



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) Veröffentlichungsnummer:

0 154 601
A2

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(21) Anmeldenummer: **85730016.7**

(51) Int. Cl.⁴: **C 21 D 8/00**
C 22 C 38/40, C 21 D 6/00

(22) Anmeldetag: **28.01.85**

(30) Priorität: **24.02.84 DE 3407305**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
11.09.85 Patentblatt 85/37

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AT FR GB IT NL SE

(71) Anmelder: **MANNESMANN Aktiengesellschaft**
Mannesmannufer 2
D-4000 Düsseldorf 1(DE)

(72) Erfinder: **Grützner, Günter, Dr.-Ing.**
Süchtelner Strasse 286
D-4150 Krefeld(DE)

(74) Vertreter: **Meissner, Peter E., Dipl.-Ing. et al,**
Meissner & Meissner Patentanwälte Herbertstrasse 22
D-1000 Berlin 33 Grunewald(DE)

(84) Verwendung einer ~~korrosionsbeständigen~~ austenitischen Legierung für mechanisch hoch beanspruchte, schweiszbare Bauteile.

(57) Dehngrenzen stellen die maßgebliche Größe für die Berechnung mechanisch beanspruchter Bauteile dar. Austenitische Stahllegierungen sind zwar korrosionsbeständig und schweißgeeignet, besitzen aber den Nachteil niedriger 0,2-Grenzen. Im chemischen Apparatebau beispielsweise werden jedoch häufig austenitische Stähle mit hohen Dehngrenzen verlangt.

Durch Mischkristallhärtung bzw. Legieren mit Stickstoff lassen sich die garantierten Mindestwerte der 0,2-Grenzen austenitischer Stähle von etwa 200 auf 300 N/mm² anheben. Diese Steigerung jedoch entsprach in vielen Fällen immer noch nicht allen Anforderungen. Eine weitere bekannte Methode, die Festigkeit zu erhöhen, ist die Kornverfeinerung. Durch Kaltwalzen und rekristallisierendes Glühen gelang es, erfindungsgemäß zu verwendende, stickstofflegierte, austenitische Stähle herzustellen, die einen ultrafeinen Gefügezustand mit mittleren Korngrößen von 3,5 µm aufwiesen. Diese Stähle besaßen infolge Überlagerung von Stickstoff-Mischkristall- und Ultrafeinkornhärtung Mindestwerte der 0,2-Grenzen von 480 N/mm². Lichtbogenhandschweißungen mit einem hochfesten, stickstofflegierten, korrosionsbeständigen Zusatzwerkstoff ergaben überraschenderweise, daß die so geschaffenen Schweißverbindungen nicht durch Kornvergrößerung im Nahtübergangsbereich, sondern im ultrafeinkörnigen, hochfesten Grundwerkstoff brachen.

Verwendung einer korrosionsbeständigen
austenitischen Legierung für mechanisch
hoch beanspruchte, schweißbare Bauteile

Die Erfindung betrifft die Verwendung einer korrosionsbeständigen austenitischen Eisen-Chrom-Nickel-Stickstoff-Legierung als Werkstoff für mechanisch hoch beanspruchte Bauteile guter Schweißbarkeit.

5

In der chemischen Industrie, z.B. im Apparate- oder Druckbehälterbau, und in Anlagen zur Erzeugung von Energie, werden Stähle bzw. Legierungen verlangt, die neben ausreichender Korrosionsbeständigkeit gute Schweißeignung und den hohen mechanischen Beanspruchungen entsprechende Festigkeiten besitzen sollen. Dehngrenzen wie die 0,2-Grenzen stellen die maßgebliche Größe für die Berechnung dar. Aus diesem Grunde wird der Konstrukteur Werkstoffe mit möglichst hohen 0,2%-Dehngrenzen bevorzugen, um größte Belastbarkeit der Bauteile zu erreichen oder wegen der Rohstoff- und Gewichtersparnis sowie, der besseren Verarbeitbarkeit und Schweißbarkeit dünnere Werkstücke verwenden zu können. Bei der Entwicklung solcher Stähle oder Legierungen besteht das schwierige Problem, die Schweiß-
eignung des Werkstoffs trotz erhöhter Festigkeit zu erhalten.

