

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7270724号  
(P7270724)

(45)発行日 令和5年5月10日(2023.5.10)

(24)登録日 令和5年4月27日(2023.4.27)

(51)国際特許分類 F I  
 C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 2 H  
 C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58  
 B 2 3 K 9/23 (2006.01) B 2 3 K 9/23 B

請求項の数 7 (全23頁)

(21)出願番号	特願2021-512091(P2021-512091)	(73)特許権者	503378420 日鉄ステンレス株式会社 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号
(86)(22)出願日	令和2年3月27日(2020.3.27)	(74)代理人	100099759 弁理士 青木 篤
(86)国際出願番号	PCT/JP2020/014390	(74)代理人	100123582 弁理士 三橋 真二
(87)国際公開番号	WO2020/203931	(74)代理人	100187702 弁理士 福地 律生
(87)国際公開日	令和2年10月8日(2020.10.8)	(74)代理人	100162204 弁理士 齋藤 学
審査請求日	令和3年8月18日(2021.8.18)	(74)代理人	100195213 弁理士 木村 健治
(31)優先権主張番号	特願2019-69005(P2019-69005)	(72)発明者	及川 雄介 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号
(32)優先日	平成31年3月29日(2019.3.29)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 二相ステンレス鋼溶接継手及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、
- S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 8 0 %、
- M n : 0 . 1 0 % ~ 2 . 0 0 %、
- C r : 2 3 . 0 0 ~ 2 6 . 0 0 %、
- N i : 4 . 5 0 ~ 6 . 0 0 %、
- M o : 1 . 0 0 ~ 2 . 0 0 %、
- N : 0 . 1 5 0 ~ 0 . 2 5 0 %、及び
- A l : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 5 0 %、

を含有し、

更に、

N b : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 5 0 %、及び

T i : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 2 0 %

からなる群のうち1種または2種を含有し、

Oは0 . 0 0 6 0 %以下、

Pは0 . 0 5 0 %以下、

Sは0 . 0 0 5 0 %以下に制限され、

かつ下記式(1)で定義されるPREN値が28.0以上35.0以下で、

残部が Fe 及び不純物からなる二相ステンレス鋼母材と、

溶接金属及び熱影響部とを含む溶接部とを備える溶接継手であって、

前記溶接金属の成分は、C、N 及び O を除いて前記二相ステンレス鋼母材の成分からなり、

質量%で、C : 0.001 ~ 0.060%、N : 0.100 ~ 0.250%、O : 0.0100% 以下を含有し、

下記式(1)で定義される PREN 値が 29.0 以上であり、

前記二相ステンレス鋼母材のオーステナイト量は 30 ~ 70 面積%、前記溶接金属及び前記熱影響部のオーステナイト量はそれぞれ 8 ~ 70 面積%であって、

前記二相ステンレス鋼母材は、下記式(2)で定義する NI 値が 170 以上であり、下記式(3)を満足し、

前記溶接金属は、下記式(2)で定義する NI 値が 222.8 以上であり、下記式(3)を満足し、

前記溶接部は、試験温度 - 20 にて、JIS Z 2242 に規定された試験方法でシャルピー衝撃試験を実施したときの衝撃値が  $100 \text{ J} / \text{cm}^2$  以上を満たす

ことを特徴とする溶接継手。

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3 \text{Mo} + 16 \text{N} \cdots (1)$$

$$\text{NI} = (\text{Cr} + \text{Mo} + 2 \times \text{Ni}) / \text{N} \cdots (2)$$

$$\text{N} (0.08 \text{Cr} + 0.08 \text{Mo} - 0.06 \text{Ni} - 1.21) / 0.4 \times 0.08 \cdots (3)$$

ただし、前記式(1)、(2)、(3)中における元素記号は、それぞれの元素の含有量(質量%)を示す。

#### 【請求項 2】

前記溶接部を 50 で測定した JIS G 0577 A 法による孔食電位が 0.27 V vs SSE 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の溶接継手。

#### 【請求項 3】

前記二相ステンレス鋼母材を 50 で測定した JIS G 0577 A 法による孔食電位が 0.27 V vs SSE 以上であることを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の溶接継手。

#### 【請求項 4】

前記溶接継手は、試験温度 - 20 にて、JIS Z 2242 に規定された試験方法でシャルピー衝撃試験を実施したときの衝撃値が  $100 \text{ J} / \text{cm}^2$  以上であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のうちいずれか 1 項に記載の溶接継手。

#### 【請求項 5】

前記二相ステンレス鋼母材及び前記溶接金属は、更に、質量%で

$\text{Ia}$  : 0.200% 以下、

Zr : 0.050% 以下、

Hf : 0.080% 以下、

Sn : 0.100% 以下、

W : 1.00% 以下、

Co : 1.00% 以下、

Cu : 3.00% 以下、

V : 0.300% 以下、

B : 0.0050% 以下、

Ca : 0.0050% 以下、

Mg : 0.0050% 以下、及び

REM : 0.050% 以下

からなる群のうち 1 種または 2 種以上を含有していることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のうちいずれか 1 項に記載の溶接継手。

#### 【請求項 6】

前記溶接金属及び前記熱影響部のオーステナイト量はそれぞれ 8 ~ 17 面積%であるこ

とを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか 1 項に記載の溶接継手。

【請求項 7】

下記式 (5) により規定される  $N_{weld}$  の値が 0.100 ~ 0.250 になるように、溶接入熱量  $Q$  を制御することにより、溶加材を使用することなく前記二相ステンレス鋼母材を溶接し、シールドガスは窒素を含有しないことを特徴とする、請求項 1 ~ 6 のうちいずれか 1 項に記載の溶接継手の製造方法。

$$Q = [\text{溶接電流 (A)}] \times [\text{溶接電圧 (V)}] \div [\text{溶接速度 (cm/s)}] \cdots (4)$$

$$N_{weld} = N_{base} \times \{0.978 - 0.0029 \times (Q)\} \cdots (5)$$

但し、前記式 (5) における  $N_{base}$  は母材の窒素量 (質量%)、 $Q$  は溶接入熱量  $Q$  (J/cm) を示す。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、汽水による腐食環境に適した二相ステンレス鋼を用いた溶接継手及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

直近の震災等の自然災害の多発に伴い、津波や水害に対応した構造物の建設及び改修強化が各所で進められている。これらは近年の津波や水害の想定水位の見直しにより、構造がより大規模化している。これらの建造物の中で、河川に建造する水門や堤防の道路部に建造する陸閘門は、可動部であることから鋼材もしくはアルミニウムが使用されている。

20

【0003】

最近、これら水門や陸閘門に、二相ステンレス鋼を適用することが多くなってきている。二相ステンレス鋼はフェライト相とオーステナイト相をおおよそ等量含むステンレス鋼で、耐食性に加え、強度が他のステンレス鋼や炭素鋼より高く薄肉軽量化できることから、構造の大規模化に伴う重量増を軽減できる大きなメリットがフィットし、広く使われるようになった。

【0004】

二相ステンレス鋼の JIS 鋼種は、SUS821L1、SUS323L、SUS329J1、SUS329J3L、SUS329J4L、SUS327L の 6 鋼種がある。そのうち SUS821L1 は SUS304、SUS323L は SUS316L の代替として開発された鋼種であり、SUS329J3L、SUS329J4L、SUS327L はそれより過酷な環境において耐食性を有する高耐食鋼種である。

30

【0005】

水門のうち、河口部に設置されるものは、海水もしくはそれに近い高塩分濃度の水中に没していることとなり、高い耐食性が必要とされる。オーステナイト系ステンレス鋼の場合、SUS304 では耐食性不足となる場合が多く、より耐食性の良好な SUS316L が使用されることが多い。同様に二相ステンレス鋼の場合、SUS316L の代替として開発された SUS323L が使用されることが多い。

【0006】

二相ステンレス鋼の場合、溶接部の靱性、耐食性低下を考慮する必要がある。二相ステンレス鋼に添加された N は、溶接時の加熱冷却によって Cr 窒化物として析出する。この窒化物は、割れの伝播を促進することで靱性を低下させ、また、析出により Cr が消費されいわゆる Cr 欠乏層を生じることで耐食性を低下させる。

40

【0007】

特に母材がいったん溶融し凝固する溶接金属については、以下の機構により母材より大きく耐食性が低下することが知られている。

【0008】

二相ステンレス鋼はいったんフェライト単相で凝固し、その後の冷却時にオーステナイト相が析出して最終的にフェライト相とオーステナイト相の二相組織となる。しかし、溶

50

接の場合、冷却速度が大きいためオーステナイト相の析出が不十分となる結果、母材と比べてフェライト相が過剰な組織となる。この際、オーステナイト相中のC、Nの固溶度は大きいのに対し、フェライト相のC、Nの固溶度は極めて小さいため、過剰なC、Nがクロム炭窒化物となって析出し、クロム欠乏相が形成されて耐食性を低下させる。

