Cooling and Isothermal Heat Treatment, *Proceedings of Duplex Stainless Steels '91*, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.

Spanende Bearbeitung

C. Bergqvist, J. Olsson, Machining in the New Duplex Grade LDX 2101-Easier Than Expected. *Proceedings of Duplex 2007*, Grado, Italy 2007.

B. Pellegrini, B.N. Di Caprio and R. Pacagnella, Tool Performance in Continuous Cutting of Duplex Stainless Steel, *Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels*, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 175.

C.G. Carlborg, Å. Nilsson and P-Å. Frandlind, Machinability of Duplex Stainless Steel, *Proceedings of Duplex Stainless Steels '91*, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 685.

Schweißen

F. Hägg, M.Liljas, B.Holmberg, The welding consequences of replacing austenitic with duplex stainless steel. *Proceedings of Stainless Steel World Conference*, Maastricht, Netherlands, 2007

C. Baxter, M.Young, Practical aspects for production welding and control of duplex stainless steel pressure and process plants. *Proceedings of Duplex America*, Houston, TX, 2000

C. Baxter, N.A McPherson, High-productivity welding of duplex stainless steel. *Proceedings of Duplex America*, Houston, TX, 2000

B. Holmberg, M.Larén, Welding and applications of the new lean duplex steel LDX 2101. *IIW Annual meeting*, Prague, Czech Republic, 2005.

C. Eriksson, P.Johansson, M.Liljas, E.M. Westin, Mechanical properties of welds in the new lean duplex stainless steel LDX 2101. *Proceedings of Stainless Steel World Conference*, Maastricht, Netherlands, 2003

L. Duprez, B. De Cooman, N. Akudt, Microstructure Evolution During Isothermal Annealing of a Standard Duplex Stainless Steel Type 1.4462, *Steel Research*, 71, 2000, No.10, p. 417–422

L. van Nassau, H. Meelker, F. Neessen and J. Hilkes, Welding duplex and superduplex stainless steel, an update of the guide for industry, *Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels*, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 17.

L. Karlsson, Duplex stainless steel weld metal – effects of secondary phases, *Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels*, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 43.

C. Baxter, L. Tuveson-Carlström, L. Svensson and A. Brorson, The significance of filler metal type on the stress corrosion cracking and fracture toughness of welded 2205 duplex stainless steel, *Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels*, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 279.

B. Holmberg, How to Perform Welding in Duplex Stainless Steels to Obtain Optimum Weld Metal Properties, *Stainless Steel World*, March 1997, p. 28.

P. Rouault and C. Bonnet, A new shielding gas range for the TIG, plasma and MIG welding of duplex and superduplex stainless steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 289.

R.N. Gunn, Intermetallic formation in superduplex stainless steel heat affected zone, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 335.

L. Karlsson, S.L. Andersson and S. Rigdal, Welding superduplex stainless steels with Ni-base consumables, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 433.

B. Bonnefois, J. Charles, A. Bruyere, and R. Cozar, Welding of super duplex steels: new efficient solutions for joining using Ni alloys filler materials, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 499.

D.N. Noble, W. A. Bruce, and R.N. Gunn, Hot tapping 22% Cr duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 471.

K. Yasuda, R.N. Gunn, and T.G. Gooch, Prediction of austenite content in duplex stainless steels weld metals, Paper 26, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

L. Odegard, C-O Pettersson and S-A Fager, The selection of welding consumables and properties of dissimilar welded joints in the superduplex stainless steel Sandvik SAF 2507 to carbon steel and highly alloyed austenitic and duplex stainless steels, Paper 94, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

V. van der Mee, H. Meelker, and L. van Nassau, How to avoid hydrogen cracking in (super) duplex stainless steel weldments, Paper 119, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

M. Liljas, The welding metallurgy of duplex stainless steels, Paper KV, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

D.J. Kotecki and J.L. P. Hilkes, Welding processes for duplex stainless steels, Paper KVI, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

Prüfung

F.H. Dijkstra and J.A. de Raad, Non-destructive testing of duplex welds, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 509.

D.J. Kotecki, Ferrite measurement in duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 957.

C.I.K. Sinclair and B.W.O. Shepherd, Non-destructive testing of welds in duplex stainless steels, Paper 63, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

J.D. Redmond and R.M. Davison, Critical Review of Testing Methods Applied to Duplex Stainless Steels, Stainless Steel World, April 1998, p. 37–45

Literaturverweise

- 1 J. Charles, Super duplex stainless steels: structure and properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, p. 3, 1991.
- 2 R. Sánchez, I. Moreno, J. Almagro, J. Botella, X. Llovet, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless, Fourth Stainless Steel Science and Market Congress, Paris 2002, Conference Proceedings
- 3 I. Zucato, M. C. Moreira, I. F. Machado and S. M. Giampietri Lebrão, Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C, Materials Research Print version ISSN 1516-1439, Mat. Res. vol.5 no.3 São Carlos July/Sept. 2002
- 4 B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.
- 5 C. Hounglu and S. Hertzman, Kinetics of Intermetallic Phase Formation in Duplex Stainless Steel and Their Influence on Corrosion Resistance, Report IM-2689, Swedish Institute of Metals Research, Stockholm, Sweden.
- 6 G. Herbsleb and P. Schwaab, Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and their Influence on Corrosion Behavior in Acids, Proceedings of Duplex Stainless Steels Conference, ASM, Metals Park, Ohio, 1983, p.15
- 7 L. Iturgoyen and M. Anglada, The Influence of Aging at 475°C on the Fatigue Crack Propagation of a Duplex Stainless Steel, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 2, p. 746, 1991.
- 8 D. Bauernfeind and G. Mori, Corrosion of Superaustenitic Stainless Steels in Chloride- and Sulfate-Containing Media-Influence of Alloying Elements Cr, Mo, N, and Cu, Proceedings of NACE Corrosion 2003 Conference, Paper 03-257
- 9 P.-E. Arnvig, and W. Wasielewska, Stress Corrosion Behaviour of Highly Alloyed Stainless Steels under Severe Evaporative Conditions, ACOM 3-1993, Avesta Sheffield AB, 1993.
- 10 A. Miyasaka, K. Denpo and H Ogawa, Prediction of Application Limits of Stainless Steels in Oilfield Equipment, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 1, p. 241, 1991.
- 11 J.J. Eckenrod, et al, "Effects of Chemical Composition and Thermal History on the properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel", New Developments in Stainless Steel Technology, R. A Lula, Ed., ASM 1985.
- 12 R.M. Davison and J.D. Redmond, Paper No. 302, CORROSION/91, NACE International, Houston, Texas, 1991.
- 13 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1, Paragraph UHA 51.