

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7267521号
(P7267521)

(45)発行日 令和5年5月1日(2023.5.1)

(24)登録日 令和5年4月21日(2023.4.21)

(51)国際特許分類

F I

B 2 3 K	35/362 (2006.01)	B 2 3 K	35/362	3 1 0 C
B 2 3 K	35/30 (2006.01)	B 2 3 K	35/30	3 2 0 C
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 A
C 2 2 C	38/58 (2006.01)	C 2 2 C	38/58	
		B 2 3 K	35/30	A

請求項の数 13 (全22頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2023-504451(P2023-504451)
(86)(22)出願日 令和4年8月29日(2022.8.29)
(86)国際出願番号 PCT/JP2022/032458
審査請求日 令和5年1月20日(2023.1.20)
(31)優先権主張番号 特願2021-140869(P2021-140869)
(32)優先日 令和3年8月31日(2021.8.31)
(33)優先権主張国・地域又は機関 日本国(JP)
早期審査対象出願

(73)特許権者 000001258
J F E スチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
(73)特許権者 000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目 2
番 4 号
(74)代理人 100147485
弁理士 杉村 憲司
(74)代理人 230118913
弁護士 杉村 光嗣
(74)代理人 100165696
弁理士 川原 敬祐
(72)発明者 安藤 彰芳
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 サブマージアーク溶接方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C : 0 . 2 0 ~ 0 . 8 0 %、S i : 0 . 1 5 ~ 0 . 9 0 %、M n : 1 7 . 0 ~ 2 8 . 0 %、P : 0 . 0 3 0 %以下、S : 0 . 0 3 0 %以下、N i : 0 . 0 1 ~ 1 0 . 0 0 %、C r : 0 . 4 ~ 4 . 0 %、M o : 0 . 0 1 ~ 3 . 5 0 %、N : 0 . 1 2 0 %以下を含み、残部 F e および不可避免的不純物からなる組成を有するサブマージアーク溶接用ワイヤと下記式(1)で定義される塩基度〔BL〕: 1 . 5 ~ 2 . 4 のフラックスとを組み合わせ、下記式(2)を満足する溶接入熱量〔Q〕で溶接することを特徴とする、サブマージアーク溶接方法。

$$BL = (\%CaO + \%MgO + \%BaO + \%SrO + \%Na_2O + \%K_2O + \%Li_2O + \%CaF_2 + 0.5\%MnO + 0.5\%FeO) / (\%SiO_2 + 0.5\%Al_2O_3 + 0.5\%TiO_2 + 0.5\%ZrO_2) \dots\dots (1)$$

ここで、式(1)中における各成分量は、質量%表示での成分量である。

$$S [mm^2] / Q [J/mm] \leq 0.028 \dots\dots (2)$$

ここで、Q [J/mm] = I [A] × E [V] × 60 / V [mm/min] であり、I 300 [A]、E 15 [V]、V 100 [mm/min] である。

なお、S : 開先断面積、Q : 溶接入熱量、I : 溶接電流、E : アーク電圧、V : 溶接速度である。

【請求項 2】

前記組成が、さらに、質量%で、V : 0 . 0 4 0 %以下、T i : 0 . 0 4 0 %以下およ

びNb：0.040%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項3】

前記組成が、さらに、質量%で、Cu：1.00%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1または2に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項4】

3層以上の溶接を行う、請求項1または2に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項5】

3層以上の溶接を行う、請求項3に記載のサブマージアーク溶接方法。

10

【請求項6】

溶接の対象となる鋼材が、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：15.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：3.00%以下、Cr：1.0～8.0%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する極低温用高強度高Mn鋼材である、請求項1または2に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項7】

溶接の対象となる鋼材が、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：15.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：3.00%以下、Cr：1.0～8.0%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する極低温用高強度高Mn鋼材である、請求項3に記載のサブマージアーク溶接方法。

20

【請求項8】

溶接の対象となる鋼材が、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：15.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：3.00%以下、Cr：1.0～8.0%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する極低温用高強度高Mn鋼材である、請求項4に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項9】