#### 【0009】

このような耐食性の低下を抑制するためには、母材にNを添加することにより、冷却時にオーステナイト相の析出を促進することが有効であるが、反面このNは母材の溶融時に揮発又は蒸発して溶接金属中では濃度が低下し、想定した効果を得られないことがある。そのため、二相ステンレス鋼の溶接では通常、N濃度が低下してもオーステナイト相の析出を確保できるように、Nと同様にオーステナイト安定元素であり、揮発蒸発しないNiの含有量を母材よりも増加させた溶加材を使用して溶接することが多い。

10

#### 【0010】

一方、溶接法の中には、TIG溶接、プラズマ溶接、レーザ溶接といった電極の溶融がほとんど生じない非消耗電極式溶接がある。これらはシールドガスに純Arガスを用いるため溶接金属中の介在物量が極めて低く、良好な溶接金属となる特長がある。しかし、溶接時に溶加材を追加することは煩雑であるため、溶加材を使用しないで溶接することが多く、その場合、上述のようにNi含有量を高めた溶加材を用いてオーステナイト相を確保することはできない。

#### 【0011】

ところで、前述のSUS323Lは、母材の耐食性がSUS316Lと同等以上であるが、溶接の条件によってはSUS316Lの耐食性レベルを下回ることがある。SUS821L1は、特許文献1に示すように溶接部の耐食性低下を抑制しうる成分系であるが、SUS304代替鋼のため当該用途には不向きである。より高耐食の鋼種のうちSUS329J3L、SUS329J4L、SUS327Lは、非常に優れた耐食性を有するが、高価なMoを3%以上含有する必要がある。

20

#### 【0012】

残るSUS329J1は、SUS323Lより高い耐食性を有し、Moの含有量も少ないことから、当該用途に適しているが、溶接部の耐食性低下が他鋼種より激しいという課題がある。この課題への対策として、例えば特許文献2ではNiとの関係で適切なNを添加することで、溶接部の耐食性を向上させたSUS329J1改良型二相ステンレス鋼が記載されている。但し、当該鋼には、溶接部の耐食性低下を見越して実施例では2%超のMoが添加されている。

30

#### 【0013】

一方、溶加材無しで溶接部の耐食性を確保する方法として、Arシールドガス中にN<sub>2</sub>ガスを混合させることで、溶接金属中のN低減を抑制する手法が知られている。例えば、特許文献3には、二相ステンレス鋼を溶加材無しで溶接する際に、入熱量に応じた適切なN<sub>2</sub>ガス量を規定し、それ以上のN<sub>2</sub>ガスを混合させることで耐食性良好な二相ステンレス鋼溶接継手を得る溶接方法が開示されている。但し、混合するN<sub>2</sub>ガス量が多すぎる場合、溶接金属にブローホール欠陥が生じることがある。また、Arシールドガスと比べ、N<sub>2</sub>混合ガスは混合させるために手間を要する。

40

#### 【0014】

特許文献4には、Cr窒化物の析出開始温度の計算値が1250以下である溶接部材を用いることで、Cr窒化物の析出を抑制でき、溶接金属部及び溶接熱影響部と母材との特性の差が抑制された省合金二相ステンレス鋼レーザ溶接部材が開示されている。前記溶接部材は、大気環境、水環境などで使用される耐食性を有することが開示されている。特許文献4には、N以外の鋼材中の元素は、溶融時に放出されにくいものであるため、鋼材中と溶接金属中の含有量を同じとみなすことができると記載されている。しかし、ガス成分であるC、N、Oについては、金属溶融時に揮発蒸発もしくは混入により母材との間に成分の差異を生じる。特許文献4に開示された発明は、この点について考慮されておらず、溶接金属の韌性が不十分と思われる。

50

## 【先行技術文献】

## 【特許文献】

【0015】

【文献】特許第5345070号公報

特開昭62-267452号公報

特開2017-179427号公報

特開2016-191094号公報

## 【発明の概要】

## 【発明が解決しようとする課題】

【0016】

本発明は、二相ステンレス鋼母材の成分及び二相ステンレス鋼母材の溶接条件を最適化して、溶加材を使用しない溶接継手の溶接金属の成分を最適化することにより、汽水環境における耐食性に優れ且つ靱性にも優れる溶接継手及びその製造方法を提供することを目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

【0017】

一般にステンレス鋼の耐孔食性は孔食指数で順位付けが行われるが、種々の計算式が提案されている。孔食指数(PREN)としては二相ステンレス鋼では $Cr + 3.3Mo + 16N$ の式で表現される場合が多い。

【0018】

本発明者らは、この式を用いて、SUS329J1の組成範囲にNを含有させることによって、SUS329J1の溶接部の耐食性を高める方法についてシミュレーション計算で見積もり、実験にて確認した。

【0019】

その結果、母材については、溶接熱影響部のCr窒化物析出による耐食性低下を考慮しても、前記PREN(下記の式(1))の値が28.0以上であり、下記式(2)で定義されるNI値が170.0以上であれば要求されるSUS316L溶接継手相当以上の耐食性、具体的には50で測定したJIS G0577 A法による孔食電位が0.27V vs SSE以上を満たしうることで、更に溶接金属については、上記に加え成分偏析を生じることによる局部的耐食性低下を考慮しても、後述の通りオーステナイト量を確保したうえで、PREN値を29.0以上かつ前記NI値を170.0以上に調整する事で、同様の耐食性を確保しかつ経済性も良好な二相ステンレス鋼を得られることを明らかにした。

$$PREN = Cr + 3.3Mo + 16N \dots (1)$$

$$NI = (Cr + Mo + 2 \times Ni) / N \dots (2)$$

【0020】

溶加材を使用しない溶接の場合、通常の二相ステンレス鋼溶接において行われる溶接金属のオーステナイト量を確保する方策が限定的にしか適用できない。その場合、一般にはフェライト相中に大量に固溶したNがCr窒化物として析出し、耐食性の低下をもたらす。但し、Cr、Mo、Niが比較的添加されている鋼種の場合、これら元素とNの相互作用により窒化物の析出が遅延するため、本来ならかなりの量析出するようなN量でも短時間では析出せず、その結果、Cr、Mo及びNの関係式NI値 $(Cr + Mo + 2 \times Ni) / N$ を適正範囲とすれば、フェライト量が比較的多い溶接金属でも耐食性の低下がSUS316L溶接継手を下回らないレベルにとどまることが判明した。

【0021】

また、溶加材を使用しない前記非消耗電極式溶接において、溶接部の耐食性を汽水環境で耐性を発揮しうる程度に確保するために、溶接熱影響部及び溶接金属のオーステナイト量を面積率でそれぞれ8%以上とする必要がある。本発明者らは、溶接熱影響部及び溶接金属のオーステナイト量をそれぞれ面積率で8%以上とするためには、使用する鋼母材及び溶接金属のN量は下記式(3)を満たす必要があることを見出した。

$$N (0.08Cr + 0.08Mo - 0.06Ni - 1.21) / 0.4 \times 0.08 \dots (3)$$

10

20

30

40

50

3)

【0022】

当該式(3)は、溶加材を使用しない前記非消耗電極式溶接における、溶接熱影響部及び溶接金属のオーステナイト量を面積率でそれぞれ8%以上とするための必要なN量を、主要元素であるCr, Ni, Mo含有量から推定する式である。

【0023】

また、溶接入熱量Q(J/cm)と溶接金属中のN含有量には一定の関係があり、この関係を用いることによって、金属溶融時にC及びOが溶融金属に出来る限り含まれないようにしつつ、Nが一定の範囲で溶融金属に含有させることができ、溶融金属に望ましい靱性を与えることができることを見出した。

10

これらの知見から、本発明を成したものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

【0024】

(1) 質量%で、

- C: 0.001 ~ 0.050 %、
- Si: 0.05 ~ 0.80 %、
- Mn: 0.10 % ~ 2.00 %、
- Cr: 23.00 ~ 26.00 %、
- Ni: 4.50 ~ 6.00 %、
- Mo: 1.00 ~ 2.00 %、
- N: 0.100 ~ 0.250 %、
- Al: 0.003 ~ 0.050 %、

20

を含有し、

- Oは0.0060%以下、
- Pは0.050%以下、
- Sは0.0050%以下に制限され、

かつ下記式[1]で定義されるPREN値が28.0以上35.0以下で、残部がFe及び不純物からなる二相ステンレス鋼母材と、

溶接金属及び熱影響部とを含む溶接部とを備える溶接継手であって、

前記溶接金属の成分は、C、N及びOを除いて前記二相ステンレス鋼母材の成分からなり、

30

質量%で、C: 0.001 ~ 0.060 %、N: 0.100 ~ 0.250 %、O: 0.0100 %以下を含有し、

かつ下記式[1]で定義されるPREN値が29.0以上であり、

前記二相ステンレス鋼母材のオーステナイト量は30 ~ 70面積%、前記溶接金属及び前記熱影響部のオーステナイト量はそれぞれ8 ~ 70面積%であって、

前記二相ステンレス鋼母材及び前記溶接金属は、下記式[2]で定義するNI値が170以上であり、下記式[3]を満足することを特徴とする溶接継手。

$$PREN = Cr + 3.3Mo + 16N \cdots [1]$$

$$NI = (Cr + Mo + 2 \times Ni) / N \cdots [2]$$

40

$$N (0.08Cr + 0.08Mo - 0.06Ni - 1.21) / 0.4 \times 0.08 \cdots [3]$$

ただし、前記式[1]、[2]、[3]中における元素記号は、それぞれの元素の含有量(質量%)を示す。

(2) 前記溶接部を50 で測定したJIS G0577 A法による孔食電位が0.27 V vs SSE以上であることを特徴とする(1)に記載の溶接継手。

(3) 前記二相ステンレス鋼母材を50 で測定したJIS G0577 A法による孔食電位が0.27 V vs SSE以上であることを特徴とする(1)又は(2)に記載の溶接継手。

