

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2008-808

(P2008-808A)

(43) 公開日 平成20年1月10日(2008.1.10)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>B 2 3 K 35/30 (2006.01)</b>	B 2 3 K 35/30	3 2 0 C
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B
<b>C 2 2 C 38/14 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/14	
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 21 頁)

(21) 出願番号	特願2006-175520 (P2006-175520)	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番2 6号
(22) 出願日	平成18年6月26日 (2006.6.26)	(74) 代理人	100075409 弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100115082 弁理士 菅河 忠志
		(74) 代理人	100125184 弁理士 二口 治
		(74) 代理人	100125243 弁理士 伊藤 浩彰
		(72) 発明者	岡崎 喜臣 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性、耐低温割れ性、および全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属

## (57) 【要約】

【課題】 - 60 域での低温靱性が良好であり、低温割れも発生せず、且つ、全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属を提供する。

【解決手段】 質量%で、C : 0.06 ~ 0.20%、Si : 0.1 ~ 1.00%、Mn : 0.5 ~ 3.0%、Al : 0.1 ~ 1.5%、Ni : 0.3 ~ 3.0%、Ti : 0.001 ~ 0.020%、O : 0.01 ~ 0.03%、およびN : 0.0060%以下(0%を含まない)を含有し、残部：Feおよび不可避不純物であり、Alの含有量[Al]とTiの含有量[Ti]との比率([Al]/[Ti])が40以上であり、下式(1)で表されるQ値は-1.5質量%以上0.50質量%以下の範囲内であると共に、残留オーステナイトを5体積%以上20体積%以下の範囲内で含有する高強度溶接金属である。

$$Q \text{ 値} = -4.9 [C] + 0.18 [Si] + [Al] - 0.1 [Mn] - 0.5 [Ni] \dots (1)$$

式中、[ ] は、各成分の含有量(質量%)を意味する。

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、

C : 0.06 ~ 0.20 %、

Si : 0.1 ~ 1.00 %、

Mn : 0.5 ~ 3.0 %、

Al : 0.1 ~ 1.5 %、

Ni : 0.3 ~ 3.0 %、

Ti : 0.001 ~ 0.020 %、

O : 0.01 ~ 0.03 %、および

N : 0.0060 %以下(0%を含まない)

10

を含有し、

残部：Feおよび不可避不純物であり、

Alの含有量[Al]とTiの含有量[Ti]との比率([Al]/[Ti])が40以上であり、

下式(1)で表されるQ値は-1.5質量%以上0.50質量%以下の範囲内であると  
共に、

残留オーステナイトを5体積%以上20体積%以下の範囲内で含有することを特徴とする低温靱性および耐低温割れ性に優れており、全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属。

20

Q値

$$= -4.9[C] + 0.18[Si] + [Al] - 0.1[Mn] - 0.5[Ni] \\ \dots (1)$$

式中、[ ]は、各成分の含有量(質量%)を意味する。

## 【請求項 2】

更に、

Cu : 2.0%以下(0%を含まない)、

Nb : 0.05%以下(0%を含まない)、および

V : 0.08%以下(0%を含まない)

よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含有する請求項1に記載の溶接金属。

30

## 【請求項 3】

更に、

B : 0.01%以下(0%を含まない)、

Cr : 2.5%以下(0%を含まない)、および

Mo : 1.5%以下(0%を含まない)

よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含有する請求項1または2に記載の溶接金属。

## 【請求項 4】

請求項1~3のいずれかに記載の溶接金属を含む溶接構造体。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

40

## 【0001】

本発明は、低温靱性、耐低温割れ性、および全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属に関するものである。本発明の溶接金属は、例えば、寒冷海域で使用される液化ガスタンク、ラインパイプなどの海洋構造物のように、溶接金属部の靱性および耐低温割れ性が強く求められる溶接構造体に好適に用いられる。

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、海洋構造物などに使用される鋼材は益々高強度化しており、鋼材同士を接合する接合部(溶接金属)にも高強度化が望まれている。ところが、一般に、高強度化に伴って低温靱性が低下するほか、低温割れ(水素割れ)の問題も発生する。

50

## 【0003】

そこで、本願出願人は、特に、高強度溶接金属の低温靱性を高める技術として、例えば、特許文献1および特許文献2の方法を提案している。

## 【0004】

このうち、特許文献1は、590MPa以上の高強度を有し、-60℃域での低温靱性に優れた高強度溶接金属に関する技術である。ここでは、溶接金属の低温靱性向上に有用なアシキュラーフェライトを生成させるため、溶接金属中のTi, O, およびBのバランスを適正に制御してアシキュラーフェライトの生成核となるTi系酸化物の形態を調整している。

## 【0005】

また、特許文献2は、490MPa以上の高強度を有し、-20℃域での低温靱性に優れた高強度溶接金属に関する技術である。ここでは、「溶接金属中に残留オーステナイトを生成させると溶接金属の靱性を大きく改善できる。」という新規知見に基づき、溶接金属中の残留オーステナイト量を規定すると共に、所定の残留オーステナイト量を確保するため、Si, Cu, Alなどの含有量を規定している。

## 【0006】

一方、溶接金属の高強度化に伴う低温割れの防止技術として、例えば、特許文献3が挙げられる。特許文献3は、900MPa以上の超高強度を有し、-20℃域での低温靱性に優れた超高強度溶接鋼管に関する技術である。ここには、溶接金属中に残留オーステナイトが1体積%以上生成すると、耐低温割れ性に優れたシーム溶接部を有する超高強度溶接鋼管が得られることが記載されている。

【特許文献1】特開2004-315962号公報

【特許文献2】特開2000-61687号公報

【特許文献3】特開2002-115032号公報

## 【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

## 【0007】

高強度溶接金属の低温靱性に対する要請は益々高まっており、特許文献2や特許文献3に記載されているように-20℃域での低温靱性に優れているだけでは不十分であり、特許文献1に記載されているように-60℃域での低温靱性に優れた高強度溶接金属の提供が強く求められている。

## 【0008】

更に、高強度溶接金属には、上述した低温靱性や耐低温割れ性のほかに、全姿勢溶接時のビード部分(1回の溶接操作(パス)によって得られる溶接金属)の形状(外観)が良好であることも要求されている。具体的には、例えば、横向姿勢、立向姿勢、上向姿勢などの全姿勢溶接可能なワイヤを用いて溶接を行なったとき、熔融金属が全長にわたって垂れ落ちることなく、良好なビード形状を備えた溶接金属の提供が望まれている。

## 【0009】

しかしながら、前述した特許文献に記載の方法は、いずれも、ビード形状の外観について充分考慮されたものではない。

## 【0010】

一般に、全姿勢溶接が可能な溶接金属を得るためには、フラックス(鋳物の粉体)入りワイヤを用いたガスシールドアーク溶接法の採用が推奨されている。ガスシールドアーク溶接用ワイヤは、フラックス入りワイヤとソリッドワイヤとに大別されるが、フラックス入りワイヤは、ソリッドワイヤに比べてスパッタが少ないこと、溶接時に溶接金属表面にスラグが形成されるために下向姿勢のみならず立向姿勢及び上向姿勢においても溶接作業性が良好である、など種々の長所を有しているからである。