溶接の対象となる鋼材が、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：15.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：3.00%以下、Cr：1.0～8.0%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する極低温用高強度高Mn鋼材である、請求項5に記載のサブマージアーク溶接方法。

30

【請求項10】

前記鋼材が、前記組成に加えて、さらに、質量%で、V：2.00%以下、Ti：1.00%以下、Nb：1.00%以下、Al：0.100%以下、Cu：1.00%以下、N：0.120%以下、O（酸素）：0.0050%以下、B：0.0030%以下およびREM：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項6に記載のサブマージアーク溶接方法。

40

【請求項11】

前記鋼材が、前記組成に加えて、さらに、質量%で、V：2.00%以下、Ti：1.00%以下、Nb：1.00%以下、Al：0.100%以下、Cu：1.00%以下、N：0.120%以下、O（酸素）：0.0050%以下、B：0.0030%以下およびREM：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項7に記載のサブマージアーク溶接方法。

【請求項12】

前記鋼材が、前記組成に加えて、さらに、質量%で、V：2.00%以下、Ti：1.00%以下、Nb：1.00%以下、Al：0.100%以下、Cu：1.00%以下、N：0.120%以下、O（酸素）：0.0050%以下、B：0.0030%以下および

50

REM : 0 . 0 2 0 0 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 8 に記載のサブマージーク溶接方法。

【請求項 1 3】

前記鋼材が、前記組成に加えて、さらに、質量%で、V : 2 . 0 0 % 以下、Ti : 1 . 0 0 % 以下、Nb : 1 . 0 0 % 以下、Al : 0 . 1 0 0 % 以下、Cu : 1 . 0 0 % 以下、N : 0 . 1 2 0 % 以下、O (酸素) : 0 . 0 0 5 0 % 以下、B : 0 . 0 0 3 0 % 以下および REM : 0 . 0 2 0 0 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 9 に記載のサブマージーク溶接方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、サブマージーク溶接方法に関し、特に、極低温環境下で使用される高 Mn 含有鋼材の溶接に好適な溶接材料およびそれを用いたサブマージーク溶接方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、環境に対する規制が厳しくなっており、液化天然ガス（以下、「LNG」ともいう。）は、硫黄を含まないため、硫化物、酸化物等の大気汚染物質を発生させないクリーンな燃料と言われ、その需要が増加している。LNG の輸送または保管のために、LNG を輸送または貯蔵する容器（タンク）は、LNG の液化温度である - 1 6 2 以下の温度で、優れた極低温衝撃靱性を保持することが求められている。そこで、優れた極低温衝撃靱性を保持することの必要性から、容器等の材料用として、従来、アルミニウム合金、9 % Ni 鋼、オーステナイト系ステンレス鋼等が用いられてきた。

20

【0003】

しかしながら、アルミニウム合金は、引張強さが低いため、構造物として用いるときは、板厚を大きく設計する必要があり、また溶接作業性が低いという問題がある。また、9 % Ni 鋼は、溶接材料として高価な Ni 基材料を用いることが必要なため、経済的に不利となる。また、オーステナイト系ステンレス鋼は、高価であり、母材強度も低いという問題がある。

【0004】

このような問題から、LNG を輸送または貯蔵する容器用の材料として、最近では、Mn を 1 0 ~ 3 5 質量% の範囲で含有する高 Mn 含有鋼材（以下、「高 Mn 鋼」ともいう。）の適用が検討されている。高 Mn 鋼は、極低温においても、金属組織がオーステナイト相であり、脆性破壊が発生せず、またオーステナイト系ステンレス鋼と比較して、高い強度を有するという特徴がある。そこで、このような高 Mn 鋼の安定した溶接方法の開発が要望されていた。