(4) 前記二相ステンレス鋼母材及び前記溶接金属は、更に、質量%で

50

Nb : 0 . 1 5 0 % 以下、  
 Ti : 0 . 0 2 0 % 以下、  
 Ta : 0 . 2 0 0 % 以下、  
 Zr : 0 . 0 5 0 % 以下、  
 Hf : 0 . 0 8 0 % 以下、  
 Sn : 0 . 1 0 0 % 以下、  
 W : 1 . 0 0 % 以下、  
 Co : 1 . 0 0 % 以下、  
 Cu : 3 . 0 0 % 以下、  
 V : 0 . 3 0 0 % 以下、  
 B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、  
 Ca : 0 . 0 0 5 0 % 以下、  
 Mg : 0 . 0 0 5 0 % 以下、及び  
 REM : 0 . 0 5 0 % 以下

10

かななる群のうち1種または2種以上を含有していることを特徴とする(1)~(3)のうちいずれかに記載の溶接継手。

(5) 下記式[5]により規定されるNweldの値が0.100~0.250になるように、シールドガス中の窒素量N<sub>gas</sub>及び溶接入力熱量Qを制御することにより、溶加材を使用することなく前記二相ステンレス鋼母材を溶接することを特徴とする、(1)乃至(4)のうちいずれかに記載の溶接継手の製造方法。

20

$$\begin{aligned}
 Q &= [\text{溶接電流 (A)}] \times [\text{溶接電圧 (V)}] \div [\text{溶接速度 (cm/s)}] \cdots [4] \\
 N_{\text{weld}} &= N_{\text{base}} \times \{ 0.978 - 0.0029 \times (Q) + 0.28 \times (N_{\text{gas}}) + \\
 &0.00074 \times (Q) \times (N_{\text{gas}}) \} \cdots [5]
 \end{aligned}$$

但し、前記式(5)におけるN<sub>base</sub>は前記二相ステンレス鋼母材の窒素量(質量%)、N<sub>gas</sub>はシールドガス中の窒素量(vol%)、Qは溶接入力熱量(J/cm)を示す。

#### 【発明の効果】

##### 【0025】

本発明により得られる溶接継手は、河川の河口付近の水門のような汽水環境においてSUS316L溶接継手と同等以上の十分な耐食性を有し、更に高靱性による軽量化を図る事が出来、産業面、環境面に寄与するところは極めて大である。

30

#### 【発明を実施するための形態】

##### 【0026】

#### [溶接継手]

以下に説明される溶接金属と、二相ステンレス鋼母材とにより、本発明の溶接継手が得られる。本発明の溶接継手は、具体的には、継手部の溶接金属と、溶接金属を挟む二相ステンレス鋼の鋼板からなる二つの母材とを有する。

なお、本発明の溶接継手の具体的形状は特に限定されず、例えば、本発明は、二つの二相ステンレス鋼の鋼板に開先加工した後に突合せ溶接する継手の製造方法、2つの管同士を突合せ溶接する管継手の製造方法等に適用することができる。

##### 【0027】

40

#### [二相ステンレス鋼母材の組成]

以下に、本発明の溶接継手を構成する二相ステンレス鋼母材の組成及び組織の限定理由について説明する。なお本明細書において特に断りのない限り成分に関する%は質量%を表す。

##### 【0028】

Cは、ステンレス鋼の耐食性を確保するために、0.050%以下の含有量に制限する。0.050%を超えて含有させると熱間圧延時にCr炭化物が生成して、耐食性、靱性が劣化する。好ましくは、0.030%以下であり、さらに好ましくは0.025%以下にするとよい。

一方、ステンレス鋼のC量を低減する観点から0.001%を下限とする。

50

## 【 0 0 2 9 】

S i は、脱酸のため 0 . 0 5 % 以上二相ステンレス鋼母材及び溶接部に含有させる。S i 含有量は、好ましくは、0 . 1 0 % 以上、さらに好ましくは 0 . 2 0 % 以上にするとよい。

一方、S i 含有量が 0 . 8 0 % を超えて含有すると靱性が劣化する。そのため、0 . 8 0 % 以下にする。好ましくは 0 . 5 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 4 0 % 以下にするるとよい。

## 【 0 0 3 0 】

M n はオーステナイト相を増加させ靱性を改善する効果を有する。靱性の改善のため 0 . 1 0 % 以上を母材及び溶接部に含有させる。好ましくは 0 . 3 0 % 以上、さらに好ましくは 0 . 5 0 % 以上にするとよい。

一方、M n はステンレス鋼の耐食性を低下する元素であるので、M n を 2 . 0 0 % 以下にするるとよい。好ましくは 1 . 8 0 % 以下、さらに好ましくは 1 . 5 0 % 以下にするるとよい。

## 【 0 0 3 1 】

C r は、本発明鋼の基本的な耐食性を確保するため、母材及び溶接部に 2 3 . 0 0 % 以上含有させる。好ましくは 2 3 . 2 0 % 以上、さらに好ましくは 2 3 . 4 0 % 以上にするとよい。

一方で、C r を、2 6 . 0 0 % を超えて含有させるとフェライト相分率が増加しかつ C r 窒化物の析出が生じて靱性及び溶接部の耐食性を阻害する。このため C r の含有量を 2 6 . 0 0 % 以下とした。好ましくは 2 5 . 0 0 % 以下、さらに好ましくは 2 4 . 5 0 % 以下にするるとよい。

## 【 0 0 3 2 】

N i は、オーステナイト組織を安定にし、各種酸に対する耐食性、さらに靱性を改善するため、母材及び溶接部に 4 . 5 0 % 以上含有させる。N i 含有量を増加することにより母材及び溶接金属の N I 値を増加させ、前記母材及び溶接金属に含有させる必要のある N 量を低減することが可能になる。好ましくは、4 . 8 0 % 以上、さらに好ましくは 5 . 0 0 % 以上にするとよい。

一方、N i は高価な合金であり、省資源の二相ステンレス鋼を指向した本発明鋼では経済的観点より 6 . 0 0 % 以下の含有量に制限する。

## 【 0 0 3 3 】

M o は、ステンレス鋼の耐食性を高める非常に有効な元素であり、S U S 3 1 6 L 以上の耐食性を付与するために 1 . 0 0 % 以上含有させる必要がある。好ましくは 1 . 1 0 % 以上、さらに好ましくは 1 . 2 0 % 以上にするとよい。

一方、M o は高価であるため、経済的観点から M o 含有量は少ない方がよいので 2 . 0 0 % 以下とする。好ましくは 2 . 0 0 % 未満、さらに好ましくは 1 . 8 0 % 以下、より好ましくは 1 . 6 0 % 以下にするるとよい。

## 【 0 0 3 4 】

N は、強力なオーステナイト生成元素であり、特に溶接部のオーステナイト量を大きく増加させる効果があるとともに、オーステナイト相に固溶して二相ステンレス鋼の耐食性を高める非常に有効な元素であるため、0 . 1 0 0 % 以上含有させる。好ましくは 0 . 1 2 0 % 以上、さらに好ましくは 0 . 1 5 0 % 以上にするとよい。

一方、固溶限度は C r 含有量に応じて高くなるが、本発明鋼においては 0 . 2 5 0 % 超含有させると C r 窒化物を析出して靱性及び耐食性を阻害するようになる。そのため、N 含有量を 0 . 2 5 0 % 以下とした。好ましくは 0 . 2 3 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 2 0 0 % 以下にするるとよい。

## 【 0 0 3 5 】

A l は、鋼の脱酸のための重要な元素であり、また本鋼の介在物の組成を制御するため、母材及び溶接部に含有させる。A l は鋼中の酸素を低減するために S i とあわせて含有させてもよい。A l は介在物の組成を制御し耐孔食性を高めるために 0 . 0 0 3 % 以上含

10

20

30

40

50

有させる。好ましくは0.005%以上にするとよい。

一方、AlはNとの親和力が比較的大きな元素であり、過剰に添加するとAlの窒化物を生じてステンレス鋼の靱性を阻害する。その程度はN含有量にも依存するが、Alが0.050%を超えると靱性低下が著しくなるためその含有量を0.050%以下にするとよい。好ましくは0.040%以下、より好ましくは0.030%以下にするとよい。

