

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 0 897 018 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:

17.02.1999 Patentblatt 1999/07

(51) Int Cl.⁶: **C22C 38/44, C22C 38/58**

(21) Anmeldenummer: **98890210.2**

(22) Anmeldetag: **17.07.1998**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE**

Benannte Erstreckungsstaaten:

AL LT LV MK RO SI

(30) Priorität: **13.08.1997 AT 1365/97**

(71) Anmelder: **BÖHLER Edelstahl GmbH
A-8605 Kapfenberg (AT)**

(72) Erfinder:

- **Hochörtler, Günter, Dr.
8605 Kapfenberg (AT)**
- **Uggowitz, Peter, Dr.
8913 Ottenbach (CH)**

(74) Vertreter: **Wildhack, Helmut, Dr. Dipl.-Ing. et al
Dipl.-Ing. Dr. Wildhack
Landstrasser Hauptstrasse 50
1030 Wien (AT)**

(54) **Duplexstahl mit hoher Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit**

(57) Die Erfindung betrifft eine Duplexlegierung für komplex beanspruchte Bauteile mit hoher Korrosionsbeständigkeit und hoher Festigkeit sowie Zähigkeit.

Erfindungsgemäß ist vorgesehen, daß die Legierung eine chemische Zusammensetzung in Gew.-% von

Kohlenstoff max 0,04
Silizium 0,21 bis 0,82
Mangan 2,50 bis 3,50
Phosphor max. 0,03
Schwefel max 0,005
Chrom 24,0 bis 26,0
Molybdän 4,0 bis 5,0
Nickel 6,51 bis 7,50
Wolfram 0,51 bis 1,00
Kupfer max. 0,8

Stickstoff 0,351 bis 0,39
Vanadin 0,021 bis 0,202
Niob/Tantal 0 bis 0,1
Calcium 0 bis 0,05
Magnesium 0 bis 0,025
Aluminium 0,003 bis 0,062
Bor max 0,003

Rest Eisen und herstellungsbedingte Verunreinigungen besitzt, wobei der PREN-Faktor der Legierung, gebildet aus (% Cr + 3,3x % Mo + 20 x N), einen Wert zwischen 44,5 und 50 aufweist und der aus dieser Legierung gefertigte Roh-oder Bauteil nach einer Wärmebehandlung durch ein Lösungsglühen im Temperaturbereich zwischen 1180 °C und 850 °C mit anschließender forcierter Abkühlung eine Mikrostruktur mit einem den Ferritgehalt übersteigenden Austenitgehalt hat.

EP 0 897 018 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine Duplexlegierung für komplex beanspruchte Bauteile mit hoher Korrosionsbeständigkeit und hoher Festigkeit enthaltend die Legierungsbestandteile Si, Mn, Cr, Mo, Ni, W, N, Al und V, Rest Fe und Begleitelemente, welche im wärmebehandeltem Zustand ein im wesentlichen sigma-phasen- und nitridfreies Mikrogefüge und eine Materialfestigkeit RM von größer als 800 MPa, eine 0,2 Dehngrenze von mindestens 600 MPa und eine Charpy-V-Zähigkeit von höher als 125 Joule aufweist.

[0002] Duplexlegierungen sind Werkstoffe für komplex beanspruchte Bauteile, welche hohe mechanische Werte betreffend die Festigkeit und die Zähigkeit des Materials besitzen und eine Zähigkeitsübergangstemperatur vom möglichst unter - 20 °C aufweisen sollen. Weiters ist die Korrosionsbeständigkeit der Duplexlegierungen von großer Bedeutung, weil diese, abgekürzt DSS (Duplex- Stainless-Steels), in korrosiven Medien in der chemischen Industrie und insbesondere in der OFFSHORE-TECHNIK für Anlagenkomponenten Verwendung finden. Eine gute Schweißbarkeit und dabei eine Vermeidung jeglicher Risse sowie ein Erhalt der Korrosionsbeständigkeit in der durch eine Schweißung wärmebeeinflussten Zone sind weitere Forderungen an derartige Werkstoffe.