## 【0011】

しかしながら、TiO<sub>2</sub>をベースとした通常のフラックス入りワイヤを用いてガスシールドアーク溶接を実施した場合、全姿勢溶接は可能になるが、靱性を改善するための成分

10

20

30

40

50

設計により、ビードの形状は不良になることが本発明者の検討結果によって明らかになった。

#### 【0012】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、-60℃域での低温環境下における靱性（低温靱性）が良好であり、割れ（低温割れ）も発生せず、しかも、全姿勢溶接時のビード形状が良好な高硬度溶接金属を提供することにある。

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0013】

上記課題を解決することのできた本発明に係る低温靱性および耐低温割れ性に優れ、全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属は、質量%で、C：0.06～0.20%、Si：0.1～1.00%、Mn：0.5～3.0%、Al：0.1～1.5%、Ni：0.3～3.0%、Ti：0.001～0.020%、O：0.01～0.03%、およびN：0.0050%以下（0%を含まない）を含有し、残部：Feおよび不可避不純物であり、Alの含有量[Al]とTiの含有量[Ti]との比率（[Al]/[Ti]）が40以上であり、下式（1）で表されるQ値は、-1.5質量%以上0.50質量%以下の範囲内であると共に、残留オーステナイトを5体積%以上20体積%以下の範囲内で含有することに要旨を有している。

Q値

$$= -4.9[C] + 0.18[Si] + [Al] - 0.1[Mn] - 0.5[Ni]$$

・・・（1）

式中、[ ]は、各成分の含有量（質量%）を意味する。

#### 【0014】

好ましい実施形態において、上記の溶接金属は、更に、Cu：2.0%以下（0%を含まない）、Nb：0.05%以下（0%を含まない）、およびV：0.08%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含有する。

#### 【0015】

好ましい実施形態において、上記の溶接金属は、更に、B：0.01%以下（0%を含まない）、Cr：2.5%以下（0%を含まない）、およびMo：1.5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含有する。

#### 【0016】

本発明には、上記の溶接金属を含む溶接構造体も包含される。

#### 【発明の効果】

#### 【0017】

本発明によれば、溶接金属の成分組成および組織が適切に制御されているため、-60℃域での低温靱性および耐低温割れ性に優れており、且つ、全姿勢溶接時のビード形状が良好な高強度溶接金属を提供することができた。

#### 【発明を実施するための最良の形態】

#### 【0018】

本発明者は、-60℃域での低温靱性および耐低温割れ性に優れており、全姿勢溶接時のビード形状が良好な（以下、単に、「ビード形状が良好な」と呼ぶ場合がある。）溶接金属を提供するため、溶接金属の成分および組織の両方の観点から検討を重ねてきた。特に、本発明では、溶接金属の低温靱性向上に有用なアシキュラーフェライトを生成させると共に、ビード形状が良好な溶接金属を得るため、従来のように、Ti系酸化物を利用するのではなく、これまであまり着目されていなかったAl系酸化物を主に利用することにし、検討を進めてきた。その結果、Al系酸化物は、アシキュラーフェライトの生成核として低温靱性や耐低温割れ性の向上に寄与するだけでなく、ビード形状の改善にも寄与することを突き止めた。具体的には、Al系酸化物を得るための溶接金属の成分設計として、（a）所望のAl系酸化物が得られるように金属としてAl量を多くTi量を少なくするように制御し、（b）一方、高Al化によるフェライト生成に伴う靱性劣化の防止のために、Alなどのフェライト安定化元素とCなどのオーステナイト安定化元素とで表

10

20

30

40

50

される値（Q値）を所定範囲に制御し、上記（a）及び（b）の制御によって低温靱性および耐低温割れ性の向上を図ると共に、（c）ビード形状が良好な溶接金属を得るために、Al量とTi量との比（ $[Al]/[Ti]$ ）を所定値以上に制御すれば良いことを突き止めた。これにより、低温靱性や耐低温割れ性の向上に有用な残留オーステナイトが多量に生成されて上記特性が一層向上すると同時に、ビードの外観も向上することが分かった。そして、上記（a）～（c）の要件をすべて満足する溶接金属を得るためには、従来のようにTiO<sub>2</sub>を主体とするフラックス入りワイヤを用いるのではなく、Alを多量に含有する新規なフラックス入りワイヤを用い、特に、Al、Ti、Al量とTi量との比、Alなどのフェライト安定化元素とCなどのオーステナイト安定化元素とで表される値（R値、溶接金属用に定められたQ値とは、係数が異なるワイヤ用のパラメータである。）などが適切に制御されたフラックス入りワイヤを用いれば良いことを見出し、本発明に到達した。 10

#### 【0019】

このように、本発明は、主に、Alを効果的に活用することによって溶接金属の低温靱性、耐低温割れ性、およびビード形状の向上を図っており、ビード形状に関しては、 $[Al]/[Ti]$ の比を所定量以上に制御することによって向上を図っている点で、主に、Ti系酸化物を核とするアシキュラーフェライトの形成によって低温靱性などの改善を図り、溶接金属の組成を制御することによってビード形状の改善を図ることについて何も教示していない従来技術とは、大きく相違している。 20

#### 【0020】

例えば、前述した特許文献1は、Ti系酸化物をアシキュラーフェライトの生成核として低温靱性の改善を図るという上記従来技術の一例であり、溶接金属中のAl量については全く記載されていない。 20

#### 【0021】

また、前述した特許文献3も、溶接金属中のAl量を極力低くする（0.02%以下）ことが記載されており、本発明とは相違している。

#### 【0022】

一方、前述した特許文献2には、本願発明とAl量が重複する溶接金属が開示されているが、ここでは、Tiも比較的多く含有している。すなわち、特許文献2は、前述した特許文献1と同様、主に、Ti系酸化物を核としてアシキュラーフェライトを生成させ、靱性改善を目指す技術に過ぎない。また、特許文献2では、本願発明のように溶接金属のビード形状を改善するためにAl量とTi量との比を適切に制御しようという思想は全くないため、上記の比は小さく、良好なビード形状は得られない。 30

#### 【0023】

本明細書において、「高強度溶接金属」とは、後記する実施例に記載の方法で降伏応力（YS）を測定したとき、YS 650MPaのものを意味する。

#### 【0024】

また、「低温靱性に優れる」とは、後記する実施例に記載の方法でシャルピー衝撃値（ $vE_{60}$ ）を測定したとき、 $vE_{60}$  80Jのものを意味する。

#### 【0025】

また、「耐低温割れ性に優れる」とは、溶接後に低温割れが生じないものを意味する。 40

#### 【0026】

また、「全姿勢溶接時のビード形状が良好である」とは、後記する実施例に記載の溶接方法でビード形状を評価したとき、溶融金属が全長にわたって垂れ落ちることなく、ビード形状が良好なものを意味する。