30

【0005】

このような要望に対して、例えば、特許文献 1 には、質量%で、C : 0 . 2 ~ 0 . 8 %、Si : 0 . 1 5 ~ 0 . 9 0 %、Mn : 1 7 . 0 ~ 2 8 . 0 %、P : 0 . 0 3 % 以下、S : 0 . 0 3 % 以下、Ni : 0 . 0 1 ~ 1 0 . 0 0 %、Cr : 0 . 4 ~ 4 . 0 %、Mo : 0 . 0 1 ~ 3 . 5 0 %、B : 0 . 0 0 1 0 % 未満、N : 0 . 1 2 % 以下を含み、残部 Fe および不可避免的不純物からなる基本組成を有し、必要に応じて、V、Ti および Nb のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上、さらに、Cu、Al、Ca および REM のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有するガスマタルアーク溶接用ソリッドワイヤが開示されている。ここに開示されたガスマタルアーク溶接用ソリッドワイヤを用いて溶接すれば、ヒューム発生量が少なく、しかも、常温降伏強さ（0 . 2 % 耐力）が 4 0 0 M P a 以上の高強度で、試験温度： - 1 9 6 でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ $v E_{196}$ ）が 2 8 J 以上となる高強度で極低温衝撃靱性に優れた溶接継手部を製造できるとしている。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

50

【 0 0 0 6 】

【文献】特許第 6 6 2 1 5 7 2 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 7 】

しかしながら、本発明者らの検討によれば、特許文献 1 に記載された技術では、溶接時にヒュームの発生量を 1200 mg/min 以下に抑えることができるが、溶接効率を上げるために溶接入熱量を増加させるとヒューム発生量もそれに比例するという問題があった。この問題を解決するため、ヒュームの発生が少ないサブマージアーク溶接方法を用いると、ヒューム発生量は抑えられる一方で、ビード形状の不整、スラグ剥離性の不良、降伏強さや低温靱性の低下などが問題となることがわかった。

10

【 0 0 0 8 】

本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、高入熱量 (3 kJ/mm 以上) の溶接条件においても溶接時には極めてヒューム発生量が少なく、ビード形状やスラグ剥離性などの溶接性が良好で、かつ極低温環境下で使用される高 Mn 含有鋼材用の溶接材料として好適な、高強度と優れた極低温靱性とを兼備した溶接金属が得られるサブマージアーク溶接方法を提供することを目的とする。

【 0 0 0 9 】

なお、ここでいう「溶接時のヒューム発生量が少ない」とは、JIS Z 3930 - 2013 に準拠して、サブマージアーク溶接を行ったときのヒューム発生量が 1200 mg/min 以下である場合を指す。

20

【 0 0 1 0 】

また、「高強度」とは、JIS Z 3111 の規定に準拠して製造した溶着金属の常温降伏強さ (0.2% 耐力) が 400 MPa 以上である場合を指す。「優れた極低温靱性」とは、JIS Z 3111 の規定に準拠して製造した溶着金属の、試験温度: -196 でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー (VE_{-196}) が 28 J 以上である場合を指す。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 1 】

本発明者らは、上述の目的を達成するために、まず、サブマージアーク溶接で適正なビード形状、良好なスラグ剥離性、および良好な溶接金属特性を得るためには、フラックスの成分についてコントロールすることが有効であることを見出した。そのフラックス成分について検討を重ねた結果、塩基度 [BL] が $1.5 \sim 2.4$ のフラックスを用いて溶接すると、スラグ剥離不良、ビード形状不整、および低温靱性の劣化を抑制できることを知見した。

30

【 0 0 1 2 】

さらに、前述の溶接ワイヤと上記フラックスを用いても、被溶接材の板厚、開先形状や溶接条件によっては、降伏強さが低下する場合があることがわかった。そこで、本発明者らは、さらに検討を進め、開先断面積に対する溶接入熱量を適切な範囲に制御して溶接条件を決定することが降伏強さの低下防止に効果的であることを知見した。

40

【 0 0 1 3 】

本発明は、かかる知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものであり、本発明の要旨は、次のとおりである。

(1) 質量%で、C: $0.20 \sim 0.80\%$ 、Si: $0.15 \sim 0.90\%$ 、Mn: $17.0 \sim 28.0\%$ 、P: 0.030% 以下、S: 0.030% 以下、Ni: $0.01 \sim 10.00\%$ 、Cr: $0.4 \sim 4.0\%$ 、Mo: $0.01 \sim 3.50\%$ 、N: 0.120% 以下を含み、残部 Fe および不可避免的不純物からなる組成を有するサブマージアーク溶接用ワイヤと下記式 (1) で定義される塩基度 [BL]: $1.5 \sim 2.4$ のフラックスとを組み合わせて、下記式 (2) を満足する溶接入熱量 [Q] で溶接することを特徴とする、サブマージアーク溶接方法。