[0003] Ausgehend von einer Standard-Duplexlegierung, enthaltend im wesentlichen in Gew.-% 1,2 Mn, 23,0 Cr, 3,2 Mo, 6,0 Ni und 0,18 N, wurde einerseits erfolgreich versucht, die Festigkeit des Materials durch eine Erhöhung des Stickstoffgehaltes auf 0,35 Gew.-% sowie der Cr- und Mn-Konzentration auf 26,0 und 5,7 Gew.-% bei einer Verminderung des Ni- und Mo-Anteiles auf 4,0 und 2,0 Gew.-% anzuheben. Andererseits erfolge eine metallurgische Weiterentwicklung in der Richtung einer verbesserten Korrosionsbeständigkeit, was durch ein Anheben in geringerem Ausmaß des Ni-Gehaltes bei einer Vergrößerung der N- und insbesondere der Mo-Konzentration in der Legierung erreicht wurde.

[0004] Eine sowohl hinsichtlich des Korrosionsverhaltens verbesserte als auch in den mechanischen und Schweiß Eigenschaften erhöhte Duplexlegierung, ein sogenannter SDSS (Super-Duplex-Stainless-Steel), offenbart die EP-455625-B. Bei einer Legierungszusammensetzung von im wesentlichen in Gew.-% 2,4 Mn, 25,0 Cr, 4,0 Mo, 6,8 Ni 0,75 W, 0,25 N und 0,1 V, Rest Fe und Begleitelemente und einem Einstellen eines in Grenzen bestimmten Ni- zu Mn- Verhältnisses sowie eines Gefügephasenfaktors sind die Eigenschaften insgesamt verbessert.

[0005] Ausgehend von diesem Stand der Technik (EP-455 625-B) stellt sich die Aufgabe, eine gattungsgemäße Duplexlegierung zu schaffen, welche sowohl in der Korrosions- und Schweiß Eigenschaft verbessert ist, als auch höhere mechanische Werkstoffwerte und zwar eine Materialfestigkeit RM von

größer als 800 MPa, eine 0,2 Dehngrenze von mindestens 600 MPa und eine Charpy-V-Zähigkeit von höher als 125 Joule aufweist.

[0006] Diese Aufgabe wird durch eine Duplexlegierung der eingangs genannten Art dadurch erreicht, daß die Legierung eine chemische Zusammensetzung in Gew.-% von

Kohlenstoff max. 0,04
Silizium 0,21 bis 0,82
Mangan 2,50 bis 3,50
Phosphor max. 0,03
Schwefel max. 0,005
Chrom 24,0 bis 26,0
Molybdän 4,0 bis 5,0
Nickel 6,51 bis 7,50
Wolfram 0,51 bis 1,00
Kupfer max. 0,8
Stickstoff 0,351 bis 0,391
Vanadin 0,021 bis 0,202
Niob/Tantal 0 bis 0,1
Kalzium 0 bis 0,05
Magnesium 0 bis 0,025
Aluminium 0,003 bis 0,062
Bor max. 0,003

Eisen Rest und herstellungsbedingte Verunreinigungen besitzt, wobei der PREN-Faktor der Legierung, gebildet aus (% Cr + 3,3x% Mo + 20x% N), einen Wert zwischen 44,5 und 50 aufweist und der aus dieser Legierung gefertigte Roh- oder Bauteil nach einer Wärmebehandlung durch ein Lösungsglühen im Temperaturbereich zwischen 1180 °C und 850 °C mit anschließend forcierter Abkühlung eine Mikrostruktur mit einem den Ferritgehalt übersteigenden Austenitgehalt hat.

[0007] Die Vorteile der erfindungsgemäßen Duplexlegierung bestehen insbesondere darin, daß diese verbesserte Korrosionsbeständigkeit und erhöhte mechanische Eigenschaften des Werkstoffes gleichzeitig aufweist. Dabei wird weiters der Temperaturbereich für das Lösungsglühen vor dem verstärkten Abkühlen der Roh- oder Bauteile erweitert, so daß die Wärmebehandlung zur Einstellung der gewünschten Austenit-Ferrit-Struktur im Gefüge weniger Genauigkeit bei deren Ausführung fordert bzw. die Erzeugungssicherheit wesentlich verbessert ist. Es liegt nämlich bei dieser neuen Legierung durch die Summenwirkung der vorgesehenen Elemente in einem weiten Lösungsglüh- Temperaturbereich ein im wesentlichen gleichbleibendes und in dieser Form gewünschtes Verhältnis Ferrit zu Austenit im Werkstoff vor, was einen vorteilhaften Spielraum betreffend die Temperaturführung bei der Wärmebehandlung erbringt. Daraus ergibt sich ein weiterer Vorteil bei einer Verwendung der erfindungsgemäßen Legierung, daß auch dickwandige Teile mit einer über den Querschnitt im wesentlichen gleichmäßiger Mikrostruktur herstellbar sind.