#### 【0027】

（本発明の溶接金属）

以下、本発明の溶接金属を特徴付ける成分について、詳しく説明する。

#### 【0028】

前述したように、本発明の溶接金属は、Alを多くTiを少なく、且つ、Al量とTi 50

量の比が所定値以上に制御されており、しかも、フェライト安定化元素とオーステナイト安定化元素とで表される値（Q値）が所定範囲に制御されていることに特徴を有しており、これにより、低温靱性および耐低温割れ性に優れており、且つ、全姿勢溶接時のビード形状が良好な溶接金属が得られる。また、このような成分設計とすることにより、低温靱性および耐低温割れ性の向上に有用な残留オーステナイトを多量に生成させることができる。

【0029】

Al : 0.1 ~ 1.5 %

Alは、溶接金属中の酸素と結合し、溶鋼（溶融した溶接金属）中に $Al_2O_3$ 粒子として存在することによって良好なビード形状の発現に寄与すると共に、アシキュラーフェライトの生成核となる元素である。また、Alは、固溶Alとして存在し、セメンタイトの生成を阻害して残留オーステナイトの生成を促進する元素である。更に、Alは、脱酸作用によって溶接金属を清浄化する作用も有している。このような作用を有効に発揮させるため、Al量の下限を0.1%とする。ただし、Al量が過剰になると、凝固時に粗大なフェライトが生成し、靱性が低下するため、上限を1.5%とする。Alの含有量は、0.40%以上1.25%以下であることが好ましく、0.50%以上1.00%以下であることがより好ましい。

10

【0030】

Ti : 0.001 ~ 0.020 %

Tiは、脱酸作用によって溶接金属を清浄化する元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Ti量の下限を0.001%とする。ただし、Ti量が過剰になると、粗大なTiCなどの介在物が析出し、靱性が低下するため、上限を0.020%とする。Tiの含有量は、0.005%以上0.015%以上であることが好ましく、0.005%以上0.012%以下であることがより好ましい。

20

【0031】

Alの含有量 [Al] と Tiの含有量 [Ti] との比率 : [Al] / [Ti] 40

[Al] / [Ti]の比は、溶接作業性の向上にも有用なAl系酸化物を形成し、良好なビード形状を確保するための重要なパラメータである。[Ti]に比べて[Al]が多くなり、上記の比が大きくなると、溶接金属中に、 $TiO_2$ ではなく $Al_2O_3$ が多く生成されるようになり、ビード形状の良好な溶接金属が得られる。上記の比が40未満では、後記する実施例に示すように、 $Al_2O_3$ の形成によるビード形状改善作用が充分得られない。[Al] / [Ti]の比は大きい程よく、例えば、50以上であることが好ましく、60以上であることがより好ましい。

30

【0032】

なお、[Al] / [Ti]の上限は、溶接作業性との関係では限定されないが、200を超えると、溶接金属中にTi系酸化物が全く形成されず、Ti系酸化物による低温靱性向上作用が全く期待できないため、更なる低温靱性の改善を考慮すれば、上限を200とすることが好ましい。前述したとおり、本発明では、主に、Al系酸化物を核とするアシキュラーフェライトの生成や残留オーステナイトの生成によって低温靱性などの改善を図っているため、溶接金属中にTi系酸化物が全く形成されなくても大きな影響は見られないが、Ti系酸化物の生成を完全に排除するものでは決してなく、低温靱性の更なる向上を期待して、溶接金属中にAl系酸化物とTi系酸化物とが混在していることが好ましいからである。上記の観点からすれば、上記の比率は175以下であることがより好ましい。

40

【0033】

Q値 : - 1.5 質量% 以上 0.50 質量% 以下

Q値 = - 4.9 [C] + 0.18 [Si] + [Al] - 0.1 [Mn] - 0.5 [Ni]   
 ] … (1)

Q値は、粗大なフェライトの生成を抑制して良好な低温靱性や耐低温割れ性を確保するための指標となるものであり、上式(1)に示すように、フェライト安定化元素(S

50

i、Al)と、オーステナイト安定化元素(C、Mn、Al)とのバランスに基づいて表される数値である。本発明者が、熱力学計算ソフト(Thermo-Calcなど)を用いて多くの基礎実験を行なった結果、フェライト安定化元素であるSiやAlが多くなると、オーステナイト( )域が縮小する(平衡状態図の 域がループ状になる)傾向にあること、この傾向は、高温で生成した -フェライトが室温まで残存する傾向と合致することが判明した。そこで、様々な成分からなる試料を用い、上記の熱力学計算ソフトに基づいて平衡状態図を計算した結果、粗大な -フェライトの有無を決定する指標となり得るQ値として、各元素の係数を上記のように決定した次第である。

【0034】

Q値は、-1.2質量%以上0.4質量%以下であることが好ましく、-1.0質量%以上0.0質量%以下であることがより好ましい。 10

【0035】

本発明の溶接金属は、前述した成分を上記の範囲に制御したところに特徴があり、他の成分は、所望の作用に悪影響を及ぼさない限り、特に限定されないが、例えば、以下の範囲内に制御することが好ましい。

【0036】

C : 0.06 ~ 0.20 %

Cは、溶接金属の強度を確保し、残留オーステナイトの形成に有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるため、C量の下限を0.06%とする。しかし、C量が過剰になると、硬質組織の生成が増加し、低温靱性の劣化を招くので、C量の上限を0.20%とする。C量は、0.07%以上0.16%以下であることが好ましい。 20

【0037】

Si : 0.1 ~ 1.00 %

Siは、セメンタイトの生成を抑制して残留オーステナイトの生成に寄与する元素である。また、Siは、脱酸作用を有し、溶接金属を清浄化するほか、溶接金属内に歩留まった場合はフェライトを固溶強化させる作用を有している。このような効果を有効に発揮させるため、Si量の下限を0.1%とする。しかし、Si量が過剰になると、溶接金属の強度が過度に上昇して低温靱性の低下を招く恐れがあるため、Si量の上限を1.00%とする。Si量は、0.15%以上0.9%以下であることが好ましい。

【0038】

Mn : 0.5 ~ 3.0 %

Mnは、溶接金属の強度および低温靱性を確保するために有用であり、残留オーステナイトの形成に寄与する元素でもある。このような作用を有効に発揮させるため、Mn量の下限を0.5%とする。しかし、Mn量が過剰になると、焼入性の上昇または偏析によって低温靱性が劣化するため、Mn量の上限を3.0%とする。Mn量は、0.7%以上2.5%以下であることが好ましい。 30

【0039】

Ni : 0.3 ~ 3.0 %

Niは、Mnと同様に、溶接金属の強度および低温靱性を確保するために有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Ni量の下限を0.3%とする。しかし、Ni量が過剰になると、焼入性の上昇によって低温靱性が劣化するため、Ni量の上限を3.0%とする。Ni量は、0.5%以上2.5%以下であることが好ましい。 40

【0040】

O (酸素) : 0.01 ~ 0.03 %

Oは、溶接金属中にアシキユラーフェライトの主な生成核となるAl系酸化物を生成させ、低温靱性を高めるために重要な元素である。このような作用を有効に発揮させるため、O量の下限を0.01%とする。しかし、O量が過剰になると、Al系酸化物の粗大化を招き、低温靱性が却って劣化するため、O量の上限を0.03%とする。O量は、0.010%以上0.020%以下であることが好ましい。