50

$$BL = (\%CaO + \%MgO + \%BaO + \%SrO + \%Na_2O + \%K_2O + \%Li_2O + \%CaF_2 + 0.5\%MnO + 0.5\%FeO) / (\%SiO_2 + 0.5\%Al_2O_3 + 0.5\%TiO_2 + 0.5\%ZrO_2) \dots\dots (1)$$

ここで、式(1)中における各成分量は、質量%表示での成分量である。

$$S [mm^2] / Q [J/mm] = 0.028 \dots\dots (2)$$

ここで、 $Q [J/mm] = I [A] \times E [V] \times 60 / V [mm/min]$ であり、

$I = 300 [A]$ 、 $E = 15 [V]$ 、 $V = 100 [mm/min]$ である。

なお、 S ：開先断面積、 Q ：溶接熱量、 I ：溶接電流、 E ：アーク電圧、 V ：溶接速度である。

〔2〕〔1〕において、前記組成が、さらに、質量%で、 V ：0.040%以下、 Ti ：0.040%以下および Nb ：0.040%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、サブマージアーク溶接方法。

10

〔3〕〔1〕または〔2〕において、前記組成が、さらに、質量%で、 Cu ：1.00%以下、 Ca ：0.010%以下および REM ：0.020%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、サブマージアーク溶接方法。

〔4〕〔1〕～〔3〕のいずれか一つにおいて、3層以上の溶接を行う、サブマージアーク溶接方法。

〔5〕〔1〕～〔4〕のいずれか一つにおいて、溶接の対象となる鋼材が、質量%で、 C ：0.20～0.80%、 Si ：0.15～0.90%、 Mn ：15.0～30.0%、 P ：0.030%以下、 S ：0.030%以下、 Ni ：3.00%以下、 Cr ：1.0～8.0%を含み、残部 Fe および不可避免的不純物からなる組成を有する極低温用高強度高 Mn 鋼材である、サブマージアーク溶接方法。

20

〔6〕〔5〕において、前記鋼材が、前記組成に加えて、さらに、質量%で、 V ：2.00%以下、 Ti ：1.00%以下、 Nb ：1.00%以下、 Al ：0.100%以下、 Cu ：1.00%以下、 N ：0.120%以下、 O （酸素）：0.0050%以下、 B ：0.0030%以下および REM ：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、サブマージアーク溶接方法。

【発明の効果】

【0014】

本発明によれば、サブマージアーク溶接時にヒューム発生量を顕著に抑制でき、ビード形状およびスラグ剥離性が良好である、高 Mn 含有鋼材用の溶接材料を提供することができる。該溶接材料を用いて高 Mn 含有鋼材をサブマージアーク溶接すると、常温降伏強さ（0.2%耐力）が400MPa以上で、試験温度：-196℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-196} ）が28J以上となる、高強度でかつ極低温靱性に優れた溶接金属を容易に得ることができる。本発明は、該溶接材料とそれを用いたサブマージアーク溶接方法を提供ことができ、産業上格段の効果を奏する。

30

【図面の簡単な説明】

【0015】

【図1】サブマージアーク溶接の開先断面積と溶接熱量との関係を示す相関図である。

【発明を実施するための形態】

40

【0016】

以下、本発明に係る実施形態について具体的に説明する。

本発明は、特に高 Mn 含有鋼材を対象とする特定の溶接材料を用いたサブマージアーク溶接方法に関する。まず、サブマージアーク溶接（以下、「SAW」ともいう。）について説明する。

【0017】

[サブマージアーク溶接]

SAWは、母材上に予め散布した粉粒状のフラックス中に電極ワイヤを連続的に供給し、この電極ワイヤの先端と母材との間でアークを発生させて溶接を連続的に行う溶接方法である。このSAWは、大電流を適用してワイヤの溶着速度を高めることによって、能率よ