[0008] Weil nun einerseits eine starke Wechselwir-

kung der Legierungselemente miteinander gegeben ist und andererseits höchste korrosionschemische und mechanische Eigenschaften erreicht werden, liegt die Zusammensetzung des erfindungsgemäßen Duplexmaterials jeweils in engen Grenzen vor.

[0009] Chrom, Molybdän, Wolfram sowie Stickstoff verbessern im allgemeinen mit steigenden Gehalten die Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffes, weisen jedoch in ihrer Wirkung und gegenseitigen Beeinflussung der Gefügemorphologie ausgeprägte Grenzwerte auf. Bei einem Überschreiten der anspruchsgemäßen Grenzen von 26,0, 5,0, 1,0 und 0,39 in Gew.-% für diese oben angeführten Elemente werden, wie gefunden wurde, eine Bildung der Sigma-Phase gefördert und Nitride ausgeschieden. Dadurch bzw. durch diese Ausscheidungen verschlechtern sich nicht nur die mechanischen Eigenschaften und die Schweißbarkeit des Materials sprunghaft, auch die Korrosionsbeständigkeit desselben wird durch eine sogenannte Phasengrenzereichsverarmung nachteilig beeinflusst. Bei Konzentrationen unter 24 Gew.-% Cr, 4 Gew.-% Mo, 0,51 Gew.-% W und insbesondere unter 0,351 Gew.-% N vermindern sich die Korrosionsbeständigkeit und insbesondere die Festigkeit der Legierung.

[0010] Ein vergleichsweise hoher Stickstoffgehalt in engen Grenzen von 0,351 bis 0,39 Gew.-% ist beim erfindungsgemäßen Werkstoff wichtig, weil dadurch, wie überraschend festgestellt werden konnte, eine vorteilhaft homogene Elementeverteilung zwischen Austenit und Ferrit im Gefüge erreicht wird, mit anderen Worten, Chrom, Wolfram und Molybdän werden durch die hohen Stickstoffgehalte ausgleichend vom üblicherweise überlegierten Ferrit in den unterlegierten Austenit verbracht, was eine wesentliche Steigerung der Korrosionsbeständigkeit bewirkt und die Neigung zur Ausscheidung der SIGMA-Phase weitgehend unterdrückt. Dabei ist es wichtig, daß Mangan in einem Konzentrationsbereich von 2,5 bis 3,5 Gew.-% vorliegt, weil Mangan einerseits die Stickstofflöslichkeit erhöht und andererseits eine Austenitbildnerfunktion ausübt. Gehalte über 3,5 Gew.-% Mn vergrößern zwar den Austenitanteil im Gefüge, vermindern jedoch die Korrosionsbeständigkeit, wirken auch gegebenenfalls nachteilig hinsichtlich der erreichbaren Materialfestigkeit und insbesondere der sicheren Einstellung eines gewünschten Verhältnisses von Ferrit zu Austenit bei der Wärmebehandlung der Teile. Niedrigere Mangangehalte als 2,5 Gew.-% vergrößern jedoch die Aktivität von Stickstoff im Stahl und damit die Gefahr von Nitridausscheidungen und ändern auch die Phasenverteilung der Gefügestuktur in nachteiliger Weise.

[0011] Weil nun bei erfindungsgemäß hohem Stickstoffgehalt durch entsprechende Gehalte an Mn, Cr, Mo, W, Ni legierungstechnisch der Austenitanteil im Gefüge größer als derjenige des Ferrites eingestellt ist, ist, wie die Untersuchungsergebnisse zeigten, die Neigung zur Bildung von Nitriden, insbesondere von Chromnitrid (Cr_2N), weitgehend unterdrückt, wodurch beste Korro-

sionsbeständigkeit des Werkstoffes erreichbar ist..