【0041】

N : 0 . 0 0 6 0 % ( 0 % を 含 ま な い )

N は、溶接金属内に固溶し、歪時効効果により低温靱性を劣化させるため、極力抑えることが良く、上限を 0 . 0 0 6 0 % とした。N 量は少ないほど良く、0 . 0 0 5 0 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 4 2 】

本発明の溶接金属は、上記成分を含有し、残部：F e および不可避不純物である。不可避不純物としては、例えば、A s、S b、S n などが挙げられる。

【 0 0 4 3 】

更に、低温靱性や強度の更なる向上を目的として、下記成分を積極的に含有することが好ましい。

【 0 0 4 4 】

C u : 2 . 0 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い )、N b : 0 . 0 5 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い )、および V : 0 . 0 8 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い ) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種

これらの元素は、いずれも、溶接金属の強度を一層向上させる元素である。詳細には、C u は、溶接金属の低温靱性を損なうことなく強度を高めることができ、N b および V は、溶接金属の焼入性を高めて強度を向上させる元素である。このような作用を有効に発揮させるため、C u を 0 . 4 0 % 以上、N b を 0 . 0 1 0 % 以上、V を 0 . 0 2 0 % 以上とすることが好ましい。

【 0 0 4 5 】

ただし、C u 量が過剰になると、溶接金属の焼入性が增大して低温靱性が劣化するため、C u の上限を 2 . 0 % とすることが好ましい。C u は、1 . 5 0 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 4 6 】

また、N b および V が過剰になると、溶接金属中に炭化物が析出して低温靱性が劣化するため、N b の上限を 0 . 0 5 %、V の上限を 0 . 0 8 % とすることが好ましい。N b は 0 . 0 3 % 以下であることがより好ましく、V は 0 . 0 6 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 4 7 】

これらの元素は、夫々単独で、或いは任意に選ばれる 2 種以上を併用しても良い。

【 0 0 4 8 】

B : 0 . 0 1 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い )、C r : 2 . 5 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い )、および M o : 1 . 5 % 以下 ( 0 % を 含 ま な い ) よりなる群から選ばれる少なくとも 1 種

これらの元素は、いずれも、溶接金属の低温靱性を一層改善する元素である。詳細には、B は、溶接金属中に固溶した N を固定する作用、および粒界から粗大なフェライトが生成するのを抑制する作用を有しており、その結果、低温靱性の向上に寄与している。一方、C r および M o は、溶接金属の組織微細化作用を有しており、その結果、低温靱性が改善される。このような作用を有効に発揮させるため、B を 0 . 0 0 1 0 % 以上、C r を 0 . 1 0 % 以上、M o を 0 . 1 % 以上とすることが好ましい。

【 0 0 4 9 】

ただし、B 量が過剰になると、アシキュラーフェライトの生成が阻害され、低温靱性が低下するため、B の上限を 0 . 0 1 % とすることが好ましい。B は、0 . 0 0 5 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 5 0 】

また、C r 量および M o 量が過剰になると、溶接金属の強度が高くなり過ぎて低温靱性が劣化するため、C r の上限を 2 . 5 0 %、M o の上限を 1 . 0 % とすることが好ましい。C r は 2 . 2 5 % 以下であることがより好ましく、M o は 1 . 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 5 1 】

これらの元素は、夫々単独で、或いは任意に選ばれる 2 種以上を併用しても良い。

【 0 0 5 2 】

10

20

30

40

50



以上、本発明に係る溶接金属の成分について説明した。

【0053】

更に、本発明の溶接金属は、残留オーステナイトを5体積%以上20体積%以下の範囲内で含有している。残留オーステナイトは、低温靱性および耐低温割れ性の改善に有用であり、これらの作用を有効に発揮させるため、残留オーステナイトの下限を5体積%と定めた。上記の特性改善という観点からすれば、残留オーステナイトの体積率は多い程良いが、過剰になると強度の低下を招くため、その上限を20体積%とした。低温靱性、耐低温割れ性、強度のバランスを考慮すると、残留オーステナイトは、5.2体積%以上10体積%以下であることが好ましく、5.5体積%以上8.0体積%以下であることがより好ましい。所望とする残留オーステナイトは、後記する実施例に示すように、溶接金属の組成(C, Si, [Al]/[Ti], Mn, Niなど)を適切に制御することによって得られる。

10

【0054】

(溶接金属の製造方法)

次に、上記の溶接金属を得る方法について説明する。

【0055】

本発明の溶接金属は、溶接材料(ワイヤ)の組成を以下のように適切に制御することによって得られる。更には、溶接電流、溶接電圧、ワイヤ突き出し長さ、溶接方法などの溶接条件を適切に制御することが好ましい。

【0056】

まず、本発明に用いられるフラックス入りワイヤについて説明する。

20

【0057】

本発明では、所望の溶接金属を得るために、従来のようにTiO<sub>2</sub>(ルチル)主体のフラックス入りワイヤではなく、Alを多量に含有するフラックス入りワイヤを用いたことに特徴がある。これにより、溶鋼中にAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が含まれるようになって溶鋼そのものの粘性が増加するため、スラグがなくても、全姿勢溶接が可能となる。すなわち、本発明によれば、スラグ不要のフラックス入りワイヤを提供することができる。

【0058】

従来のTiO<sub>2</sub>主体のフラックス入りワイヤは、全姿勢溶接が可能なワイヤとして汎用されているが、その理由は、溶鋼中にTiO<sub>2</sub>を主成分とするスラグが形成され、溶融金属が垂れ落ちることがないためである。しかしながら、TiO<sub>2</sub>主体のフラックス入りワイヤは、スラグの主成分がTi系酸化物であるため、溶接金属の酸化物もTi系酸化物が主体となり、とりわけ、再熱部の靱性が低減するなどして溶接金属の低温靱性が劣る傾向にあった。これに対し、本発明のようにAl主体のフラックス入りワイヤを用いれば、スラグが発生しないにもかかわらず全姿勢溶接が可能になり、溶接金属の低温靱性も高められる(後記する実施例を参照)。Al主体のフラックス入りワイヤの使用によって全姿勢溶接が可能になる理由は、詳細には不明であるが、溶鋼中に微細なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が分散して存在するため、溶融金属の粘性が上昇し、溶融金属が垂れ落ちることがなくなるためと考えられる。その結果、溶接金属のビード形状も大幅に改善される。

30

【0059】

本発明に用いられるフラックス入りワイヤの詳細な組成は、溶接条件などによっても相違するが、例えば、溶接効率に優れたガスシールドアーク溶接を用いて溶接する場合、所望のAl系酸化物が得られるよう、以下に示すようにAl、Tiの量を制御すると共に、[Al]/[Ti]の比を以下のように制御する。

40

Al: 0.10~1.80%(好ましくは0.50~1.50%)

Ti: 0.005~0.030%(好ましくは0.012~0.025%)

[Al]/[Ti]: 25~150(好ましくは30~140)

【0060】

上記以外の成分としては、C: 0.08~0.30%(より好ましくは0.10~0.25%)、Si: 0.2~1.5%(より好ましくは0.3~1.0%)、Ni: 0.2