【0036】

O(酸素)は、不純物であり、ステンレス鋼の熱間加工性、靱性、耐食性を阻害する元素であるため、できるだけ少なくすることが好ましい。そのため、O含有量は0.006%以下に限定する。また、酸素を極端に低減するには精錬に非常に大きなコストが必要となるため、経済性を考慮すると酸素量は0.001%以上あってもよい。

10

【0037】

Pは原料から不可避に混入する元素であり、熱間加工性及び靱性を劣化させるため、できるだけ少ない方がよく、0.05%以下に限定する。好ましくは、0.04%以下にするとよい。Pを極低量に低減するには、精錬時のコストが高くなる。このため、経済的観点よりP量の下限を0.01%にするとよい。

【0038】

Sは原料から不可避に混入する元素であり、熱間加工性、靱性及び耐食性をも劣化させるため、できるだけ少ない方がよく、上限を0.0050%以下に限定する。好ましくは、0.0020%以下、更に好ましくは0.0010%以下にするとよい。Sを極低量に低減するには、精錬時のコストが高くなる。このため、経済的観点よりS量の下限を0.0001%にするとよい。

20

【0039】

[28.0 PREN 35.0; NI 170.0; オーステナイト量が30面積%以上70面積%以下]

河川の淡水、汽水等の自然水の環境下では、微生物の活動により自然電位が高くなる。自然電位が高い環境下ではCr濃度の僅かな低下であっても耐食性に大きな影響を及ぼす。このため、本発明鋼が適用される環境下では、二相ステンレス鋼を溶接してCr窒化物が析出した場合、Cr窒化物周囲のCr欠乏層が孔食の起点となる。

【0040】

一般に二相ステンレス鋼においてオーステナイト量は、フェライト量と等量に近い方が望ましい。フェライト過多の場合は靱性が低下し、Cr窒化物の析出が起こりやすくなる。一方、オーステナイト過多の場合は応力腐食割れ、熱間圧延中の耳割れが起きやすくなる。更にいずれの場合もフェライト相、オーステナイト相間の成分差が激しくなり、どちらかの相で耐食性が低下する。本発明では、本発明の成分系において上記課題が生じ難いオーステナイト量として30面積%以上70面積%以下と規定する。

30

【0041】

また、二相ステンレス鋼の場合、溶接熱影響部の耐食性低下を考慮して、同等の耐食性を狙う場合にオーステナイト系より高めのPRENを確保する必要がある。実験を行った結果、耐孔食性の指標である下記(1)で定義されるPRENが28.0未満になると、二相ステンレス鋼母材のオーステナイト量が30面積%以上70面積%であっても汽水環境下において溶接熱影響部で316L溶接継手を下回る耐食性となった。

40

$$PREN = Cr + 3.3Mo + 16N \cdots (1)$$

ただし、式(1)中における元素記号は、それぞれの元素の含有量(質量%)を示す。

【0042】

また、二相ステンレス鋼母材のPRENを高めるためにCr、Moの含有量を過大にすると合金コストの増加や金属間化合物の生成を招き、Nの含有量を過大にすると靱性が悪化する等の悪影響が現れる。

【0043】

このため、汽水等の環境下で溶接金属に孔食を発生させないためには、二相ステンレス鋼母材のオーステナイト量が30~70面積%、かつ二相ステンレス鋼母材の下記式(1

50

)で定義されるPREN値が28.0以上35.0以下となる必要がある。二相ステンレス鋼母材のオーステナイト量の好ましい範囲は40～60面積%である。

【0044】

また、本発明の溶接継手では、母材の成分及び溶接条件を最適化することにより、溶加材を使用することなく、溶接熱影響部においてもSUS316Lと同等以上の十分な耐食性を確保する。そのため、下記式(2)で規定されるNI値が170.0以上になるように、二相ステンレス鋼母材のCr、Mo、Ni及びN含有量が制限される。

$$NI = (Cr + Mo + 2 \times Ni) / N \cdots (2)$$

ただし、前記式(2)中における元素記号は、それぞれの元素の含有量(質量%)を示す。

【0045】

このNI値はCr、Mo、NiとNの関係においてクロム窒化物析出が遅延するレベルの指標である。この値が170以上で、当該発明のような溶加材を使用しない溶接の場合でも、耐食性がSUS316L溶接継手を下回らないようなレベルの析出にとどまる。好ましくは185以上である。

【0046】

尚、本発明におけるオーステナイト量は、二相ステンレス鋼母材の場合、母材鋼板の $t/4$ ( $t$ は板厚)に相当する位置から厚鋼板の圧延方向と平行な断面を採取し、樹脂に埋込み鏡面研磨し、KOH水溶液中で電解エッチングを行った後、光学顕微鏡観察により画像解析を行うことによってフェライト分率(面積%)を測定し、残りの部分をオーステナイト量とすることによって求める。

【0047】

また、溶接金属及び溶接熱影響部のオーステナイト量は、溶接部(溶接金属及び溶接熱影響部)とその近傍の母材を含むように試験片を採取し、前記二相ステンレス鋼母材の圧延方向断面を鏡面研磨したものをを用いて、二相ステンレス鋼母材の場合と同様の手法にて、エッチング処理、光学顕微鏡による観察及び画像解析を行うことにより、溶接金属及び溶接熱影響部のそれぞれの金属組織中のオーステナイト量を測定する。

【0048】

[溶接金属の組成]

本発明の溶接継手の製造には、溶加材が使用されないため、本発明の溶接継手を構成する溶接金属は、母材が溶融凝固したものに由来しており、二相ステンレス鋼母材の成分とほぼ同一の成分を有する。但し、前述したように、ガス成分であるC、N、Oについては、金属溶融時に揮発蒸発もしくは混入により母材との間に成分の差異を生じる。

【0049】

Cは溶接時に付着油等より溶接金属中に混入することがあるが、耐食性に有害であり、その含有量が0.060%超では溶接のままの状態及び再熱を受けるとCはCrと結合してCr炭化物を析出し、耐粒界腐食性及び耐孔食性が著しく劣化する一方、C量を低減する観点から0.001%を下限とするため、その含有量を0.001～0.060%に限定した。

【0050】

Nは強力なオーステナイト生成元素であり、塩化物環境下での耐孔食性を向上させる。0.100%以上で溶接金属の耐孔食性及び耐隙間腐食性を向上させ、含有量が多いほどその効果は大きい。一方、N含有量を多くすると、特に、0.250%を超えると溶接中にブローホールが発生しやすい。したがって、溶接金属のN含有量は0.150～0.250%に制限する。好ましくは0.120%以上、より好ましくは0.130%で、0.200%以下にするとよい。

【0051】

Oは酸化物を生成し、過剰な含有は靱性を著しく低下させるため、その含有量の上限を0.0100%とした。

【0052】

10

20

30

40

50

なお、溶接金属のC、N、O含有量については、溶接金属部分を切り出し、それぞれJIS G 12 1 1 - 3、G 1 2 2 8 - e)、G 1 2 3 9に準拠した分析を行うことにより測定される。

【0053】

[PREN 29.0; NI 170.0; オーステナイト量が8面積%以上70面積%以下]

河川の淡水、汽水等の自然水の環境下では、微生物の活動により自然電位が高くなる。自然電位が高い環境下ではCr濃度の僅かな低下であっても耐食性に大きな影響を及ぼす。このため、本発明鋼が適用される環境下では、二相ステンレス鋼を溶接してCr窒化物が析出した場合、Cr窒化物周囲のCr欠乏層が孔食の起点となる。本発明者らは、溶接継手の二相ステンレス鋼溶接部のオーステナイト量が8面積%以上70面積%となる場合、316L溶接継手を下回る耐食性となることを明らかにした。

10

【0054】

母材と同様にオーステナイト量は、フェライト量と等量に近い方が望ましいが、本発明のように溶加材無しでの溶接の場合は特に、溶接金属のオーステナイト相生成量が少なくなりがちであり、その中で出来る限りのオーステナイト相増量を図る。更に、フェライト相からのCr窒化物の析出を出来る限り抑制すべく、前記式(2)で規定されるNI値が170.0以上になるように、溶接時にN量を制御することによって、溶接金属の成分を改善する。その上で、SUS 316Lと比べて耐食性が低下する課題を生じないオーステナイト量として8面積%以上70面積%以下と規定する。

20

【0055】

また、耐孔食性の指標であるPREN値について、溶接金属のPREN値が29.0未満になると、溶接金属のオーステナイト量が8面積%以上70面積%以下であり、316L及び当該鋼の母材以上のPRENであったとしても、成分偏析を生じることによる局所的耐食性低下及び母材よりフェライト量が多くなることによる耐食性低下により汽水環境下において溶接金属で316L溶接継手の耐食性を下回る。このため、溶接金属のオーステナイト量が8面積%以上70面積%以下、かつ溶接金属のPREN値が29.0以上となる必要がある。溶接金属のオーステナイト量の好ましい下限は10.0面積%、より好ましい下限は60.0面積%である。溶接金属のオーステナイト量の好ましい上限は65.0面積%であり、更に好ましい上限は60.0面積%である。