[0012] Von besonderer Wichtigkeit für eine Gefügestabilität und einen hohen, in engen Grenzen einzustellenden Austenitanteil sind Gehalte von 6,5 bis 7,5 Gew.-% Ni. Höhere Ni-Gehalte als 7,5 Gew.-% wirken in der Legierung außerordentlich stabilisierend, was hohe thermische Behandlungszeiten und ungleich hohe Austenitgehalte in Abhängigkeit von der Temperatur erbringen, wobei niedrigere Konzentrationen als 6,5 Gew.-% an Nickel höhere Ferritgehalte mit den dadurch bewirkten Ausscheidungen nach sich ziehen.

[0013] Wolframanteile von 0,5 bis 1,0 Gew.-% erhöhen die Korrosionsbeständigkeit und vermindern die Neigung zur Ausbildung intermetallischer Phasen bei der Wärmebehandlung des Materials. Bei W-Gehalten unter 0,5 Gew.-% sind die mechanischen Materialeigenschaften verschlechtert, wohingegen die Grenze von 1,0 Gew.-% überschreitende W-Werte Produktionsnachteile verursachen können.

[0014] Der Legierungsbestandteil Vanadin als starker Nitridbildner ist in den vorgesehenen Grenzen im Hinblick auf eine feine Gefügebildung und eine hohe Homogenität des Werkstoffes bedeutungsvoll. Höhere Vanadinegehalte als 0,2 Gew.-% maskieren Stickstoff und bilden schädliche, insbesondere reihenförmig ausgebildete Nitride, wohingegen niedrigere Vanadinanteile nicht mehr komfeinend wirksam sind, so daß in nachteiliger Weise Grobkorn entstehen kann. Dies gilt auch für die diesbezüglich teilweise substituierbaren Elemente Ti und Nb/Ta.

[0015] Siliziumgehalte im Bereich zwischen 0,2 und 0,8 Gew.-% sind im Hinblick auf die Materialgüte wichtig. Geringere Konzentrationen von Si können erhöhte Sauerstoffgehalte und einen schlechten Reinheitsgrad des Werkstoffes verursachen. Hohe, über einem Gehalt von 0,8 Gew.-% liegende Werte beeinflussen auf Grund der ferritbildenden und nitridbildenden Wirkung von Si die Phasenbildung nachteilig. Ein weiterer Nachteil höherer Si-Gehalte liegt darin, daß diese eine Bildung von intermetallischen Phasen bzw. Ausscheidungen begünstigen.

[0016] Zur Erreichung einer besonderen Kornfeinheit sind erfindungsgemäß auch Aluminiumgehalte von 0,003 bis 0,006 Gew.-% in der Legierung vorgesehen. Höhere Al-Gehalte wirken wieder fördernd für eine Nitridbildung und dadurch Herabsetzung des Anteiles an gelöstem Stickstoff mit all den vorab dargelegten Nachteilen und kleinere Aluminiumwerte steigern die Tendenz zur Grobkornbildung.

[0017] Obwohl in Standard-Duplexlegierungen der Austenit im Vergleich mit dem Ferrit die Phase mit der geringeren Härte und Festigkeit ist, ist es für Bauteile aus der erfindungsgemäßen Legierung wichtig, daß der Volumsanteil von Austenit größer als derjenige des Ferrits im Gefüge vorliegt. Einerseits wird dadurch die Neigung zu einer Bildung von Chromnitrid, was eine Verschlechterung der Gebrauchseigenschaften des Teiles bewirkt, verringert, andererseits wird die Austenitphase

durch den gelösten Stickstoff hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften verbessert.

[0018] Der neue erfindungsgemäße Duplexstahl, in Fachkreisen HDSS (Hyper-Duplex-Stainless-Steel) genannt, verbindet niedrigste Korrosionspotentialdifferenzen zwischen Alpha und Gamma bzw. höchste Korrosionsbeständigkeit und optimale Phasenbildungskinetik bei weitgehend homogener Elementenverteilung zwischen Ferrit und Austenit und ist deshalb betreffend den chemischen Angriff, die Schweißbarkeit und die Festigkeitseigenschaften den gattungsgemäßen Werkstoffen gemäß dem Stand der Technik überlegen.