50

～ 3.0% (より好ましくは 0.6～2.0%)、Mn：0.8～3.0% (より好ましくは 0.012～0.025%)、N：0.003～0.015% (より好ましくは 0.005～0.010%)、下式(2)で表される R 値を -1.5～0.5% (より好ましくは -1.2～0.4%) の範囲に制御し、残部：Fe および不可避不純物とすることが好ましい。

R 値

$$= -3.9[C] + 0.13[Si] + 0.9[Al] - 0.1[Mn] - 0.5[Ni] \quad \dots (2)$$

式中、[ ] は、各成分の含有量(質量%)を意味する。

【0061】

また、強度の更なる向上を目的として、Cu：2.0%以下(更に好ましくは 1.5%以下)、Nb：0.055%以下(更に好ましくは 0.035%以下)、及び/又は V：0.09%以下(更に好ましくは 0.065%以下)に制御することがより好ましい。

【0062】

また、低温靱性の更なる向上を目的として、B：0.010%以下(更に好ましくは 0.006%以下)、Cr：2.75%以下(更に好ましくは 2.50%以下)、及び/又は Mo：1.80%以下(更に好ましくは 1.10%以下)に制御することがより好ましい。

【0063】

更に、溶接金属中の O 量を適切に制御するため、BaF<sub>2</sub> などのフッ化物をワイヤ全重量に対して約 1.5～3.0% (より好ましくは、1.6～2.8%) の範囲内に制御することが好ましい。

【0064】

また、Mg を更に添加しても良く、この場合は、ワイヤ全重量に対して Mg を 0.2～0.5% (より好ましくは 0.3～0.4%) の範囲内に制御することが好ましい。

【0065】

本発明に用いられるフラックス入りワイヤは、被溶接物(母材)の要求性能に応じて、上記以外の成分として、例えば、Co、Wなどを、本発明の作用を損なわない範囲で適宜含んでいてもよい。

【0066】

また、ワイヤ中に含まれる酸化物は、TiO<sub>2</sub> を実質的に 0 とし、SiO<sub>2</sub> と MnO との合計量を 0.3% 以下(0% を含む)に制御することが好ましい。なお、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に関しては、ワイヤ中に金属成分として Al が 0.10～1.80% の範囲内で含まれているように制御されていれば良い。後記する実施例では、ワイヤ中に金属成分として Al を添加しており、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 0 とした。

【0067】

フラックス入りワイヤのフラックス充填率は、特に規定されず、ワイヤの生産性、例えば成型及び伸線時の断線などを考慮して適宜設定することができる。フラックス充填率は、おおむね、11.0～18.0% の範囲内であることが好ましい。

【0068】

ワイヤの断面形状は特に限定されず、例えば、合わせ目はあってもなくても良い。なお、ワイヤの断面形状に合わせ目がない場合には、ワイヤ送給性改善を目的として、ワイヤの表面に Cu メッキ、Ni メッキ、またはこれらの複合メッキを施しても良い。

【0069】

本発明に用いられる鋼材は特に限定されないが、例えば、HT780 級の鋼材などを用いることが好ましい。

【0070】

溶接方法に関しては、溶接効率などを考慮すると、ガスシールドアーク溶接(FCAW)を行なうことが好ましい。なお、溶接金属の化学組成は、一般に、ワイヤなどの溶接材料のほか、母材の希釈による影響なども受けるが、ガスシールドアーク溶接を行なう場合

10

20

30

40

50

には、その影響は殆どない。

【0071】

ガスシールドアーク溶接の方法は、特に限定されず、通常用いられる方法を採用することができる。例えば、シールドガスとしては、100%CO<sub>2</sub>ガスの他、ArガスとCO<sub>2</sub>ガスとの混合ガス、ArガスとO<sub>2</sub>ガスとの混合ガス、ArガスとCO<sub>2</sub>ガスとO<sub>2</sub>ガスとの3種混合ガスなどが用いられる。

【0072】

ただし、本発明に用いられる溶接方法は、これに限定する趣旨ではなく、例えば、被覆アーク溶接法(SMAW)、ティグ(TIG)溶接、サブマージアーク溶接法(SAW)、ガスシールドアーク溶接法(MAG, MIG)等のいずれの溶接法も適用可能である。

10

【実施例】

【0073】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適切に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0074】

(溶接金属の形成)

以下に詳述するように、表1、表2に示すフラックス入りワイヤW1~W40(ワイヤ中のSiO<sub>2</sub>=0、MnO=0、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=0、残部:Feおよび不可避不純物)を用い、図1に示す鋼材1同士をガスシールドアーク溶接して溶接金属3(表3、表4に示す溶接金属No.1~40)を形成した。

20

【0075】

フラックス入りワイヤは、溶製して得られたシースの中にフラックスを入れてワイヤを作製し、1.2mmに伸線加工したものを使用した。表1には、シースとフラックスの成分組成を併せたフラックス入りワイヤの組成を示している。

【0076】

鋼材1としては、図1に示すように、板厚L2:20mm,開先形状(=45°のV型開先)を有する鋼板(溶接母材)を用い、鋼材同士を溶接した。鋼材の組成は、表5に示すとおりである。V形状の開先部の下部には、溶接母材1と同一の化学組成を有する裏当金2が配置されており、裏当金2が配置されている部分のギャップ幅(ルートギャップ)L1を13mmとした。

30

【0077】

溶接条件は、溶接電流:280A,アーク電圧:28~30V,溶接速度:30cm/min程度、溶接姿勢:下向き、予熱・パス間温度:150±10とし、6層12パスのガスシールドアーク溶接を行なった。シールドガスとしては、CO<sub>2</sub>とArを体積比で20体積%:80体積%で混合した混合ガスを用いた。

【0078】

(評価)

1.溶接金属の組成

溶接金属の組成は、溶接金属の中央部分について調べた。

40

【0079】

2.引張特性の評価

溶接金属の中央部分から、溶接線方向に引張試験片(JIS Z3111 A1号)を採取し、引張試験を実施した。詳細には、YSまでは15N/mm<sup>2</sup>/secの引張速度で実施し、それ以降破断までは20mm/minの引張速度で実施した(JIS Z2241に準拠)。引張試験片は3本ずつ採取し、これらの平均値を引張強度(TS)、降伏応力(YS)とした。

【0080】

本実施例では、YS 650MPaのものを高強度溶接金属と評価した。

【0081】

50

### 3. 低温靱性の評価

溶接金属の中央部分から、溶接線に対して垂直方向にシャルピー衝撃試験片（JIS Z 3111 4号）を採取し、シャルピー衝撃試験を実施した。シャルピー衝撃試験片は3本ずつ採取し、これらの平均値をシャルピー衝撃値（ $VE_{60}$ ）とした。シャルピー衝撃値は、 $-60$  での吸収エネルギーを測定したときの値である。

【0082】

本実施例では、 $VE_{60} = 80$  Jのものを「低温靱性に優れる」と評価した。

【0083】

### 4. 耐低温割れ性の評価

上記の溶接金属について、JIS Z 3060に記載の超音波探傷試験（UT）を実施し、欠陥（割れ）が検出されなかったものを（合格）、欠陥（割れ）が見られたものを×（不合格）と評価した。