Austenitische Stähle haben im Gegensatz zu ferritischen im allgemeinen günstigere Korrosionseigenschaften und sind wesentlich schweißgeeigneter, duktiler sowie zäher. Da Nickel das austenitische Gefüge stabilisiert, besitzen solche Stähle nach "Stahlschlüssel", 13. Auflage, 1983, Verlag Stahlschlüssel Wegst, GmbH, Marbach, S. 323/324 ff., mindestens 7 % Nickel. Ferner enthalten sie zur Erzielung ausreichender Passivität mehr als 16 % Chrom. Zur Vermeidung der interkristallinen Korrosion

sind die Kohlenstoffgehalte der nicht mit Titan oder Niob stabilisierten Stähle auf höchstens 0,08 % begrenzt. Eine weitere Verbesserung der Korrosionseigenschaften wird durch Zusätze bis zu 6 % Mo, 4 % Cu und 3 % Si erreicht.

5 Erhöhte Nickelgehalte von rd. 50 % verbessern die Spannungsrißkorrosionsbeständigkeit (siehe Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 108, 1963, S. 1/8 und 4 ff.).

Die niedrigen garantierten 0,2-Grenzen der austenitischen

10 Stähle, die nach DIN 17 440, Ausgabe Dezember 1972, z.B. für einen Stahl mit 18 bis 19 % Cr und etwa 9 % Ni 185 N/mm^2 betragen, lassen sich durch Mischkristallhärtung bzw. durch Legieren mit bis zu 0,30 % N auf 343 N/mm^2 anheben (siehe Japanese Industrial Standard

15 JIS G 4304, 1981, S. 1301/1304 ff., Stahl SUS 304 N2). Solche Festigkeitssteigerungen wurden jedoch auch noch nicht allen Anforderungen gerecht. Um eine weitere Erhöhung der 0,2-Grenzen zu erzielen, war es erforderlich, in den Stahl noch mehr Stickstoff bis zu der bei etwa 0,55 %

20 liegenden Löslichkeitsgrenze einzubringen. Da bei solchen Mengen Stickstoffblasen bei der Erstarrung entstehen bzw. die Gußblöcke "treiben" und Poren beim Schweißen auftreten, mußten gleichzeitig auch die Chrom- und Mangangehalte angehoben werden. So sind Sonderstähle mit 22,5 bis

25 25,5 % Cr, 4 bis 7 % Mn, 2 bis 4 % Mo und 13 bis 17 % Ni bekannt, die aufgrund ihres Gehaltes von 0,35 bis 0,50 % N und von geringen Niobzusätzen garantierte Mindestwerte der 0,2-Grenzen von 500 bis 540 N/mm^2 besitzen (siehe ASM Technical Report, 1970, No. C 70-24.2., DEW-

30 Technische Berichte 13, 1973, S. 94/100 und Proceedings "Molybdenum 1973", Noranda Symp. 4, 1973, S. 43/48). Sie sind wie die bereits aufgeführten stickstofflegierten, austenitischen Stähle unter Verwendung artgleicher Zusatzwerkstoffe schweißgeeignet. Ihre reinen Schweißgüter

35 weisen garantierte 0,2-Grenzen von mind. 510 N/mm^2 auf. Nachteilig ist jedoch, daß die hohen Chrom- und Stick-

stoffgehalte dieser Stähle die Warmumformbarkeit erschweren. Ferner scheiden sie selbst bei so hohen Temperaturen wie 1000°C noch intermetallische Phasen aus, die zu niedrigen Dehnungen von rd. 30 % führen und nach dem

5 Schweißen, Warmrichten oder -biegen Versprödungen hervorrufen können. Da Chrom in Stählen die Ferritbildung begünstigt, während Nickel diese unterdrückt und gleichzeitig auch die Ausscheidung intermetallischer Phasen verzögert, besitzen die aufgeführten Legierungen hohe Nickel-

10 gehalte, die den Werkstoff verteuern. Im chemischen Apparatebau sind jedoch häufig relativ niedrig legierte Stähle mit nur rd. 18 % Cr, 12 % Ni und 2 % Mo gefragt, da deren Korrosionsbeständigkeit meistens ausreicht. Man nimmt in diesen Fällen sogar die geringen 0,2-Grenzen

15 dieser Stähle von etwa 200 N/mm² in Kauf und verzichtet auf den Stickstoffzusatz, der bei einer etwas erschwerten Verarbeitbarkeit nur zu einer Anhebung der Streckgrenzen auf 280 N/mm² geführt hätte (vergleiche Stahl 1.4435 mit 1.4406 in DIN 17 440). Eine breite Anwendung

20 haben somit die gewöhnlichen stickstofflegierten, austenitischen Stähle mit Höchstwerten der Streckgrenzen von nur 280 bis 343 N/mm² noch nicht gefunden. Auch für die höher legierten, austenitischen Sonderstähle mit Stickstoffgehalten über 0,35 % und Mindestwerten der 0,2-Gren-

25 ze von 500 N/mm² gilt diese Feststellung, da deren Verwendung sich naturgemäß mehr auf spezielle Fälle beschränkt.