[0019] Die vorteilhaften Eigenschaften der Duplexlegierung können optimiert werden, wenn diese eine chemische Zusammensetzung in Gew.-% von

Kohlenstoff max. 0,028
 Silizium 0,30 bis 0,62
 Mangan 2,92 bis 3,38
 Phosphor max. 0,028
 Schwefel max. 0,004
 Chrom 24,8 bis 25,8
 Molybdän 4,1 bis 4,7
 Nickel 6,9 bis 7,4
 Wolfram 0,6 bis 0,8
 Kupfer max. 0,5
 Stickstoff 0,352 bis 0,385
 Vanadin 0,05 bis 0,1
 Aluminium 0,005 bis 0,009

Eisen Rest und herstellungsbedingte Verunreinigungen besitzt.

[0020] Besonders wichtig ist, wie auch oben erwähnt, eine Einhaltung von Konzentrationswerten für Cr, Mo, W, Si und Al einerseits und für Mn, Ni und N andererseits in den gekennzeichneten Bereichen der Legierung. Erfindungsgemäß werden nach einer Wärmebehandlung durch ein Lösungsglühen zwischen 1180°C und 850°C, vorzugsweise zwischen 1150°C und 1000°C, mit nachfolgendem Abschrecken des gemäß der Kennzeichnung zusammengesetzten Teiles eine wesentliche verbesserte Korrosionsbeständigkeit, eine erhöhte Festigkeit bei guter Zähigkeit und niedriger FATT, eine geringe Neigung zur Ausscheidung von intermetallischen Phasen, insbesondere von SIGMA- und EPSILON-Phasen, und eine geringere Tendenz zur Bildung von sekundärem Austenit beim Abkühlen des Materials erreicht.

[0021] Wenn dabei der aus der aktuellen Legierungszusammensetzung errechnete PREN-Faktor einen Wert zwischen 44,6 und 49,5, vorzugsweise zwischen 45,5 und 48,0, aufweist, kann höchste Korrosionsbeständigkeit des Duplexmaterials erstellt werden.

[0022] Um weiters verbesserte Korrosionsbeständigkeit hinsichtlich Loch-, Spalt- und Spannungsrißkorrosion bei erhöhter Festigkeit des Duplexwerkstoffes sowie verminderte Ausscheidungsneigung und geringere Tendenz zur Bildung von sekundärem Ferrit zu erwirken, ist es von Vorteil, wenn mittels der Wärmebehandlung ein

Verhältniswert von Ferrit zu Austenit im Gefüge zwischen 0,42 und 0,8, vorzugsweise zwischen 0,60 und 0,69, eingestellt wird, wobei der Anteil der Sigmaphase und der Nitridanteil und der Anteil an Karbiden unter 5 Gew.-%, vorzugsweise unter 0,5 Gew.-% ausgebildet ist. Die gute Schweißbarkeit des Werkstoffes wird dabei weiter verbessert, wobei auch insbesondere in den durch die Schweißung wärmebeeinflussten Zonen des Grundmaterials praktisch keinerlei

Beeinträchtigung der Eigenschaften bewirkt sind.

[0023] Die Homogenität der Materialeigenschaften insbesondere hinsichtlich einer mechanischen Beanspruchung, aber auch das örtliche Korrosionsverhalten können auf ein höheres Niveau gebracht werden, wenn ein aus der Duplexlegierung gebildeter Formteil einen Verformungsgrad von mindestens 2,5fach, insbesondere von mindestens 3,8fach, aufweist, wobei der Verformungsgrad als Summe der Reduktion der Querschnittsfläche zu verstehen ist.

[0024] Anhand von Tabellen wird die Erfindung weiter erläutert.

Es zeigen

Tab. 1 die chemische Zusammensetzung von Duplexstahlproben

Tab. 2 die Erprobungsergebnisse, erhalten an geschmiedetem Stabstahl im Abmessungsbereich 100 bis 200 mm,

[0025] In der Tab. 1 sind die chemische Zusammensetzung und der errechnete PREN-Faktor von untersuchten Schmelzen bzw. Proben angegeben.