【0084】

### 5. ビード形状の評価

図2（a）に示すように立向上進溶接を実施した後のビード形状を肉眼で観察した。溶接条件は、以下のとおりである。

【0085】

溶接電流：220 A，アーク電圧：23 V，溶接速度：14 cm/min、予熱・パス間温度： $150 \pm 10$  とし、6層12パスのガスシールドアーク溶接を行なった。シールドガスとしては、 $CO_2$ とArを体積比で20体積%：80体積%で混合した混合ガスをを用いた。

【0086】

ビード形状の評価は、図2（b）に示す溶接金属3の断面におけるL（脚長）とH（膨れ部分）との比を測定し、下記基準で評価した。H/Lの測定は、母材全長の任意の部分（合計5箇所）について行ない、その平均値をとってビード形状を評価した。

$H/L = 0.15$  : （ビード形状が良好である）

$H/L > 0.15$  : ×（ビード形状が不良である）

これらの結果を表6、表7にまとめて示す。

【0087】

【表 1】

No.	C	Si	Mn	Al	Ni	Ti	N	Al/Ti	R値	Cu,Nb,V	B,Cr,Mo	TiO <sub>2</sub>	フッ化物
W1	0.19	0.30	1.9	0.80	1.3	0.013	0.0045	60	-0.8		Mo=0.33	0.0	2.4
W2	0.23	0.31	2.0	0.85	0.8	0.013	0.0036	64	-0.7			0.0	2.8
W3	0.09	0.63	2.5	0.64	1.3	0.020	0.0042	32	-0.6		Cr=0.23	0.0	2.9
W4	0.14	0.21	2.8	0.59	1.6	0.017	0.0039	35	-1.0		Mo=0.15	0.0	2.6
W5	0.13	1.26	1.9	0.87	0.7	0.018	0.0035	47	-0.1			0.0	2.8
W6	0.20	0.79	0.9	1.71	0.7	0.015	0.0044	114	0.4	Cu=1.1	Mo=0.20	0.0	2.8
W7	0.10	0.40	3.5	0.58	1.3	0.013	0.0040	43	-0.8			0.0	2.8
W8	0.15	0.36	2.3	0.18	1.3	0.005	0.0037	35	-1.2		Cr=0.17	0.0	3.0
W9	0.14	0.43	2.8	1.71	2.0	0.015	0.0040	114	-0.2			0.0	2.8
W10	0.13	0.43	2.1	0.59	0.4	0.013	0.0043	44	-0.3		Cr=0.23 Mo=0.26	0.0	2.9
W11	0.11	0.70	1.9	1.53	2.9	0.012	0.0044	131	-0.6	Cu=0.6		0.0	2.8
W12	0.15	0.54	2.0	0.89	0.8	0.025	0.0042	36	-0.3	Nb=0.02		0.0	2.8
W13	0.10	0.44	1.0	0.59	1.3	0.013	0.0044	44	-0.5		Cr=2.48 Mo=1.02	0.0	2.8
W14	0.13	0.64	2.3	0.89	1.3	0.020	0.0038	45	-0.5		Cr=0.17 Mo=0.11	0.0	1.6
W15	0.13	0.36	1.9	1.47	0.6	0.013	0.0043	110	0.4			0.0	2.8
W16	0.10	0.43	2.3	0.91	1.3	0.012	0.0038	78	-0.4	Cu=1.8		0.0	2.8
W17	0.11	0.46	2.3	0.88	1.3	0.015	0.0042	59	-0.4	Nb=0.04	Mo=0.10	0.0	2.8
W18	0.10	0.41	2.3	1.16	1.3	0.013	0.0045	87	-0.1	V=0.06	Mo=0.09	0.0	2.9
W19	0.13	0.64	2.3	0.91	1.1	0.020	0.0039	45	-0.4		Mo=0.15 B=0.005	0.0	2.8
W20	0.11	0.49	2.1	0.89	1.3	0.010	0.0050	89	-0.4		Cr=0.34	0.0	3.0

【 0 0 8 8 】

10

20

30

40

【表 2】

No.	C	Si	Mn	Al	Ni	Ti	N	Al/Ti	R値	Cu,Nb,V	B,Cr,Mo	TiO <sub>2</sub>	フッ化物
W21	0.06	0.76	1.9	1.20	1.1	0.008	0.0045	144	0.2		Mo=0.36	0.0	2.4
W22	0.31	0.07	1.9	0.53	0.6	0.015	0.0037	35	-1.2			0.0	2.6
W23	0.15	0.07	1.9	1.18	1.6	0.010	0.0044	118	-0.5		Mo=0.15	0.0	2.4
W24	0.10	1.63	1.9	0.88	0.6	0.013	0.0036	66	0.1			0.0	2.7
W25	0.09	0.40	4.0	1.20	1.2	0.020	0.0039	60	-0.2			0.0	2.4
W26	0.15	0.50	2.2	0.06	1.6	0.017	0.0043	4	-1.5		Cr=0.16	0.0	2.5
W27	0.14	0.64	2.0	1.93	1.1	0.008	0.0039	232	0.6			0.0	3.0
W28	0.08	0.36	2.2	0.64	0.0	0.030	0.0038	21	0.1		Cr=0.58 Mo=0.31	0.0	2.8
W29	0.13	0.49	1.9	1.47	3.7	0.023	0.0037	63	-1.2			0.0	2.8
W30	0.11	0.50	2.2	0.65	1.1	0.012	0.0040	54	-0.6			4.5	2.9
W31	0.08	0.29	1.5	0.65	0.8	0.017	0.0045	39	-0.2		Cr=2.89	0.0	2.8
W32	0.10	0.46	1.9	0.64	0.8	0.013	0.0044	48	-0.4		Mo=1.68	0.0	2.6
W33	0.11	0.40	2.2	0.89	1.3	0.020	0.0042	45	-0.4			0.0	1.0
W34	0.10	0.49	1.9	1.59	0.5	0.013	0.0037	119	0.6		Cr=0.17	0.0	2.3
W35	0.10	0.20	1.9	0.28	2.7	0.008	0.0041	34	-1.6			0.0	2.5
W36	0.09	0.34	2.3	0.64	2.4	0.017	0.0043	38	-1.1	Cu=2.4		0.0	2.0
W37	0.10	0.43	2.3	0.64	1.3	0.012	0.0040	54	-0.6	Nb=0.08		0.0	2.4
W38	0.09	0.34	2.3	0.61	1.8	0.013	0.0038	46	-0.9	V=0.11		0.0	1.2
W39	0.11	0.34	2.3	0.61	1.3	0.013	0.0044	46	-0.7		B=0.011	0.0	1.8
W40	0.23	0.31	2.0	0.59	0.8	0.010	0.0082	59	-0.9			0.0	1.9