Eine weitere Methode, die Festigkeitseigenschaften von

30 Stählen zu verbessern, ist die Kornverfeinerung. So wurde durch Kaltverformung und anschließendes rekristallisierendes Glühen bei einem austenitischen Stahl mit rd. 18 % Cr und 10 % Ni ein ultrafeines Gefüge mit Körnern der Größe Nr. 11,5 bis 13,5 nach ASTM (6 bis 3 µm) erzeugt (siehe ASTM Special Technical Publication No. 369,

35 1965, S. 175/179). Dadurch erhöhte sich gegenüber dem

grobkörnigen Ausgangszustand die 0,2-Grenze um rd.
150 N/mm². Da der Stahl nicht mit Stickstoff legiert war,
lag seine 0,2-Grenze jedoch insgesamt nur bei 380 N/mm².
Das Problem, inwieweit solche äußerst feinkörnigen, nicht
5 umwandlungsfähigen Stähle zum Schweißen geeignet sind,
wurde nicht behandelt.

Bei den erörterten stickstofflegierten, austenitischen
Stählen kommt eine besondere Bedeutung dem Legierungsele-
10 ment Niob zu. Seine Wirkung beruht auf der Ausscheidung
eines komplexen Nitrids der Art Nb₂Cr₂N₂, genannt Z-Pha-
se. Dadurch wird sogar in warmverformten, lösungsgeglüh-
ten Stählen eine Kornverfeinerung erzielt, die jedoch nur
bis zu Korngrößen der Nr. 10 nach ASTM (rd. 10 µm) führt
15 (siehe Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 124, 1979,
S. 513 ff.). Daneben wird zusätzlich eine Nitrid-Aus-
scheidungshärtung festgestellt, die Werte bis zu 90 N/mm²
annehmen kann (siehe Thyssenforschung 1, 1969,
S. 14 ff.). Um die Ausscheidung von zu viel Nitrid, das
20 dem Mischkristall Stickstoff für die Härtung entziehen
würde, zu vermeiden, besitzen diese Stähle einen wesent-
lich geringeren Niobgehalt als ihrer siebenfachen Menge
an N, dem stöchiometrischen Verhältnis in der Verbindung
NbN, entspricht.

25

Die Warmstreckgrenzen der austenitischen Stähle werden
durch Stickstoff-Mischkristallhärtung und Kornverfeine-
rung ebenfalls angehoben. Allerdings wird die Steigerung
der 0,2-Grenze durch Stickstoff mit zunehmender Tempera-
30 tur geringer und ist z.B. bei 400°C nur noch etwa halb so
groß wie bei Raumtemperatur (siehe Berg- und Hüttenmänni-
sche Monatshefte 113, 1968, S. 386/387 ff.). Demgegenüber
nimmt der durch Kornverfeinerung bedingte Anstieg der
0,2-Grenze mit der Prüftemperatur wesentlich weniger ab
35 (siehe Metal Science 11, 1977, S. 209 ff.). Bei noch
höheren Temperaturen, bei denen nicht mehr die Warm-

streckgrenze, sondern die niedrigere Zeitstandfestigkeit für die Berechnung von Konstruktionen maßgebend ist, besteht dieser günstige Feinkorneffekt nicht mehr. Ein gewisser Ausgleich läßt sich durch Legieren mit Bor bis zu 5 Gehalten von 0,015 % schaffen, da mit dieser Maßnahme die Kriechfestigkeit austenitischer Chrom-Nickel-Molybdän-Stähle bei Temperaturen von beispielsweise 650°C erhöht wird (siehe Rev. Métallurgie 59, 1962, S. 651/660). Auch bei solchen Stählen, die zusätzlich Stickstoff enthalten, 10 scheint sich diese vorteilhafte Wirkung zu zeigen (siehe Arch. Eisenhüttenwes. 39, 1968, S. 146 ff. und VDI-Berichte 428, 1981, S. 89 ff.). Dadurch wird der Verwendungsbereich, in dem noch die Warmstreckgrenze für die Berechnung zugrunde gelegt werden kann, erweitert bzw. zu 15 höheren Temperaturen verschoben. Infolge der Anfälligkeit austenitischer Stähle zur Heißrissigkeit beim Schweißen durch Bor wird sein Gehalt üblicherweise auf 60 bis 80 ppm begrenzt.