50

く溶接できるという利点を有している。

【 0 0 1 8 】

電極ワイヤとしては、ソリッドワイヤまたはワイヤの内部にワイヤ用フラックスを内包したフラックスコアードワイヤがあり、本発明においては、そのいずれをも用いることができる。フラックスコアードワイヤを用いる場合には、使用する鋼製外皮、金属粉末、およびワイヤ用フラックス粉末の成分組成を調整した上でフラックスコアードワイヤを製造する。

【 0 0 1 9 】

本発明に係るサブマージアーク溶接の例として、次のようなものが挙げられる。溶接接合させる 2 枚の鋼材を突き合わせて、 45° V 開先を形成し、形成した開先を覆うようにフラックスを予め散布する。用意したソリッドワイヤ（直径 4.0 mm）またはフラックスコアードワイヤ（直径 3.2 mm）を用いて、下向き姿勢で、電流：350～650 A（DC EP）、電圧：28～36 V、溶接速度：20～80 cm/min、溶接入熱量：0.7～8.0 kJ/mm で、パス間温度：100～150 の条件でサブマージアーク溶接を実施する。

10

【 0 0 2 0 】

上記のサブマージアーク溶接条件により、母材となる高 Mn 鋼を突き合わせ、後述する溶接用フラックスおよびサブマージアーク溶接用ワイヤを用いて溶接継手部を形成する溶接金属を製造するものである。

【 0 0 2 1 】

[サブマージアーク溶接用ワイヤの基本組成]

つぎに、本発明の特徴である高 Mn 用鋼材のサブマージアーク溶接に適した溶接用ワイヤの基本組成について説明する。なお、以下、組成に関する「%」は、「質量%」であることを意味する。

20

【 0 0 2 2 】

[C : 0.20 ~ 0.80 %]

C は、固溶強化により、溶接金属の強度を上昇させる作用を有する元素であり、また、C は、オーステナイト相を安定化させ、溶接金属の極低温衝撃靱性を向上させる。このような効果を得るためには、0.20% 以上の含有を必要とする。しかし、0.80% を超えて含有すると、炭化物が析出し、極低温靱性が低下し、さらに、溶接時の高温割れが生じやすくなる。そのため、C は、0.20～0.80% の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.30% 以上、0.70% 以下であり、より好ましくは、0.40% 以上、0.60% 以下である。更に好ましくは、0.45% 以上、0.55% 以下である。

30

【 0 0 2 3 】

[Si : 0.15 ~ 0.90 %]

Si は、脱酸剤として作用し、Mn の歩留りを高めるとともに、溶融金属の粘性を高め、ビード形状を安定的に保持し、スパッタの発生を低減する効果がある。そのような効果を得るためには、0.15% 以上の含有を必要とする。しかし、0.90% を超えて含有すると、溶接金属の極低温靱性を低下させる。また、Si は、凝固時に偏析し、凝固セル界面に液相を生成して、耐高温割れ性を低下させる。そのため、Si は、0.15～0.90% の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.20% 以上、0.80% 以下であり、より好ましくは 0.25% 以上、0.70% 以下である。更に好ましくは、0.30% 以上、0.65% 以下であり、より更に好ましくは 0.40% 以上であり、0.60% 以下である。

40

【 0 0 2 4 】

[Mn : 17.0 ~ 28.0 %]

Mn は、安価に、オーステナイト相を安定化する元素であり、本発明では 17.0% 以上の含有を必要とする。Mn が 17.0% 未満では、溶接金属中にフェライト相が生成し、極低温での靱性が著しく低下する。一方、Mn が 28.0% を超えると、凝固時に過度の Mn 偏析が発生し、高温割れを誘発する。そのため、Mn は、17.0～28.0% の

50

範囲に限定した。なお、好ましくは18.0%以上、27.0%以下であり、より好ましくは、19.0%以上、26.0%以下である。更に好ましくは、20.0%以上、24.0%以下である。

【0025】

[P: 0.030%以下]