【 0 0 8 9 】

10

20

30

40

【表 3】

実験 No.	ワイヤ No.	化学組成(質量%、残部:Feおよび不可避不純物)												
		C	Si	Mn	Al	Ni	Ti	O	N	Al/Ti	Q値	Cu,Nb,V	Cr,Mo,B	
		(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	
1	W1	0.15	0.21	1.5	0.68	1.2	0.008	0.018	0.0045	85	-0.77		Mo=0.32	
2	W2	0.18	0.22	1.6	0.72	0.7	0.008	0.012	0.0044	90	-0.65			
3	W3	0.07	0.44	2.0	0.54	1.2	0.012	0.011	0.0039	45	-0.53		Cr=0.21	
4	W4	0.11	0.15	2.2	0.50	1.5	0.010	0.015	0.0040	50	-0.98		Mo=0.15	
5	W5	0.10	0.88	1.5	0.74	0.7	0.011	0.012	0.0046	67	-0.09			
6	W6	0.16	0.55	0.7	1.45	0.7	0.009	0.013	0.0045	161	0.35	Cu=1.05	Mo=0.20	
7	W7	0.08	0.28	2.8	0.49	1.2	0.008	0.012	0.0046	61	-0.73			
8	W8	0.12	0.25	1.9	0.15	1.2	0.003	0.010	0.0042	50	-1.18		Cr=0.15	
9	W9	0.11	0.30	2.2	1.45	1.9	0.009	0.012	0.0044	161	-0.21			
10	W10	0.10	0.30	1.7	0.50	0.4	0.008	0.011	0.0045	63	-0.31		Cr=0.21 Mo=0.25	
11	W11	0.09	0.49	1.6	1.30	2.8	0.007	0.012	0.0043	186	-0.61	Cu=0.54		
12	W12	0.12	0.38	1.6	0.76	0.8	0.015	0.013	0.0038	51	-0.29	Nb=0.02		
13	W13	0.08	0.31	0.8	0.50	1.2	0.008	0.012	0.0043	63	-0.52		Cr=2.23 Mo=1.00	
14	W14	0.10	0.45	1.8	0.76	1.3	0.012	0.028	0.0045	63	-0.45		Cr=0.15 Mo=0.11	
15	W15	0.10	0.25	1.5	1.25	0.5	0.008	0.012	0.0042	156	0.38			
16	W16	0.08	0.30	1.8	0.77	1.2	0.007	0.013	0.0043	110	-0.35	Cu=1.75		
17	W17	0.09	0.32	1.8	0.75	1.2	0.009	0.012	0.0045	83	-0.41	Nb=0.04	Mo=0.10	
18	W18	0.08	0.29	1.8	0.99	1.2	0.008	0.011	0.0043	124	-0.13	V=0.05	Mo=0.09	
19	W19	0.10	0.45	1.8	0.77	1.0	0.012	0.012	0.0045	64	-0.33		Mo=0.15 B=0.0045	
20	W20	0.09	0.34	1.7	0.76	1.2	0.006	0.010	0.0048	127	-0.41		Cr=0.31	

【 0 0 9 0 】

【表 4】

実験 No.	ワイヤ No.	化学組成(質量%、残部:Feおよび不可避不純物)											
		C	Si	Mn	Al	Ni	Ti	O	N	Al/Ti	Q値	Cu,Nb,V	Cr,Mo,B
		(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
21	W21	0.05	0.53	1.6	1.02	1.0	0.005	0.018	0.0041	204	0.21		Mo=0.35
22	W22	0.25	0.05	1.5	0.45	0.5	0.009	0.015	0.0045	50	-1.19		
23	W23	0.12	0.05	1.5	1.00	1.5	0.006	0.017	0.0040	167	-0.50		Mo=0.15
24	W24	0.08	1.14	1.6	0.75	0.5	0.008	0.014	0.0044	94	0.14		
25	W25	0.07	0.28	3.2	1.02	1.2	0.012	0.017	0.0034	85	-0.16		
26	W26	0.12	0.35	1.8	0.05	1.5	0.010	0.016	0.0037	5	-1.40		Cr=0.14
27	W27	0.11	0.45	1.6	1.64	1.0	0.005	0.010	0.0045	328	0.53		
28	W28	0.06	0.25	1.8	0.54	0.0	0.018	0.012	0.0048	30	0.11		Cr=0.52 Mo=0.30
29	W29	0.10	0.34	1.6	1.25	3.5	0.014	0.013	0.0042	89	-1.10		
30	W30	0.09	0.35	1.8	0.55	1.0	0.035	0.011	0.0041	16	-0.52		
31	W31	0.06	0.20	1.2	0.55	0.8	0.010	0.012	0.0041	55	-0.23		Cr=2.60
32	W32	0.08	0.32	1.6	0.54	0.8	0.008	0.015	0.0046	68	-0.35		Mo=1.65
33	W33	0.09	0.28	1.8	0.76	1.2	0.012	0.035	0.0045	63	-0.42		
34	W34	0.08	0.34	1.6	1.35	0.5	0.008	0.019	0.0044	169	0.61		Cr=0.15
35	W35	0.08	0.14	1.6	0.24	2.5	0.005	0.016	0.0043	48	-1.55		
36	W36	0.07	0.24	1.9	0.54	2.3	0.010	0.022	0.0039	54	-1.08	Cu=2.25	
37	W37	0.08	0.30	1.9	0.54	1.2	0.007	0.018	0.0040	77	-0.60	Nb=0.07	
38	W38	0.07	0.24	1.9	0.52	1.8	0.008	0.032	0.0041	65	-0.85	V=0.1	
39	W39	0.09	0.24	1.9	0.52	1.2	0.008	0.025	0.0039	65	-0.68		B=0.0100
40	W40	0.18	0.22	1.6	0.50	0.7	0.006	0.024	0.0075	83	-0.87		

【0091】

【表 5】

C	Si	Mn	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	N
0.13	0.27	0.84	0.06	0.25	0.96	0.51	0.4	0.050	0.0013	0.005

10

20

30

40

50



【 0 0 9 2 】

【 表 6 】

実験 No.	ワイヤ No.	組織	ビード形状		耐割れ性	機械的性質		
		残留 $\gamma$ (体積%)	H/L	評価		引張特性(MPa)		衝撃特性
						YS	TS	vE <sub>-60</sub> (J)
1	W1	5.2	0.08	○	○	738	808	109
2	W2	6.1	0.08	○	○	710	768	101
3	W3	6.1	0.12	○	○	708	761	102
4	W4	6.5	0.10	○	○	716	775	103
5	W5	5.1	0.09	○	○	723	793	105
6	W6	5.2	0.08	○	○	777	852	87
7	W7	8.3	0.08	○	○	712	778	108
8	W8	5.4	0.10	○	○	706	754	105
9	W9	7.6	0.08	○	○	743	792	105
10	W10	5.7	0.10	○	○	701	762	102
11	W11	5.1	0.08	○	○	754	815	91
12	W12	5.3	0.10	○	○	701	755	105
13	W13	6.4	0.11	○	○	788	846	85
14	W14	5.9	0.08	○	○	713	766	125
15	W15	5.5	0.09	○	○	767	829	82
16	W16	7.0	0.08	○	○	707	759	88
17	W17	5.4	0.10	○	○	703	755	81
18	W18	5.7	0.08	○	○	710	762	85
19	W19	5.8	0.11	○	○	709	761	125
20	W20	5.6	0.10	○	○	705	771	128