30

【0056】

また、本発明の溶接継手の溶接部の耐食性を確保するために、溶接熱影響部も、溶接金属と同様に、オーステナイト量を8面積%以上70面積%とする必要がある。

【0057】

[二相ステンレス鋼母材及び溶接金属の任意添加元素]

さらに、本発明の溶接継手を構成する二相ステンレス鋼母材及び溶接金属は、以下の任意添加元素のうち1種又は2種以上を含有することができる。これらの任意添加元素は二相ステンレス鋼母材に添加しなくても良く、二相ステンレス鋼母材における含有量が0%であっても良い。

【0058】

Nbは、Nと親和力が強く、クロム窒化物の析出速度をさらに低下する作用を有する元素である。このため、本発明鋼では必要に応じ0.005%以上含有させる。好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上、より好ましくは0.030%以上にするるとよい。

40

一方、Nbが0.150%を超えて含有させるとNbの窒化物が多量に析出し、靱性を阻害するようになることから、その含有量を0.150%以下と定めた。好ましくは0.090%以下、さらに好ましくは0.070%以下、より好ましくは0.050%以下にするるとよい。

なお、Nbは高価な元素であるが、品位の低いスクラップに含有されるNbを積極的に利用することで、ステンレス溶解原料コストを安価にすることができる。このような方法

50

により、Nb含有鋼の溶解コストの低減を図ることが好ましい。

【0059】

Tiは、Nとの間に非常に強い親和力があり、鋼中でTiの窒化物を形成することから含有させてもよい。このため、Tiを含有させる場合は非常に少量とすることが必要になる。0.020%を超えて含有させるとTiの窒化物により靱性を阻害するようになることから、その含有量を0.020%以下、好ましくは0.015%以下、さらに好ましくは0.010%以下にするとよい。Tiを含有する場合、その効果を得るため、含有量は0.003%以上にするとよく、好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.006%以上にするとよい。

【0060】

Taは、介在物の改質により耐食性を向上させる元素であり、必要に応じて含有してもよい。0.005%以上のTaの含有によって、効果が発揮されるため、Ta量の下限を0.005%以上とする。Ta量が0.200%超の場合、靱性の低下を招くため、Ta量の上限は、好ましくは0.200%以下であり、より好ましくは0.100%以下である。少量のTa量で効果を発現させる場合には、Ta量を0.050%以下とすることが好ましい。

【0061】

Wは、Moと同様にステンレス鋼の耐食性を向上させる元素であり、含有してもよい。本発明鋼において耐食性を高める目的のために含有させてもよい。しかし、高価な元素であるので、1.00%以下にするとよい。好ましくは0.70%以下、さらに好ましくは0.50%以下にするとよい。Wを添加する場合、その効果を得るため、W含有量を0.01%以上にするとよく、好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.10%以上にするとよい。

【0062】

Vは、Nと親和力があり、クロム窒化物の析出速度を低下する作用を有する元素である。このため、含有させてもよい。しかし、0.300%を超えて含有させるとVの窒化物が多量に析出し、靱性を阻害するようになることから、Vの含有量は0.300%以下、好ましくは0.250%以下、さらに好ましくは0.200%以下にするとよい。Vを含有させる場合、その効果を得るため、含有量を0.010%以上にするとよく、好ましくは0.030%以上、さらに好ましくは0.080%以上にするとよい。

【0063】

Ca及びMgは本発明鋼の介在物の組成を制御し、本発明鋼の耐孔食性と熱間加工性を高めるために添加される。Ca及びMgを添加する鋼では、0.0030%以上0.0500%以下のAlとともに溶解原料を用いて添加され、もしくは脱酸及び脱硫操業を通じてその含有量が調整され、Caの含有量を0.0005%以上、Mgの含有量を0.0005%以上に制御する。好ましくはCaを0.0010%以上、Mgを0.0010%以上、さらに好ましくはCaを0.0015%以上、Mgを0.0015%以上にするとよい。

【0064】

一方、Ca及びMgは、いずれも過剰な添加は逆に熱間加工性及び靱性を低下するため、Caについては0.0050%以下、Mgについては0.0050%以下に含有量を制御するとよい。好ましくはCaを0.0040%以下、Mgを0.0025%以下、さらに好ましくはCaを0.0035%以下、Mgを0.0020%以下にするとよい。

【0065】

Coは、鋼の靱性と耐食性を高めるために有効な元素であり、含有してもよい。Coは高価な元素であり、1.00%を超えて含有させてもコストに見合った効果が発揮されないようになるため、1.00%以下含有するとよい。好ましくは0.70%以下、さらに好ましくは0.50%以下含有するとよい。Coを含有する場合、その効果を得るため、含有量を0.01%以上にするとよく、好ましくは0.03%以上、さらに好ましくは0.10%以上にするとよい。

10

20

30

40

50

## 【0066】

Cuは、ステンレス鋼の酸に対する耐食性を付加的に高める元素であり、かつ韌性を改善する作用を有するため、含有してもよい。Cuを3.00%超含有させると熱間圧延後の冷却時に固溶度を超えてCuが析出し脆化するので3.00%以下含有するとよい。好ましくは1.70%以下、さらに好ましくは1.50%以下含有するとよい。Cuを含有する場合、0.01%以上、好ましくは0.33%以上、さらに好ましくは0.45%以上含有させるとよい。

## 【0067】

Bは、鋼の熱間加工性を改善する元素であり、必要に応じて含有させてもよい。また、Nとの親和力が非常に強い元素であり、多量に含有させるとBの窒化物が析出して、韌性を阻害するようになる。このため、その含有量を0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下、さらに好ましくは0.0030%以下にするとよい。Bを含有する場合、その効果を得るためB含有量を0.0001%以上にするとよく、好ましくは0.0005%以上、さらに好ましくは0.0014%以上にするとよい。

10

## 【0068】

REMは鋼の熱間加工性を改善する元素であり、その目的でその含有量が0.005%以上になるように添加されることがある。好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上含有するとよい。一方で過剰な添加は逆に熱間加工性及び韌性を低下するため、0.050%以下含有するとよい。好ましくは0.040%以下、さらに好ましくは0.030%以下にするとよい。

20

ここでREMはLaやCe等のランタノイド系希土類元素の含有量の総和とする。

## 【0069】

Zr、Hf、Snは粒界に偏析して溶接時の結晶粒の粗大化を抑制する。また、Zr、Hfは、熱間加工性や鋼の清浄度を向上ならびに耐酸化性改善に対しても、従来から有効な元素である。Snは表面近傍に濃化してCrの酸化を抑制する。

## 【0070】

これらの効果を得るため、Zr：0.001%以上、Hf：0.001%以上、Sn：0.005%以上を含有することが好ましい。本発明の溶接継手は、母材及び溶接金属が、Ni、Cu、Mo、Wの元素群の代わりに、Zr、Hf、Snの元素群のうち少なくとも1種の元素を前述の含有量の範囲で含有しても良い。

30

## 【0071】

一方、これらの元素の過度な添加は粒界強度低下による粒界破壊を助長するため、Zr、Hf、Snの含有量は、Zr：0.050%以下、Hf：0.080%以下、Sn：0.100%以下とする必要がある。

## 【0072】

## [N量]

本発明において、二相ステンレス鋼母材及び溶接金属のN量は、以下の式(3)を満たすこととする。

$$N = (0.08Cr + 0.08Mo - 0.06Ni - 1.21) / 0.4 \times 0.08 \dots (3)$$

40

ただし、式(3)中における元素記号は、それぞれの元素の含有量(質量%)を示す。

## 【0073】

式(3)は、溶加材を使用しない非消耗電極式溶接における、溶接熱影響部及び溶接金属のオーステナイト量をそれぞれ8%以上とするための二相ステンレス鋼母材及び溶接金属において必要なN量を、主要元素であるCr、Ni、Mo含有量から推定する式である。

## 【0074】

二相ステンレス鋼のオーステナイト量を推定する成分式は、例えば特許文献1に記載のNi-bal.等多数あるが、これらはいずれも溶体化熱処理された鋼材のオーステナイト量を推定するものである。この場合、フェライト相にCr、Mo、オーステナイト相にNi、Nが分配濃化してそれぞれの相を形成する。

50

## 【 0 0 7 5 】

一方、溶接熱影響部及び溶接金属の場合、加熱時に一旦フェライト単相となり、その後冷却時にオーステナイト相が生成するが、その際にはCr、Ni、Moはほとんど濃化せず、ほぼNのみがオーステナイト相に濃化することによってオーステナイト相を形成する。その際にオーステナイト相に濃化するN量はおよそCr、Ni、Moの量によって変化し、オーステナイト生成元素のNiが高い場合は少ないN量となり、Cr、Moでは逆になる。このNの濃化量が少ない場合は、その結果、オーステナイト相をより少ないN量で生成することが出来ることになる。