[0026] In der Tab. 2 sind die Wärmebehandlung und die Erprobungsergebnisse zusammengestellt.

Patentansprüche

1. Duplexlegierung für komplex beanspruchte Bauteile mit hoher Korrosionsbeständigkeit und hoher Festigkeit enthaltend die Legierungsbestandteile Si, Mn, Cr, Mo, Ni, W, N, Al und V, Rest Fe und Begleitelemente, welche Legierung in wärmebehandeltem Zustand ein im wesentlichen sigmaphasen- und nitridfreies Mischgefüge und eine Materialfestigkeit RM von größer als 800 MPa, eine 0,2 Dehngrenze RP 0,2 von mindestens 600 MPa und eine Charpy-V-Zähigkeit von höher als 125 Joule aufweist, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung eine chemische Zusammensetzung in Gew.-% von

Kohlenstoff max 0,04
 Silizium 0,21 bis 0,82
 Mangan 2,50 bis 3,50
 Phosphor max. 0,03
 Schwefel max. 0,005
 Chrom 24,0 bis 26,0

Molybdän 4,0 bis 5,0
 Nickel 6,51 bis 7,50
 Wolfram 0,51 bis 1,00
 Kupfer max. 0,8
 Stickstoff 0,351 bis 0,39
 Vanadin 0,021 bis 0,202
 Niob/Tantal 0 bis 0,1
 Calcium 0 bis 0,05
 Magnesium 0 bis 0,025
 Aluminium 0,003 bis 0,062
 Bor max. 0,003

5

10

Eisen Rest und herstellungsbedingte Verunreinigungen besitzt, wobei der PREN-Faktor der Legierung, gebildet aus (% Cr. + 3,3 x %Mo + 20 x %N), einen Wert zwischen 44,5 und 50 aufweist und der aus dieser Legierung gefertigten Roh- oder Bauteil nach einer Wärmebehandlung durch ein Lösungs-glühen im Temperaturbereich zwischen 1180°C und 850°C mit anschließender forcierter Abkühlung eine Mikrostruktur mit einem den Ferritgehalt übersteigenden Austenitgehalt hat.

15

20

2. Duplexlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß diese eine chemische Zusammensetzung in Gew.-% von

25

Kohlenstoff max. 0,028
 Silizium 0,30 bis 0,62
 Mangan 2,92 bis 3,38
 Phosphor max. 0,028
 Schwefel max. 0,004
 Chrom 24,8 bis 25,8
 Molybdän 4,1 bis 4,7
 Nickel 6,9 bis 7,4
 Wolfram 0,6 bis 0,8
 Kupfer max. 0,5
 Stickstoff 0,352 bis 0,385
 Vanadin 0,05 bis 0,1
 Aluminium 0,005 bis 0,009

30

35

40

Eisen Rest und herstellungsbedingte Verunreinigungen besitzt.

3. Duplexlegierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß der errechnete PREN-Faktor einen Wert zwischen 44,5 und 49,5, vorzugsweise zwischen 45,5 und 48,0 aufweist.

45

4. Duplexlegierung gemäß einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß mittels der Wärmebehandlung ein Verhältniswert von Ferrit zu Austenit im Gefüge zwischen 0,42 und 0,8, vorzugsweise zwischen 0,60 und 0,69 eingestellt wird, wobei der Anteil der Sigma-Phase und der Nitridanteil und der Anteil an Karbiden unter 5 Gew.-%, vorzugsweise unter 0,5 Gew.-%, ausgebildet ist.

50

55

5. Duplexlegierung gemäß einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet** daß ein daraus gebildeter Formteil einen Verformungsgrad von mindestens 2,5fach, insbesondere von mindestens 3,8fach, aufweist, wobei der Verformungsgrad als Summe der Reduktion der Querschnittsfläche zu verstehen ist.