20 Im Korrosionsverhalten, insbesondere in der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion nach dem Schweißen, sind die in DIN 17 440, Ausgabe Dezember 1972, aufgeführten, mit bis zu 0,22 % N legierten, austenitischen Stähle den Stählen ohne Stickstoff gleichgestellt. Sie alle 25 eignen sich zum Schweißen, wenn bei Wanddicken, die kleiner 6 mm sind, die Kohlenstoffgehalte auf <0,07 % und bei Dicken über 6 mm auf <0,03 % begrenzt werden. Nur über etwa 50 mm dicke Teile im Druckbehälterbau sind gemäß AD-Merkblatt HP 7/3, Ausgabe April 1975, nach dem Schweißen 30 zu glühen.

Der Lieferzustand der korrosionsbeständigen austenitischen Stähle ist u.a. durch eine Wärmebehandlung festgelegt, die als "Abschrecken" bezeichnet wird. Es handelt 35 sich um ein Glühen bei mindestens 1000°C mit rascher Abkühlung. Dadurch wird erreicht, daß alle Chromkarbide,

- nitride und intermetallischen Phasen gelöst sind. Weiter bezweckt diese Maßnahme, die bei der Verarbeitung infolge von Verformungen eingebrachten Versetzungen durch Rekristallisation und Erholung weitgehend abzubauen, so daß schließlich ein an inneren Spannungen armer Zustand optimaler Korrosionsbeständigkeit und Zähigkeit erhalten wird. Berücksichtigt man jedoch, daß in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen etwa 0,2 % N und rd. 0,03 % C bereits bei 900°C gelöst sind, so ist ein Glühen auch bei einer solchen niedrigen Temperatur nach den dargelegten Ausführungen statthaft, wenn dafür gesorgt wird, daß z.B. kaltverformte Stähle bei derartigen Temperaturen vollständig rekristallisieren können und vor und nach dieser Wärmebehandlung keine intermetallischen Phasen vorhanden sind. Dementsprechend ist im Druckbehälterbau gemäß AD-Merkblatt HP 7/3, Ausgabe April 1975, nach Kaltumformungen von stickstofflegierten, austenitischen Stählen anstelle des "Abschreckens" ein Glühen bei 900°C zulässig.
- 20 Die Begutachtung von Verbindungsschweißungen austenitischer Stähle erfolgt mit Hilfe von Schweißverbindungsproben. Es handelt sich um Flachzugproben nach DIN 50 120, Ausgabe September 1975, mit in der Mitte liegender, durchgehender Quernaht. Dadurch ist beim Zerreißversuch gewährleistet, daß Schweißgut, Nahtübergang und Grundwerkstoff gleich beansprucht werden, da sie hintereinander in Richtung der Zugkraft angeordnet sind. Die Probe eignet sich zur Bestimmung der Zugfestigkeit und Bruchlage. Nachteilig ist, daß mit ihr Dehngrenzen nur ungenau zu ermitteln sind, da Schweißgut, Werkstoff im Übergangsbereich und unbeeinflusster Grundwerkstoff sich innerhalb der Meßlänge unterschiedlich stark plastisch verformen bzw. bleibend dehnen. Als Bruchlage kommen bei austenitischen Stählen der unbeeinflusste Grundwerkstoff G und die Schweißnaht S in Betracht, während im Übergangsbereich Ü der Naht zum Grundwerkstoff normalerweise keine Brüche

auftreten. Die Festigkeitseigenschaften würden sich in diesen Übergangsbereichen nicht feststellen lassen, da sie zu schmal sind. Erfolgt der Bruch in der Naht, so ist die Festigkeit des Schweißgutes maßgebend. Da die

5 Schweißgüter jedoch mehr oder weniger mit dem Grundwerkstoff aufgemischt sind, wird aus Gründen der Reproduzierbarkeit die Zugfestigkeit des reinen Schweißgutes an Längsproben von besonders vorbereiteten Nähten, bei denen keine Aufmischungen erfolgen, bestimmt. Ihre Herstellung

10 beschreibt DIN 32 525, Teil 1, Ausgabe Dezember 1981. Der Aufschmelzgrad bzw. das Aufmischungsverhältnis ist hauptsächlich von der Schweißstromstärke, die die Einbrandtiefe bestimmt, von der Lagenzahl und dem Schweißverfahren abhängig. Weiter sind alle Maßnahmen zur Verringerung des

15 Wärmeeinbringens wie schnelles Schweißen in Zugraupen, niedrige Arbeitstemperaturen und Vermeiden eines Vorwärmens vorteilhaft. Beim einlagigen Schweißen mit üblichen Stromstärken beträgt die Aufmischung des Schweißgutes durch den Grundwerkstoff beim WIG(Wolfram-Inertgas)-,

20 E(Lichtbogenhand)-, MAGM(Metall-Schutzgas)- und UP(Unterpulverver)-Schweißen etwa 20, 30, 40 und 55 %. Beim Mehrlagenschweißen dicker Querschnitte erfolgt eine wesentliche Herabsetzung dieser Aufmischung. Demgegenüber ist sie beim Schweißen dünner Werkstücke ohne Zusatz natür-

25 lich 100 %.