10

20

30

【 0 0 9 3 】

【表 7】

実験 No.	ワイヤ No.	組織	ビード形状		耐割れ性	機械的性質		
		残留 $\gamma$	H/L	評価		引張特性(MPa)		衝撃特性
		(%)				YS	TS	vE <sub>-60</sub> (J)
21	W21	4.6	0.07	○	×	647	693	54
22	W22	6.5	0.12	○	○	763	825	51
23	W23	4.7	0.09	○	×	627	667	45
24	W24	5.3	0.12	○	○	740	823	44
25	W25	10.3	0.12	○	○	727	817	60
26	W26	4.9	0.47	×	×	727	808	52
27	W27	6.2	0.05	○	○	660	731	8
28	W28	6.2	0.20	×	○	703	777	55
29	W29	4.2	0.12	○	×	762	820	56
30	W30	5.0	0.35	×	○	851	919	44
31	W31	7.9	0.12	○	○	798	864	32
32	W32	5.0	0.11	○	○	758	813	46
33	W33	5.1	0.12	○	○	722	759	35
34	W34	5.7	0.09	○	○	725	770	5
35	W35	2.9	0.12	○	×	760	808	25
36	W36	6.7	0.12	○	○	777	826	68
37	W37	5.1	0.10	○	○	755	802	32
38	W38	5.0	0.11	○	○	725	771	45
39	W39	5.2	0.12	○	○	743	790	68
40	W40	5.8	0.10	○	○	682	747	70

【0094】

表 6、表 7 より、以下のように考察することができる。

【0095】

まず、表 6 の No. 1 ~ 20 は、それぞれ、表 1 のフラックス入りワイヤ W1 ~ W20 を用い、溶接金属の組成が本発明の要件を満足する本発明例であり、650MPa 以上の高強度 (YS) を有しており、-60 域での低温靱性および耐低温割れ性に優れていると共に、ビード形状も良好である。

【0096】

これに対し、表 7 の No. 21 ~ 30、33、34、35、40 は、それぞれ、表 2 のフラックス入りワイヤ W21 ~ W30、W33、W34、W35、W40 を用いたために、溶接金属の組成が本発明の要件のいずれかを満足しない比較例であり、以下の不具合を有している。

【0097】

No. 21 は C 量が少ないワイヤ W21 を用いたために溶接金属中の C 量が少ない比較例、No. 23 は Si 量が少ないワイヤ W23 を用いたために溶接金属中の Si 量が少な

10

20

30

40

50

い比較例であり、いずれも、残留オーステナイトの生成が少なく、引張強度および低温靱性が低下し、低温割れが発生した。

【0098】

No. 22は、C量が多く、Si量が少ないワイヤW22を用いたために溶接金属中のC量が多く、Si量が少ない比較例、No. 24は、Si量が多いワイヤW24を用いたために溶接金属中のSi量が多い比較例、No. 25は、Mn量が多いワイヤW25を用いたために溶接金属中のMn量が多い比較例であり、No. 27は、Al量が多いワイヤW27を用いたために溶接金属中のAl量が多く、Q値が大きい比較例、No. 33はフッ化物の少ないワイヤW33を用いたために溶接金属中のO量が多い比較例、No. 34はR値が大きいワイヤW34を用いたために溶接金属中のQ値が大きい比較例、No. 40はN量が多いワイヤW40を用いたために溶接金属中のN量が多い比較例であり、いずれも、低温靱性が低下した。

10

【0099】

No. 26は、Al量が少ないワイヤW26を用いたために溶接金属中のAl量が少なく、Al量とTi量との比が小さい比較例であり、残留オーステナイトの生成が少なく、低温靱性が低下し、低温割れも発生した。また、良好なビード形状も得られなかった。

【0100】

No. 35はR値が小さいワイヤW35を用いたために溶接金属中のQ値が小さい比較例であり、残留オーステナイトの生成が少なく、低温靱性が低下し、低温割れも発生した。

20

【0101】

No. 28はNiを含有せず、Al量とTi量との比が小さいワイヤW28を用いた比較例、No. 30はTiO<sub>2</sub>が多いワイヤW30を用いた比較例であり、低温靱性が低下した。また、良好なビード形状も得られなかった。

【0102】

No. 29は、Niが多いワイヤW29を用いた比較例であり、残留オーステナイトの生成が少なく、低温靱性が低下し、低温割れが発生した。

【0103】

更に、選択成分であるCu, Nb, V, Cr, Mo, Bの添加量が本発明の好ましい範囲を外れる下記の参考例は、以下の不具合を有している。

30

【0104】

No. 31はCrが多いワイヤW31を用いた参考例、No. 32はMoが多いワイヤW32を用いた参考例、No. 36はCuが多いワイヤW36を用いた参考例、No. 37はNbが多いワイヤW37を用いた参考例、No. 38はVが多いワイヤW38を用いた参考例、No. 39はB量が多いワイヤW39を用いた参考例であり、いずれも、低温靱性が低下した。

【図面の簡単な説明】

【0105】

【図1】実施例に用いた鋼板の開先形状を示す図である。

【図2】図2(a)は、ビード形状の評価に用いた立向上進溶接試験を模式的に示す図であり、図(b)は、ビード形状の評価基準となるH/Lの測定位置を示す模式図である。

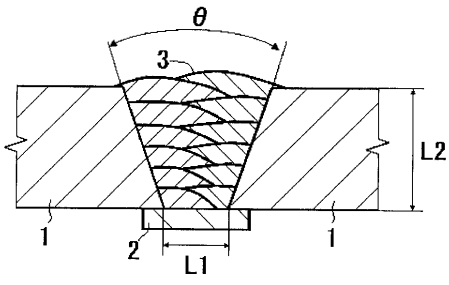
40

【符号の説明】

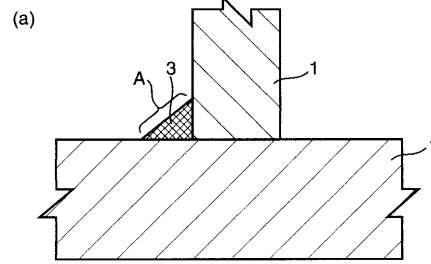
【0106】

- 1 母材
- 2 裏当金
- 3 溶接金属

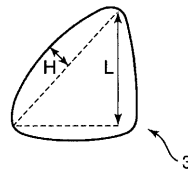
【 図 1 】



【 図 2 】



(b)



---

フロントページの続き

- (72)発明者 末永 和之  
神奈川県藤沢市宮前字裏河内 1 0 0 番 1 株式会社神戸製鋼所藤沢事業所内
- (72)発明者 日 高 武史  
神奈川県藤沢市宮前字裏河内 1 0 0 番 1 株式会社神戸製鋼所藤沢事業所内
- (72)発明者 細井 宏一  
神奈川県藤沢市宮前字裏河内 1 0 0 番 1 株式会社神戸製鋼所藤沢事業所内
- (72)発明者 石田 斉  
神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内