Tabelle 1

Chemische Zusammensetzung in Gew.-%																
Probe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	Cu	N	V	Nb+Ta	Ca	Mg	Al
A	0.021	0.43	1.37	0.032	0.017	22.7	3.18	5.65	0.08	0.10	0.184	0.05	0.06	0.0003	0.000	< 0.001
B	0.026	0.59	1.23	0.020	0.012	21.4	3.24	5.90	0.21	0.31	0.190	0.04	0.08	NB	NB	NB
C	0.029	0.78	4.9	0.022	0.004	27.6	2.4	4.51	0.8	0.43	0.312	0.06	0.09	0.0016	0.000	0.021
D	0.028	0.68	5.74	0.027	0.005	26.3	2.17	4.10	0.52	NB	0.353	0.009	NB	0.0011	NB	0.002
E	0.031	0.38	2.16	0.020	0.003	24.8	4.01	6.23	0.63	0.38	0.29	0.014	0.04	0.0012	0.000	0.001
F	0.028	0.50	0.66	0.009	0.001	25.9	3.83	7.15	0.64	0.61	0.236	0.021	NB	NB	NB	0.005
G	0.030	0.68	3.41	0.007	0.001	24.6	4.33	6.58	0.82	0.14	0.382	0.11	0.01	NB	NB	0.011
H	0.021	0.51	3.13	0.009	0.003	25.8	4.24	7.28	0.56	0.09	0.358	0.06	NB	0.006	0.005	0.007
I	0.027	0.38	3.04	0.010	0.002	25.1	4.53	7.16	0.62	0.28	0.371	0.08	0.04	0.002	NB	0.019

NB = NICHT BESTIMMT

Tabelle 2

Probe	PREN-Faktor (% Cr+3,3xMo+20xN)	Lösungsglüh- Temp. [°C]	RM [MPa]	RP 0,2 [MPa]	AV (iso-v) [Joule]	FATT [°C]
A	36.9	1100	730	498	> 300	-30
B	35.9	1110	744	506	296	-25
C	41.7	1100	758	572	134	+/- 0
D	40.6	1120	774	594	128	-5
E	43.8	1100	782	586	261	-23
F	43.2	1100	760	571	287	-20
G	46.5	1060	929	660	202	-22
H	47.0	1070	901	631	210	-25
I	47.5	1100	912	642	218	-22



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 98 89 0210

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
A	EP 0 455 625 A (BOEHLER GMBH) 6. November 1991 * Ansprüche 1-7 *	1-5	C22C38/44 C22C38/58
A	--- HORVATH, W. ET AL.: "Microstructures and yield strength of nitrogen alloyed super duplex steels" ACTA MATERIALA , Bd. 45, Nr. 4, 1997, Seiten 1645-1654, XP002086990 United States *siehe Seiten 1653-1654*	1-5	
A	--- EP 0 683 241 A (PARK YONG S) 22. November 1995	1-5	
A	--- WO 95 00674 A (SANDVIK AB) 5. Januar 1995	1-5	
A	--- EP 0 545 753 A (SUMITOMO METAL IND) 9. Juni 1993 -----	1-5	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.6) C22C
Recherchenort MÜNCHEN		Abschlußdatum der Recherche 7. Dezember 1998	Prüfer Badcock, G
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 98 89 0210

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

07-12-1998

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 0455625 A	06-11-1991	AT 397515 B	25-04-1994
		AT 100790 A	15-09-1993
		AT 108220 T	15-07-1994
		DE 59102100 D	11-08-1994

EP 0683241 A	22-11-1995	CN 1117087 A	21-02-1996
		JP 8041600 A	13-02-1996

WO 9500674 A	05-01-1995	SE 501321 C	16-01-1995
		CN 1125965 A	03-07-1996
		EP 0708845 A	01-05-1996
		JP 8511829 T	10-12-1996
		NO 955204 A	19-02-1996
		SE 9302139 A	22-12-1994
		US 5582656 A	10-12-1996
		ZA 9404439 A	14-02-1995

EP 0545753 A	09-06-1993	JP 2500162 B	29-05-1996
		JP 5132741 A	28-05-1993
		AT 133716 T	15-02-1996
		AU 650799 B	30-06-1994
		AU 2830392 A	13-05-1993
		DE 69208059 D	14-03-1996
		DE 69208059 T	11-07-1996
		ES 2089456 T	01-10-1996
US 5298093 A	29-03-1994		

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82