In den technischen Regelwerken ist die Schweißeignung neuer Stähle grundsätzlich im Rahmen sogenannter Verfahrensprüfungen nachzuweisen. Als maßgebliches Beispiel ist

30 in diesem Zusammenhange für austenitische Stähle das AD-Merkblatt HP 2/1, Ausgabe Februar 1977, mit dem Titel "Verfahrensprüfung für Schweißverbindungen" zu nennen. Diese Vorschrift behandelt hauptsächlich die Herstellung von Prüfstücken aus Blechen durch Schweißen im Stumpfstoß

35 unter Fertigungsbedingungen, so daß u.a. Werkstoff, Schweißverfahren, -position, -zusatz und -hilfsstoffe

festgelegt sind. Aus den Prüfblechen sind Flachzugproben nach DIN 50 120 quer zur Naht zu entnehmen und Zugfestigkeit und Bruchlage zu ermitteln. Schweißseignung ist in der Hauptsache dann gegeben, wenn in dieser Verbindungsprobe die Mindestwerte der Zugfestigkeit für den Grund- oder Zusatzwerkstoff, bezogen auf sein reines Schweißgut, erreicht werden.

Der Erfindung liegt nun die Aufgabe zugrunde, die niedrigen Mindestwerte der 0,2-Grenzen der gewöhnlichen stickstofflegierten, korrosionsbeständigen austenitischen Stähle ohne Verminderung ihrer guten Schweißseignung auf ein Niveau von etwa 500 N/mm² anzuheben, wobei eine Erhöhung der Legierungsgehalte ausgeschlossen bleiben soll.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß dadurch gelöst, daß eine korrosionsbeständige austenitische Legierung mit der an sich bekannten, in Anspruch 1 angegebenen chemischen Zusammensetzung als Werkstoff für korrosiv und mechanisch hoch beanspruchte Bauteile guter Schweißbarkeit in einer solchen Art verwendet wird, daß nach Kaltumformen und rekristallisierendem Glühen hohe 0,2-Grenzen auf Grund der Bildung eines ultrafeinkörnigen Gefüges mit mittleren Korndurchmessern unter 10 µm (größer als Nr. 10 nach ASTM) erreicht werden und unter Verwendung von Zusatzwerkstoffen aus hochfesten, stickstoffhaltigen, korrosionsbeständigen Stahl- oder Nickellegierungen Schweißseignung vorhanden ist, was in der Eigenschaft des Grundwerkstoffes, d.h. der Legierung, begründet liegt, - trotz des sehr feinen Kornes - nach dem Verbinden durch Schweißen nicht im Nahtübergangsbereich zu brechen. In weiteren Ansprüchen werden Ausgestaltungen der Erfindung, die den Kaltwalzgrad, die Rekristallisationstemperatur, die garantierten Mindestwerte der 0,2-Grenzen und die Verwendungszwecke der erfindungsgemäß zu verwendenden Stähle und Legierungen betreffen, angegeben.

- Der größte Vorteil der erfindungsgemäß zu verwendenden Stähle ist in ihren hohen 0,2-Grenzen zu sehen, ohne daß durch das ultrafeine Korn die Schweißbeignung herabgesetzt wäre. Nach allem Wissen über das Verhalten metallischer Werkstoffe wäre zu erwarten gewesen, daß Schweißverbindungen aus solchen extrem feinkörnigen, nicht umwandlungsfähigen Stählen durch Kornvergrößerung im Nahtübergangsbereich mit relativ niedriger Festigkeit brechen würden. Der wesentliche Vorteil der Erfindung ginge dadurch verloren. Voruntersuchungen gemäß Tabelle 1 ergaben jedoch überraschenderweise, daß die nach DIN 50 120 mit quer liegender Naht hergestellten Schweißverbindungsproben nicht im Übergang, sondern in dem durch die Schweißwärme unbeeinflussten Grundwerkstoff rissen, wenn die Verfestigung durch Stickstoff-Mischkristallhärtung und Kornverfeinerung eine bestimmte Höhe nicht überschritt. Dieser Grenzwert lag für Stähle mit rd. 0,2 % N bei einer Zugfestigkeit von etwa 825 N/mm².
- Die Verbindungsproben wurden Prüfstücken entnommen, welche durch Verschweißen zweier Bleche in Wannenposition erhalten worden waren. Ihre Nahtvorbereitung ist in Bild 1 zu sehen. Die 10-mm-Bleche wurden mit einer Y-Naht (Steghöhe 2 mm), die dünneren mit einer V-Naht (ohne Steg) versehen. Die Schweißungen erfolgten mehrlagig mit Gegenlage, nachdem vorher die Wurzel ausgeschliffen worden war. Nach jeder gelegten Zugraupe wurde gewartet, bis die Arbeitstemperatur unter 150°C lag. Nahtüberhöhungen wurden auf Blechebene abgearbeitet. Geschweißt wurde am Pluspol bei einer Spannung U von 23 V mit der rutilbasisch-umhüllten Stabelektrode Thermanit 20/16/510, die im Handel geführt wird. Das Ausziehverhältnis (Raupenlänge/Länge abgeschmolzener Stab) lag bei 0,7 bis 0,8 bzw. bei 0,8 bis 0,9 für die 2,5- oder 3,25-mm-Elektrode.
- Die übrigen Schweißparameter wie Gleichstrom I, Geschwindigkeit v und die daraus errechnete Streckenenergie