## 【 0 0 7 6 】

[ 二相ステンレス鋼母材及び溶接部の耐食性 ]

二相ステンレス鋼母材及び溶接金属が前述の組成範囲を満たし、前述の製造方法により製造された溶接継手は、溶接金属及び熱影響部とを含む溶接部について50で測定したJIS G 0 5 7 7 A法による孔食電位が0.27V vs SSE以上になる。

また、前述の製造方法により製造された溶接継手は、鋼母材について50で測定したJIS G 0 5 7 7 A法による孔食電位が0.27V vs SSE以上になる。このように、本発明の溶接継手は、SUS316L溶接継手と同等以上の耐食性を有する。

## 【 0 0 7 7 】

[ 二相ステンレス鋼母材及び溶接部の靱性 ]

本発明の溶接継手は、試験温度 - 20にて、JIS Z 2 2 4 2に規定された試験方法でシャルピー衝撃試験を実施したときの衝撃値が100 J/cm<sup>2</sup>以上であることが好ましい。

## 【 0 0 7 8 】

本発明の溶接継手は、二相ステンレス鋼母材の板厚は限定されない。二相ステンレス鋼母材の板厚が10.0mm以上の場合、前記衝撃値の測定に使用される二相ステンレス鋼母材の試験片は、溶接部を含まない部分から板厚中心を含む10mm厚の部材を切り出し、前記部材に対して圧延直角方向にVノッチを加工することによって作成される。また、前記衝撃値の測定に使用される溶接部の試験片は、溶接継手の溶接金属の余盛を除去して、溶接線を中央として溶接金属及び熱影響部を含む10mm厚の部材を切り出し、前記部材の溶接線に対して直角方向にVノッチを加工することによって作成される。母材の板厚が10.0mm未満の場合は、母材板厚ままで試験片を採取する。

## 【 0 0 7 9 】

[ 本発明の溶接継手の製造方法 ]

次に、本発明の溶接継手の製造方法について説明する。

## 【 0 0 8 0 】

[ 溶接工程 ]

本発明では、優れた低温靱性と海水環境下での耐食性を有する溶接部を形成するために溶接金属を形成する際の溶接条件について以下のように限定するのが好ましい。

## 【 0 0 8 1 】

本発明の溶接継手は、溶加材を使用することなく非消耗電極式溶接方法で前記二相ステンレス鋼母材を溶接することにより形成される。このような溶接方法として、タングステンアーク溶接、プラズマ溶接、レーザ溶接等を例示することができる。

## 【 0 0 8 2 】

[ シールドガス中の窒素量N<sub>gas</sub> ]

溶接金属中のN含有量は、二相ステンレス鋼母材の溶接条件、特に、シールドガスに含まれるNの含有量と、溶接時の入熱量に影響を受ける。本発明者らは、二相ステンレス鋼母材の組成が本発明の要件を満たす場合、シールドガス中の窒素量N<sub>gas</sub>(vol%)及び溶接入熱量Q(J/cm)から、溶接金属中のN含有量(質量%)は、下記の式(5)で定義されるN<sub>weld</sub>の値から±10.0%の範囲内で推定できることを見出した。

$$Q = [ \text{溶接電流 (A)} ] \times [ \text{溶接電圧 (V)} ] \div [ \text{溶接速度 (cm/s)} ] \cdots (4)$$

$$N_{\text{weld}} = N_{\text{base}} \times \{ 0.978 - 0.0029 \times (Q) + 0.28 \times (N_{\text{gas}}) +$$

10

20

30

40

50

$0.00074 \times (Q) \times (N_{gas}) \} \dots (5)$   
 【0083】

但し、前記式(5)における $N_{base}$ は二相ステンレス鋼母材の窒素量(質量%)、 $N_{gas}$ はシールドガス中の窒素量(vol%)であり、シールドガスの純Arガスと純 $N_2$ ガスの配合割合より求める。Qは溶接入力熱量(J/cm)を示す。溶接入力熱量の範囲は、溶接金属が溶け、かつ溶け落ちない範囲とする。レーザ溶接の場合、窒化物の析出を抑制するため、溶接入力熱量の上限を50000(J/cm)とすることが好ましい。また、溶接速度は0.2~7.0cm/sとし、シールドガス流量は溶融プールの位置で5~50リットル/minとすることが好ましい。シールドガスは、純Arガス:90.0Vol%以上、純 $N_2$ ガス10.0vol%以下及び残部0.1vol%未満の不純物ガスからなる組成とすることが好ましい。

10

【0084】

前記式(4)及び(5)を用いて算出された、所定溶接入力熱量Q(J/cm)における $N_{weld}$ の値は、溶接金属の窒素量(質量%)であると推定できることを本発明者らは見出した。本発明の溶接継手の製造方法によれば、予め二相ステンレス鋼母材の成分を最適化しておけば、前記式(5)で定義される $N_{weld}$ の値が0.100以上0.250以下になるように溶接入力熱量Q(J/cm)を制御することによって、溶加材を使用することなく、且つシールドガス中に窒素 $N_{gas}$ (vol%)を殆ど含有させることなく耐食性良好な溶接継手を製造しうる。

【0085】

なお、本発明の製造方法は、溶接継手の製造に適用するだけでなく、それら構造物の補修溶接などにも適用できる。

20

【0086】

本発明では、上述のように成分含有量を規定した二相ステンレス鋼母材と溶接金属からなる溶接継手を製造する際に、上述した溶接条件にて溶接を行うことにより、優れた低温靱性と汽水環境下での耐食性が確保された溶接金属を有する溶接継手が安定して得られる。

【実施例】

【0087】

以下、実施例によって本発明を具体的に説明するが、本発明は以下の条件又は製造例に限定されるものではない。

30

【0088】

表1-1、表1-2に成分を示す二相ステンレス鋼を実験室の50kg真空誘導炉によりMgOるつぼ中で溶製し、厚さが約100mmの扁平鋼塊に鑄造した。鋼塊の本体部分より熱間圧延用素材を加工し、1180の温度に1~2h加熱後、1050以下の圧下率が35%となるように圧延し、12mm厚×約700mm長の熱間圧延厚鋼板を得た。なお圧延直後の鋼材温度が800以上の状態より200以下までスプレー冷却を実施した。最終の溶体化熱処理は1050×20分均熱後水冷の条件で実施した。尚、表1-1、表1-2において、数値は、該当する成分の含有量を示す。また、下線は、該当する元素の含有量が本発明の溶接継手を構成する溶接金属の組成の範囲外であることを示す。

40

【0089】

【表 1 - 1】

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	O	PREN	NI値	(3)式の値
1	0.029	0.14	0.90	0.030	0.0020	4.78	23.16	1.34	0.040	0.177	0.0051	30.4	192.5	0.093
2	0.011	0.21	0.36	0.027	0.0005	5.56	23.21	1.15	0.027	0.185	0.0029	30.0	191.6	0.081
3	0.021	0.41	1.23	0.023	0.0016	5.25	23.63	1.33	0.022	0.182	0.0030	30.9	194.8	0.094
4	0.024	0.26	0.91	0.021	0.0014	5.56	24.78	1.72	0.030	0.197	0.0047	33.6	191.0	0.115
5	0.006	0.28	0.20	0.038	0.0007	5.46	23.90	1.43	0.012	0.177	0.0044	31.4	204.9	0.098
6	0.027	0.30	0.82	0.023	0.0010	5.16	24.34	1.15	0.023	0.135	0.0042	30.3	265.2	0.104
7	0.026	0.27	1.68	0.029	0.0020	5.79	23.70	1.49	0.024	0.184	0.0060	31.6	199.8	0.092
8	0.022	0.39	1.12	0.032	0.0013	5.44	23.40	1.44	0.020	0.181	0.0049	31.0	197.1	0.090
9	0.063	0.49	1.11	0.033	0.0016	5.47	24.81	1.78	0.039	0.182	0.0047	33.6	206.1	0.118
10	0.020	0.88	1.37	0.029	0.0020	5.67	24.11	1.33	0.003	0.144	0.0053	30.8	255.4	0.097
11	0.027	0.29	2.45	0.016	0.0018	5.06	23.21	1.11	0.018	0.192	0.0046	29.9	179.4	0.086
12	0.042	0.15	1.13	0.028	0.0013	3.79	24.48	1.61	0.016	0.177	0.0057	32.6	190.8	0.130
13	0.010	0.41	0.83	0.039	0.0022	4.86	21.73	1.57	0.018	0.157	0.0051	29.4	209.9	0.073
14	0.013	0.44	1.44	0.019	0.0010	5.45	26.71	1.13	0.006	0.202	0.0036	33.7	191.8	0.138
15	0.012	0.45	1.21	0.019	0.0015	5.04	24.02	0.71	0.012	0.193	0.0038	29.5	180.3	0.093
16	0.015	0.31	0.39	0.025	0.0015	5.22	23.19	1.28	0.022	0.088	0.0032	28.8	396.7	0.087
17	0.003	0.26	1.40	0.022	0.0015	5.05	24.21	1.68	0.007	0.263	0.0058	34.0	136.8	0.112
18	0.028	0.33	0.68	0.048	0.0003	4.66	24.78	1.53	0.008	0.118	0.0059	31.7	301.9	0.123
19	0.008	0.47	0.62	0.026	0.0020	4.94	25.57	1.67	0.016	0.175	0.0059	33.9	212.1	0.135
20	0.012	0.55	1.35	0.028	0.0010	5.48	24.89	1.45	0.061	0.175	0.0010	32.5	213.3	0.114
21	0.019	0.46	1.51	0.011	0.0014	4.61	23.13	1.21	0.025	0.215	0.0042	30.6	156.1	0.092