Pは、結晶粒界に偏析し、高温割れを誘発する元素であり、本発明では、できるだけ低減することが好ましいが、0.030%以下であれば、許容できる。そのため、Pは、0.030%以下に限定した。なお、過度の低減は、精練コストの高騰を招く。そのため、Pは、0.003%以上に調整することが好ましい。より好ましくは、0.005%以上、0.020%以下であり、更に好ましくは、0.009%以上、0.016%以下である。

10

【0026】

[S: 0.030%以下]

Sは、溶接金属中では、硫化物系介在物MnSとして存在する。MnSは、破壊の発生起点となるため、極低温靱性を低下させる。そのため、Sは、0.030%以下に限定した。なお、過度の低減は、精練コストの高騰を招く。そのため、Sは、0.001%以上に調整することが好ましい。より好ましくは、0.008%以上、0.025%以下であり、更に好ましくは、0.013%以上、0.020%以下である。

【0027】

[Ni: 0.01~10.00%]

Niは、オーステナイト粒界を強化する元素であり、粒界に偏析し、極低温衝撃靱性を向上させる。このような効果を得るためには、0.01%以上の含有を必要とする。また、Niは、オーステナイト相を安定化する効果もあるため、さらに含有量を増加すれば、オーステナイト相を安定化させて、溶接金属の極低温衝撃靱性を向上させる。しかし、Niは、高価な元素であり、10.00%を超える含有は、経済的に不利となる。そのため、Niは、0.01~10.00%に限定した。なお、好ましくは、0.05%以上、7.5%以下であり、より好ましくは、1.00%以上、4.00%以下である。更に好ましくは、1.50%以上、2.50%以下である。

20

【0028】

[Cr: 0.4~4.0%]

Crは、極低温ではオーステナイト相を安定化させる元素として働き、溶接金属の極低温衝撃靱性を向上させる。また、Crは、溶接金属の強度を向上させる作用も有する。また、Crは、溶接金属の液相線を高めて、高温割れの発生を抑制するのに有効に作用する。さらに、Crは、溶接金属の耐食性を高めるのにも有効に作用する。このような効果を得るためには、0.4%以上の含有を必要とする。Crが0.4%未満では、上記した効果を確保できない。一方、4.0%を超えて含有すると、Cr炭化物が生成し、極低温靱性の低下を招く。またさらに、炭化物の生成により、ワイヤ伸線時の加工性が低下する。そのため、Crは、0.4~4.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.5%以上、3.5%以下であり、より好ましくは、0.8%以上、3.0%以下である。更に好ましくは、1.0%以上、2.0%以下である。

30

【0029】

[Mo: 0.01~3.50%]

Moは、オーステナイト粒界を強化する元素であり、粒界に偏析し、溶接金属の強度を向上させる。このような効果は0.01%以上の含有で顕著となる。なお、0.01%を超える含有では、固溶強化により溶接金属の強度を向上させる作用も有する。一方、3.50%を超えて含有すると、炭化物として析出し、熱間加工性が低下し、また、ワイヤの伸線時に割れを誘発させるなど、ワイヤの製造性が低下する。そのため、Moは、0.01~3.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.50%以上、3.00%以下である。より好ましくは、1.00%以上、2.80%以下であり、更に好ましくは1.50%以上、2.20%以下である。

40

50

【0030】

[N : 0 . 1 2 0 % 以下]

Nは、不可避免的に混入する元素であるが、Cと同様に、溶接金属の強度向上に有効に寄与するとともに、オーステナイト相を安定化し、極低温靱性を安定的に向上させる元素である。このような効果は、0.030%以上の含有で顕著となるため、0.030%以上含有することが好ましい。しかし、0.120%を超えて含有すると、窒化物を形成し、低温靱性が低下する。そのため、Nは、0.120%以下に限定した。好ましくは、0.030~0.120%である。より好ましくは、0.060%以上、0.100%以下である。

【0031】

[サブマージアーク溶接用ワイヤの任意的選択組成]

上述した組成が本発明のワイヤに関する基本組成である。本発明では、この基本組成に加えてさらに、任意成分として、必要に応じて、V : 0.040%以下、Ti : 0.040%以下、およびNb : 0.040%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する任意的選択組成としてもよい。前記基本組成および前記任意的選択組成は、さらに必要に応じて、Cu : 1.00%以下、Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