Tabelle 1: Zugfestigkeit R_m und Bruchlage der Verbindungsproben nach DIN 50 120 von lichtbogenhandgeschweißten, ultrafeinkörnigen Stählen gemäß Nahtvorbereitung in Bild 1 (Ü = Nahtübergang, G = Grundwerkstoff)

2 Flachzug- proben R_m (N/mm ²)	Bruch- lage	Blech- dicke (mm)	Stahlzusammensetzung (Massen-%)								Elektroden- werkstoff
			N	Nb	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	C	
849 840	je Ü	8	0,22	0,25	18,40	12,98	1,49	3,04	0,42	0,015	Thermanit 20/16/510, rutilbasisch-umhüllt, Kernstab-Ø*)
848 837	je Ü	10	0,198	0,0	17,40	12,40	0,77	3,00	0,50	0,020	
841 841	G + Ü	6	0,20	0,23	18,36	9,94	1,25	0,0	0,45	0,015	
834 828	je G	10	"	"	"	"	"	"	"	"	
808 807	je G	10	0,20	0,0	17,80	10,30	0,80	0,0	0,50	0,020	
758 746	je G	10	0,22	0,25	18,40	12,98	1,49	3,04	0,42	0,015	
739 738	je G	10	0,12	0,21	17,80	11,29	0,84	0,0	0,42	0,020	

*) Wurzel- u. Gegenlage 2,5 mm Ø
Mittel- u. Decklage 3,25 mm Ø

E ($= U \times I \times 60/v$) betrugen für den 2,5-mm-Stab 80 A, rd. 17 cm/min und etwa 6,5 kJ/cm sowie für die 3,25-mm-Elektrode 110 A, ungefähr 19 cm/min und 8 kJ/cm. Die Schweißversuche wurden so ausgeführt, daß Brüche nur im Grundwerkstoff der Flachzug-Verbindungsproben auftreten konnten. Nahtbrüche wären zwar im Sinne der Erfindung auch zulässig gewesen, sie hätten jedoch nicht eine klare Darlegung der erfinderischen Idee gestattet. In der Praxis mag in solchen Fällen im Sachverständigengutachten für die Belastbarkeit von Bauteilen die 0,2-Grenze des reinen Schweißgutes zugrunde gelegt werden, wenn die Zugfestigkeit der in der Naht gerissenen Verbindungsprobe ausreichend hoch war. Um bei den Schweißversuchen die Wahrscheinlichkeit für solche Brüche gering zu halten, wurde ein in seiner Festigkeit den hohen 0,2-Grenzen des ultrafeinkörnigen Grundwerkstoffes angepaßter, niobhaltiger Schweißzusatzwerkstoff mit 0,38 % N, 25 % Cr, 21,5 % Ni, 5 % Mn, 3,6 % Mo u. 0,035 % C verwendet. Es handelt sich um die vom Hersteller angegebenen Richtwerte für die Stabelektrode Thermanit 20/16/510, die eine Mindest-0,2-Grenze von 510 N/mm² ihres reinen Schweißgutes besitzt (siehe auch S. 2, Zeilen 24/35). Weiter war es zur Vermeidung von Nahtbrüchen notwendig, die Aufmischung des relativ hoch legierten Zusatzwerkstoffes durch die stickstoffärmeren, erfindungsgemäß zu verwendenden Stahllegierungen, deren Ultrafeinkörnigkeit in ihrem Schweißgut natürlich nicht mehr vorhanden ist, niedrig zu halten. Die relativ hohen Schweißgeschwindigkeiten bzw. Ausziehverhältnisse und die niedrige Streckenenergie (Wärmeeinbringen) beim durchgeführten Lichtbogenhandschweißen gestatteten, die Nähte durch möglichst viele Lagen aufzubauen und wenig aufzumischen.