【 0 0 9 0 】

10

20

30

40

50

【表 1 - 2】

鋼No.	W	Co	Cu	Nb	V	Ca	Mg	REM	B	Ti	Zr	Ta	Hf	Sn	備考
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.03	-
3	-	-	0.41	0.039	-	0.0025	-	-	0.0025	-	-	-	-	-	-
4	-	0.55	-	-	-	0.0016	-	-	-	-	-	-	0.014	-	-
5	-	-	-	-	0.123	-	-	-	-	-	0.012	-	-	-	-
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.006	-	-	-	-	-
7	-	-	0.71	-	0.095	-	0.0033	-	-	-	-	0.031	-	-	-
8	-	-	-	-	-	-	-	0.022	-	-	-	-	-	-	-
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
11	0.75	-	-	-	-	-	-	0.031	-	-	-	-	0.051	-	-
12	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	-	-	-	-	0.009	0.02	-
13	0.31	-	-	-	0.145	-	-	-	-	0.005	-	-	-	-	-
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	-	-	0.55	0.044	-	-	-	-	-	-	0.022	0.045	-	-	-
16	0.42	-	-	0.021	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	-
17	-	0.44	-	-	-	-	-	-	0.0021	-	-	-	-	-	-
18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	N<(3)式の値
19	-	-	-	-	-	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	0.05	フェライト量過多
20	-	-	-	-	-	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-
21	-	-	-	-	0.073	-	-	-	0.0031	-	-	-	-	-	-

## 【0091】

表 1 - 1 及び表 1 - 2 に記載の二相ステンレス鋼（板厚 1.2 mm）を母材として、開先角度 60°、ルート面 1mm の開先を作成した。タングステンアーク溶接（TIG）の場合は、溶接電流：180～250 A、アーク電圧：11～14 V、溶接速度：10～25 cm/min、シールドガス流量：15 リットル/min の条件で、プラズマ溶接の場合は、溶接電流：200 A、アーク電圧：15 V、溶接速度：12 cm/min、シールドガス流量：15 リットル/min の条件で、レーザ溶接の場合は、レーザ出力：5 kW、溶接速度：150～300 cm/min、シールドガス流量：50 リットル/min の条件で突合せ溶接を行い、表 2 - 1 及び表 2 - 2 の溶接継手を作製した。なお、シール

10

20

30

40

50

ドガスは、Arガス、N<sub>2</sub>ガス及び0.1%未満の不純物からなり、表2-1及び表2-1に示すVol%でN<sub>2</sub>ガスを含有したものをを用いた。

【0092】

表2-1及び表2-2に、使用した母材と、溶接方法、溶接入熱量を示す。なお、表2-1及び表2-2に示す溶接方法は、「TIG」がTIG溶接による溶接方法、「プラズマ」がプラズマ溶接による溶接方法、「レーザ」が「レーザ溶接」による溶接方法であることを示す。但し、本実施例における前記いずれの溶接方法は、溶加棒及び溶加材のいずれも用いないで行われた。

【0093】

また、表2-1及び表2-2には、表2-1又は表2-2の条件により形成された溶接金属のN含有量(質量%)及びO含有量(質量%)、前記式(1)から得られる溶接金属のPREN値、前記式(2)により得られる溶接金属のNI値、前記式(3)から得られるN量(質量%)、前記式(5)から推定される溶接金属のN含有量(質量%)を示す。

10

【0094】

溶接金属に含有されるCr, Mo, Ni量のそれぞれは、測定ばらつきを除いて母材との差異が無かったので、溶接金属のPREN値の計算は母材の成分を用いて行った。

【0095】

20

30

40

50

【 表 2 - 1 】

溶接 継手No.	母材鋼 No.	溶接方法	溶接入熱 (J/cm)	シールドガス中の N <sub>2</sub> ガス量 (Vol%)	溶接金属の N相定値 [(5)式の値]	溶接金属の成分					備考	
						C (mass%)	N (mass%)	O (mass%)	PREN	NI値		(3)式 の値
31	1	TIG	10000	0.0	0.122	0.027	0.121	0.0041	29.5	281.2	0.093	本発明例
32	2	TIG	10000	0.0	0.127	0.010	0.130	0.0028	29.1	273.8	0.081	〃
33	3	TIG	10000	0.0	0.125	0.023	0.135	0.0031	30.2	262.5	0.094	〃
34	3	TIG	20000	0.0	0.103	0.025	0.101	0.0034	29.6	351.1	0.094	〃
35	3	ブラズマ	15000	0.0	0.113	0.018	0.116	0.0025	29.9	304.4	0.094	〃
36	3	レーザー	2000	0.0	0.154	0.024	0.159	0.0028	30.6	222.8	0.094	〃
37	3	レーザー	4000	0.0	0.145	0.021	0.148	0.0032	30.4	239.3	0.094	〃
38	3	TIG	10000	0.5	0.171	0.021	0.175	0.0030	30.8	202.2	0.094	〃
39	3	TIG	10000	1.0	0.190	0.025	0.174	0.0032	30.8	203.8	0.094	〃
40	3	TIG	20000	1.0	0.173	0.023	0.168	0.0032	30.7	211.7	0.094	〃
41	4	TIG	10000	0.0	0.135	0.021	0.137	0.0046	32.7	274.0	0.115	〃
42	5	TIG	10000	0.0	0.122	0.005	0.119	0.0038	30.5	304.7	0.088	〃
43	6	レーザー	4000	0.0	0.107	0.030	0.110	0.0041	29.9	325.4	0.104	〃
44	6	TIG	10000	2.0	0.160	0.029	0.152	0.0043	30.6	236.0	0.104	〃
45	6	TIG	20000	1.0	0.129	0.024	0.134	0.0050	30.3	267.7	0.104	〃
46	7	TIG	10000	0.0	0.127	0.027	0.123	0.0057	30.6	299.5	0.092	〃
47	8	TIG	10000	0.0	0.125	0.022	0.113	0.0056	30.0	314.9	0.090	〃

【 0 0 9 6 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 2】

溶接継手No.	母材鋼 No.	溶接方法	溶接入熱 (J/cm)	シールトガス中の N <sub>2</sub> ガス量 (Vol%)	溶接金属の N <sub>2</sub> 指定値 [(5)式の値]	溶接金属の成分					備考	
						C (mass%)	N (mass%)	O (mass%)	PREN	NI値		(3)式の値
48	8	TIG	10000	0.0	0.125	0.070	0.127	0.0055	32.7	294.4	0.118	比較例
49	10	TIG	10000	0.0	0.099	0.018	0.091	0.0064	30.0	405.6	0.097	"
50	11	TIG	10000	0.0	0.132	0.022	0.130	0.0047	29.0	285.0	0.086	"
51	12	TIG	10000	0.0	0.121	0.049	0.119	0.0066	31.7	283.9	0.130	"
52	13	TIG	10000	0.5	0.148	0.011	0.133	0.0041	29.0	247.7	0.073	"
53	14	TIG	10000	0.0	0.139	0.012	0.138	0.0029	32.7	281.3	0.138	"
54	15	レーザー	2000	0.0	0.164	0.014	0.163	0.0030	29.0	213.5	0.093	"
55	16	TIG	10000	0.0	0.061	0.013	0.062	0.0025	28.4	565.8	0.087	"
56	17	TIG	10000	0.0	0.181	0.003	0.175	0.0046	32.5	206.2	0.112	"
57	18	TIG	10000	0.5	0.111	0.029	0.116	0.0082	31.7	307.9	0.123	" (N≦(3)式)
58	19	TIG	10000	0.0	0.120	0.008	0.132	0.0047	33.2	282.0	0.135	"
59	20	TIG	10000	0.0	0.120	0.014	0.121	0.0008	31.6	308.9	0.114	"
60	2	TIG	20000	0.0	0.105	0.010	0.103	0.0023	28.7	343.5	0.081	"
61	3	TIG	10000	2.0	0.216	0.025	0.227	0.0024	31.7	156.0	0.094	"
62	3	レーザー	2000	2.0	0.235	0.021	0.215	0.0024	31.5	164.9	0.094	"
63	3	TIG	10000	0.0	0.125	0.023	0.126	0.0121	30.0	281.7	0.094	" (シールト不良)
64	6	TIG	10000	0.0	0.093	0.022	0.087	0.0034	29.5	410.9	0.104	" (N≦(3)式)
65	6	TIG	20000	0.0	0.077	0.022	0.078	0.0034	29.4	461.7	0.104	"
66	21	TIG	10000	0.0	0.148	0.015	0.134	0.0034	29.3	250.6	0.092	"
67	2	TIG	10000	0.0	0.127	0.082	0.125	0.0023	29.0	283.8	0.081	" (油分混入)