【0032】

V、Ti、Nbはいずれも、炭化物の形成を促進し、溶接金属の強度向上に寄与する元素であり、必要に応じて選択して1種または2種以上を含有できる。

【0033】

[V : 0 . 0 4 0 % 以下]

Vは、炭化物形成元素であり、微細な炭化物を析出させて、溶接金属の強度向上に寄与する。このような効果を得るためには、0.001%以上含有することが好ましい。しかし、0.040%を超えて含有すると、炭化物が粗大化して、極低温靱性の低下を招く。そのため、含有する場合、Vは、0.040%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.001~0.040%である。さらに好ましくは、0.020%以上である。

【0034】

[Ti : 0 . 0 4 0 % 以下]

Tiも、同様に炭化物形成元素であり、微細な炭化物を析出させて、溶接金属の強度向上に寄与する。また、Tiは、溶接金属の凝固セル界面に炭化物を析出させて、高温割れの発生抑制に寄与する。このような効果を得るためには、0.001%以上含有することが好ましい。しかし、0.040%を超えて含有すると、Vと同様に炭化物が粗大化して、極低温靱性の低下を招く。そのため、含有する場合には、Tiは、0.040%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.001~0.040%である。さらに好ましくは、0.020%以上である。

【0035】

[Nb : 0 . 0 4 0 % 以下]

Nbも、同様に炭化物形成元素であり、微細な炭化物を析出させて、溶接金属の強度向上に寄与する。また、Nbは、溶接金属の凝固セル界面に炭化物を析出させて、高温割れの発生抑制に寄与する。このような効果を得るためには、0.001%以上含有することが好ましい。しかし、0.040%を超えて含有すると、V、Tiと同様に炭化物が粗大化して、極低温靱性の低下を招く。そのため、含有する場合には、Nbは、0.040%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.001~0.040%である。さらに好ましくは、0.005%以上である。

【0036】

いっぽう、Cuは、オーステナイト安定化に寄与する元素であり、CaおよびREMは、加工性向上に寄与する元素であり、必要に応じて選択して1種または2種以上を含有できる。以下、限定理由を述べる。

【0037】

10

20

30

40

50

[Cu : 1 . 0 0 % 以下]

Cuは、オーステナイト相を安定化する元素であり、極低温でもオーステナイト相を安定化させて、溶接金属の極低温衝撃靱性を向上させる。このような効果を得るためには、0.01%以上含有することが好ましい。しかし、1.00%を超えて多量に含有すると、熱間延性が低下する。そのため、含有する場合には、Cuは、1.00%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.01~1.00%である。さらに好ましくは、0.05%以上、0.60%以下である。

【 0 0 3 8 】

[Ca : 0 . 0 1 0 % 以下]

Caは、溶融金属中でSと結合し、高融点の硫化物CaSを形成する。CaSは、MnSよりも高融点であるため、ワイヤの熱間加工時に圧延方向に進展せずに球形を維持し、ワイヤの加工性向上に有利に働く。このような効果は、0.001%以上の含有で顕著となる。一方、0.010%を超えて含有すると、溶接時にアークに乱れが生じ、安定な溶接が困難となる。そのため、含有する場合には、Caは、0.010%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.001%以上、0.008%以下である。さらに好ましくは、0.003%以上、0.006%以下である。

10

【 0 0 3 9 】

[REM : 0 . 0 2 0 % 以下]

REMは、Sc、Y、La、Ceなどの希土類元素をいう。強力な脱酸剤であり、溶接金属中でREM酸化物の形態で存在する。REM酸化物は、凝固時の核生成サイトとなることで、結晶粒を微細化し、溶接金属の強度の向上に寄与する。このような効果は、0.001%以上の含有で顕著となる。しかし、0.020%を超えて含有すると、アークの安定性が低下する。そのため、含有する場合には、REMは、0.020%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.001%以上である。さらに好ましくは、0.005%以上、0.015%以下である。

20

【 0 0 4 0 】

[残部組成]