Tabelle 2: Ausführungsbeispiele für die Schweißverbindungen nach DIN 50120 von Lichtbogenhandgeschweißten Blechen aus ultrafeinkörnigen, austenitischen Stählen mit der Stabelektrode Thermanit 20/16/510*
(G = Grundwerkstoff)

Lfd. Nr.	Stahlzusammensetzung der geschweißten Bleche (Massen-%)								Warmverarbeitung der Bleche**)	Lösungs-glühung	Kaltwalz-grad	Rekristalli-sationsbe-handlung	Rekristalli-sierte Gefügemenge
	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Nb	C					
1	0,20	18,38	9,87	0,0	1,27	0,42	0,20	0,015	Block zwischen 1200 und 950°C auf 10 mm gewalzt	keine	55 % auf 4,5 mm	15 min 875°C/L	~ 100 %
2	0,20	21,96	33,45	0,0	0,69	0,47	0,37	0,007	Block zwischen 1200 und 950°C auf 17 mm gewalzt	keine	59 % auf 7 mm	15 min 850°C/L	~ 100 %
3	0,22	18,40	12,98	3,04	1,49	0,42	0,25	0,015	Block zwischen 1200 und 950°C auf 22 mm gewalzt	keine	55 % auf 10 mm	15 min 900°C/L	~ 100 %

- 12 -

Lfd. Nr.	mittlere Korngröße (µm/ASTM Nr.)	0,2-Grenze (N/mm²)	Dehnung (%) (l ₀ = 5d) Längsproben nach Bild 2	Streckgr.-Verh. (%)	0,2-Grenze (N/mm²)	Dehnung (%) (l ₀ = 5d) Querproben nach Bild 2	Streckgr.-Verh. (%)	Zugfestigkeit u. Bruchlage der 2 Flachzug-Verbindungs-Schweißproben nach Bild 2
1	2,82/13,5	528 550 540	50 47 47	62 63 63	523 546 530	50 50 50	63 66 63	1. 815 N/mm² (G) 2. 823 N/mm² (G)
2	4,44/12	504 512	37,5 35,0	64 64	506 505	35,0 35,0	66 65	1. 767 N/mm² (G) 2. 779 N/mm² (G)
3	3,60/13	534 532 545	38 40 40	64 64 65	553 553 546	36 36 34	67 67 66	1. 803 N/mm² (G) 2. Bruch durch Binde-fehler der Naht

*) Kernstab-φ 2,5 mm für 4,5-mm-Blech Nr. 1 sowie alle Wurzel- und Gegenlagen, sonst 3,25 mm φ

**) Ausgangsquerschnitt der 50-kg-Gußblöcke:
ca. 125 x 145 mm

0154601

Tabelle 2 weist je ein Ausführungsbeispiel von drei erfindungsgemäß zu verwendenden Stahllegierungen aus, die nach dem angegebenen Schweißverfahren gefügt wurden. Die Ermittlung der 0,2-Grenzen erfolgte an Prüfstücken, deren

5 Nähte wie bereits beschrieben und in Bild 1 dargestellt, vorbereitet worden waren. Aus Gründen der Genauigkeit und Reproduzierbarkeit im Sinne der Ausführungen auf S. 6, Zeile 29, wurden die Dehngrenzen jedoch nicht an den Flachzug-Verbindungsproben, sondern an zusätzlich aus dem

10 gleichen Prüfstück entnommenen Rundzugproben nach DIN 50 125, Ausgabe April 1951, ermittelt. Bild 2 zeigt die Lage dieser Proben und deren Aufteilung im Prüfstück. Die Tabelle 2 läßt die Vorzüge der erfindungsgemäß zu verwendenden Stahllegierungen erkennen: Hohe, zwischen

15 504 und 553 N/mm² liegende 0,2-Grenzen, die hauptsächlich durch Überlagerung von Stickstoff-Mischkristall- und Ultrafeinkornhärtung erzielt wurden, da die Stähle rd. 0,2 % N enthielten sowie Korngrößen zwischen 2,8 und 4,5 µm besaßen. Ferner ist erfindungsgemäß die Schweiß-

20 eignung gut, da die Schweißverbindungsproben nicht im Nahtübergang, sondern im unbeeinflussten Grundwerkstoff brachen. Für Stähle ohne Molybdän wie beispielsweise solche der lfd. Nr. 1 und 2 sind danach Mindestwerte der 0,2-Grenzen von 450 N/mm² gerechtfertigt, für molybdän-