10

20

30

40

【0097】

[耐食性試験]

表 2 - 1 及び表 2 - 2 に示される溶接継手 No. 3 1 ~ 6 7 のそれぞれの二相ステンレス鋼母材及び溶接部の耐食性を、下記の方法により評価した。

溶接継手の溶接金属の余盛を除去して、溶接線を中央として 2 5 mm 幅の試験片を採取し、中央の 1 2 mm 幅を測定面としたものを溶接部孔食試験片とした。また、溶接線から 3 0 mm 以上外れた母材部分から採取したものを母材孔食試験片とした。溶接部孔食試験片及び母材孔食試験片のそれぞれの表面を研磨粒度 6 0 0 で研磨し、表面下 1 mm の面に対して、5 0 の 3 . 5 % NaCl 溶液中にて孔食電位の測定を J I S G 0 5 7 7 に

50

規定される方法に準拠して実施した。その結果を表3に示す。尚、表3の下線は、本発明の範囲外であることを示す。

【0098】

[ 靱性評価試験 ] ( シャルピー衝撃試験 )

表2-1及び表2-2に示される溶接継手No. 31~67のそれぞれについて、溶接継手の二相ステンレス鋼母材及び溶接部の靱性を、下記の方法により評価した。

前記母材孔食試験片と同様に母材試験片を切り出し、この試験片からJIS Z 2242に規定に準拠した標準試験片を切り出した。この標準試験片に対して圧延直角方向にVノッチを加工してVノッチ試験片を作成し、前記Vノッチ試験片を用いてJIS Z 2242に規定に準拠して、試験温度 - 20 でシャルピー衝撃試験を実施した。その結果を

10

【0099】

また、前記溶接部孔食試験片と同様に溶接部試験片を切り出し、この試験片からJIS Z 2242に規定に準拠した標準試験片を切り出した。この標準試験片の溶接線に対して直角方向にVノッチを加工してVノッチ試験片を作成し、前記Vノッチ試験片を用いてJIS Z 2242に規定に準拠して、試験温度 - 20 でシャルピー衝撃試験を実施した。その結果を表3に示す。

【0100】

本発明例の溶接継手は、いずれも50における孔食電位が0.27V vs SSE以上であった。これは、SUS316L溶接継手相当以上の良好な耐食性を有することを示す。

20

【0101】

一方、比較例のNo. 48、50~58、60~62、64~67は50における孔食電位が0.27V vs SSE未満となり、耐食性が不良であった。そのうち、No. 51、55、57、58、64、65は、溶接金属のフェライト量が過多であった。No. 51の溶接継手は、母材のNiの含有量が本発明の範囲外であった。No. 55の溶接継手は、母材及び溶接金属のN量が本発明の範囲外であり、また、前記式(3)の関係が満たされていない。No. 57の溶接継手は、母材、溶接金属のN量が前記式(3)の関係を満たしていない。No. 58の溶接継手は、溶接金属のN量が前記式(3)の関係を満たしていない。No. 64、65の溶接継手は、溶接金属のN量が本発明の範囲外であり、前記式(3)の関係を満たしていない。No. 64、65の溶接継手は、発明例No. 44及び45に対応する比較例であるが、前記式(5)の関係によれば、シールドガス中のN<sub>2</sub>ガス含有量が過少であったと思われる。

30

【0102】

No. 53、56、61、62、66は、溶接金属のCr窒化物析出が過多となったため、耐食性が低下した。No. 53、56の溶接継手は、それぞれ母材のCr、Nの含有量が本発明の範囲外である。No. 61、62の溶接継手は、溶接金属のNI値が本発明の範囲外である。No. 61及びNo. 62はそれぞれ本発明例No. 33及びNo. 36に対応する比較例である。No. 61及びNo. 62は、前記式(5)の関係によれば、シールドガス中のN<sub>2</sub>ガス含有量が過多であったと思われる。No. 66は、母材のNI値が本発明の範囲外である。

40

【0103】

No. 48、50、52、54は、母材のC、Mn、Cr、Moが規定を外れているため、継手全般の耐食性が不良であった。No. 60は溶接金属のPRENが外れているため、溶接部の耐食性が不良であった。前記式(5)の関係によれば、No. 60は、シールドガス中のN<sub>2</sub>ガス含有量を0.1vol%以上にする必要があったと見込まれる。No. 67の溶接継手は、溶接時に溶接部に油が混入したため、溶接金属のC量が本発明の範囲外になった。

【0104】

一方、No. 49、59は母材のSi、Alが過多であるため母材のシャルピー衝撃値

50

が - 20 で  $100 \text{ J/cm}^2$  未満となり、韌性不良であった。No. 63 はガスシールドが不完全だったために溶接金属のOが過多となり、シャルピー衝撃値が - 20 で  $44 \text{ J/cm}^2$  と韌性不良であった。

【0105】

【表3】

溶接 継手No.	オーステナイト相 面積率(%)		孔食電位(50℃) (V vs SSE)		シャルピー衝撃値 (J/cm <sup>2</sup> )		備考
	母材	溶接金属	母材	溶接部	母材	溶接部	
31	61	15	0.40	0.34	173	117	本発明例
32	59	17	0.40	0.34	188	122	〃
33	54	9	0.48	0.33	182	113	〃
34	54	11	0.46	0.30	182	119	〃
35	54	9	0.45	0.30	182	103	〃
36	54	16	0.44	0.42	182	107	〃
37	54	15	0.44	0.39	182	111	〃
38	54	10	0.48	0.36	182	124	〃
39	54	13	0.48	0.40	182	130	〃
40	54	17	0.45	0.45	182	128	〃
41	53	13	0.61	0.50	195	147	〃
42	51	10	0.46	0.35	201	139	〃
43	48	9	0.42	0.30	180	115	〃
44	48	14	0.41	0.39	180	113	〃
45	48	11	0.44	0.37	180	117	〃
46	69	12	0.48	0.39	221	148	〃
47	56	10	0.46	0.31	191	136	〃
48	53	10	<u>0.25</u>	<u>0.22</u>	188	136	比較例
49	44	8	0.43	0.31	<u>85</u>	<u>64</u>	〃
50	61	9	0.31	<u>0.23</u>	165	118	〃
51	36	<u>4</u>	0.40	<u>0.25</u>	134	108	〃
52	55	19	0.29	<u>0.24</u>	168	135	〃
53	35	8	0.61	<u>0.25</u>	177	102	〃
54	57	17	0.33	<u>0.24</u>	183	126	〃
55	38	<u>5</u>	0.31	<u>0.18</u>	165	104	〃
56	61	14	0.52	<u>0.26</u>	172	109	〃
57	31	<u>7</u>	0.34	<u>0.23</u>	142	101	〃
58	<u>27</u>	<u>4</u>	0.36	<u>0.20</u>	122	<u>94</u>	〃
59	45	8	0.55	0.39	<u>83</u>	<u>60</u>	〃
60	59	11	0.40	<u>0.25</u>	188	118	〃
61	54	16	0.44	<u>0.24</u>	182	115	〃
62	54	18	0.45	<u>0.23</u>	182	113	〃
63	54	8	0.44	0.31	182	<u>44</u>	〃
64	48	<u>6</u>	0.43	<u>0.22</u>	180	109	〃
65	48	<u>4</u>	0.41	<u>0.19</u>	180	106	〃
66	55	10	0.36	<u>0.25</u>	188	111	〃
67	63	9	0.39	<u>0.16</u>	145	102	〃

【産業上の利用可能性】

【0106】

本発明によれば、河川の河口付近の水門のような汽水環境においてSUS316L溶接継手と同等以上の十分な耐食性を有し、更に高韌性による軽量化を図れることが出来、産業面、環境面に寄与するところは極めて大である。

10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- 日鉄ステンレス株式会社内
- (72)発明者 柘植 信二  
東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内
- (72)発明者 江目 文則  
東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内
- (72)発明者 柿原 豊彦  
東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内
- 審査官 川口 由紀子
- (56)参考文献 特開2017-179427(JP,A)  
特開昭51-080611(JP,A)  
特開2012-140689(JP,A)  
特開2004-360035(JP,A)  
特開昭62-267452(JP,A)  
特開平10-060597(JP,A)  
特開平08-132262(JP,A)  
米国特許第04832765(US,A)  
中国特許出願公開第102605288(CN,A)  
国際公開第2012/111535(WO,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)  
C22C 38/00 - 38/60  
B23K 9/23