25 legierte Stähle wie vom Typ der lfd. Nr. 3 erscheinen demgegenüber 0,2-Grenzen von mind. 480 N/mm² angemessen. Diese Mindestwerte dürften Festigkeiten entsprechen, die vom Werkstoff mit an fast 100 %iger Sicherheit grenzender Wahrscheinlichkeit erreicht werden. Gegenüber den üb-

30 lichen austenitischen Stählen ist danach eine Steigerung der 0,2-Grenzen um rd. 150 % zu verzeichnen, während im Vergleich zu den weniger gebräuchlichen stickstofflegierten, austenitischen Stählen immerhin noch um 60 % höhere Streckgrenzen erzielt werden.

- . Die Kaltformgebung der erfindungsgemäß zu verwendenden Stähle oder Legierungen erfolgt in der Regel für Flachprodukte nach dem Sendzimir- oder Quarto-Walzverfahren, für Rohre mittels Kaltpilgern von warmgepreßten Luppen.
- 5 Dadurch ergeben sich gegenüber den zumindest bei größeren Wanddicken üblicherweise nur warmverformten Stählen weitere Vorteile wie bessere Oberflächenbeschaffenheit, präzisere Maße bzw. durch Einengung der Toleranzen Einsparungen an Material von 5 bis 10 %.

Patentansprüche:

1. Verwendung einer korrosionsbeständigen austenitischen Legierung mit

5 höchstens 0,08 % Kohlenstoff,
0,065 bis 0,35 % Stickstoff,
höchstens 0,75 % Niob, jedoch nicht mehr als der vierfachen Menge des Stickstoffs in der Legierung entspricht,

10 16,0 bis 22,5 % Chrom,
7,0 bis 55,0 % Nickel,
bis zu 4,75 % Mangan,
bis zu 6,5 % Molybdän,
bis zu 3,0 % Silizium,

15 bis zu 4,0 % Kupfer,
bis zu 0,0080 % Bor,

Rest Eisen sowie nicht vermeidbaren Verunreinigungen,
die hohe 0,2-Grenzen nach Kaltumformung und rekristallisierender Glühung auf Grund der Bildung eines ultrafeinkörnigen Gefüges mit mittleren Korndurchmessern unter 10 µm aufweist und die unter Verwendung von Zusatzwerkstoffen aus hochfesten, stickstoffhaltigen, korrosionsbeständigen Stahl- oder Nickellegierungen schweißgeeignet ist, was in der Eigenschaft des Grundwerkstoffes, d.h. der Legierung, begründet liegt,
20 - trotz des sehr feinen Kornes - nach dem Verbinden durch Schweißen nicht im Nahtübergangsbereich zu brechen, als Werkstoff für korrosiv und mechanisch hoch beanspruchte Bauteile guter Schweißbarkeit.

30

2. Verwendung einer Legierung nach Anspruch 1, die durch ein- oder mehrmaliges Kaltverformen um 30 bis 75 % sowie durch jeweilig anschließendes Glühen im Bereich zwischen 750 und 975°C ultrafeinkörnig rekristallisiert ist, für den Zweck nach Anspruch 1.

35

3. Verwendung einer Legierung nach den Ansprüchen 1 oder 2, die im ultrafeinkörnigen Zustand bei Stickstoffgehalten von rd. 0,2 % garantierte Mindestwerte der 0,2-Grenzen von 450 oder 480 N/mm² aufweist, sofern Niob bzw. Niob und Molybdän in der Legierung enthalten sind, für den Zweck nach Anspruch 1.
- 5
4. Verwendung einer Legierung nach den Ansprüchen 1, 2 oder 3 als Werkstoff für gut schweißbare Bauteile, die bei erhöhten Temperaturen, bei denen die Warmstreckgrenze als Berechnungsgrundlage von Konstruktionen maßgebend ist, mechanisch hoch beansprucht werden.
- 10

Fig. 1

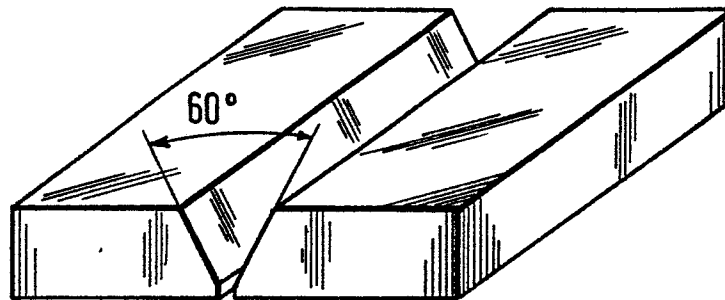


Fig. 2