上記した組成以外の残部組成は、Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、例えば、O(酸素)、B、Al、Sn、Sb、As、Pb、Biなどが挙げられる。ワイヤ中のO(酸素)量は、0.15%以下とし、B量は、0.001%以下とし、Al量は、0.100%以下とし、Sn量、Sb量およびAs量は、それぞれ0.005%以下とし、Pb量およびBi量は、それぞれ0.0001%以下とすることが好ましい。また、前述の基本組成または任意的選択組成を満足する限り、これら以外の不可避的不純物元素が含有することを妨げるものではなく、そのような実施態様も本発明の技術的範囲に含まれる。

30

【 0 0 4 1 】

[ワイヤの製造方法]

つづいて、本発明のSAW用ワイヤ(ソリッドワイヤおよびフラックスコアードワイヤ)の製造方法について説明する。

【 0 0 4 2 】

本発明のSAW用ワイヤの製造は、常用の溶接用ワイヤの製造方法がいずれも適用できる。

40

例えば、本発明のソリッドワイヤは、前述した組成を有する溶鋼を、電気炉、真空溶解炉等の常用の溶製炉で溶製し所定形状の鋳型等に鋳造する鋳造工程と、得られた鋼塊を所定温度に加熱する加熱工程と、加熱された鋼塊に熱間圧延を施し所定形状の鋼素材(棒状)とする熱延工程と、を順次行う。得られた鋼素材(棒状)を複数回の冷間圧延(冷間伸線加工)と、必要に応じて焼鈍温度: 900~1200 とする焼鈍工程と、を施して所望寸法のワイヤとする冷延工程を行う、ことが好ましい。

【 0 0 4 3 】

また、本発明のフラックスコアードワイヤは、例えば、0.05~0.20% C - 0 .

50

15 ~ 0.30% Si - 0.2 ~ 1.2% Mn - 残部 Fe からなる組成を有する薄鋼板 (板厚 0.5 mm) を鋼製外皮素材として、幅方向に冷間曲げ加工を施し、U 字形状とする。そして、得られた鋼製外皮に、目標とするワイヤ組成となるように、成分調整した金属粉末およびワイヤ用フラックス粉末を封入し、冷間で伸線加工して、SAW 用フラックスコアードワイヤとすることが好ましい。

【0044】

上記の金属粉末は、鋼製外皮素材の成分組成と合計して、本発明の溶接用ワイヤ組成とするために補充される金属成分を含む成分組成を有する金属粉末または合金粉末である。また、ワイヤ用フラックス粉末の成分も、後述する溶接用フラックスと同等あるいは類似の成分を有するフラックス粉末であることが好ましい。

10

【0045】

[溶接用フラックス]

次に、上述の組成を有する溶接用ワイヤに適合するフラックスについて検討を重ねた。その結果、本発明者らは、溶接金属の靱性を損なわないためには、フラックス組成をカルシア - マグネシア塩基性酸化物系とし、塩基度 [BL] を 1.5 ~ 2.4 の高塩基性に設計することが有効であることを見出した。

【0046】

フラックスの塩基度 [BL] とは、フラックスの反応性を示す指標であり、フラックスの塩基性成分と酸性成分の比で表わされるもので、下記の式 (1) から求められる。なお、式 (1) 中における各成分量は、質量% 表示での成分量である。

20

【0047】

$$BL = (\%CaO + \%MgO + \%BaO + \%SrO + \%Na_2O + \%K_2O + \%Li_2O + \%CaF_2 + 0.5\%MnO + 0.5\%FeO) / (\%SiO_2 + 0.5\%Al_2O_3 + 0.5\%TiO_2 + 0.5\%ZrO_2) \quad \dots \quad (1)$$

塩基度 [BL] が 1.5 未満では、溶接金属中の酸素量が高くなり低温靱性が不足し、2.4 を超えるとビード外観およびスラグ剥離性が劣化するため、塩基度 [BL] は、1.5 ~ 2.4 とする。好ましくは、1.8 以上であり、2.2 以下である。

【0048】

フラックスには、熔融タイプ、焼結タイプおよびボンドタイプがあるが、いずれのタイプでも用いることができる。使用可能な成分組成としては、前述したカルシア - マグネシア塩基性酸化物系フラックスの他には、カルシア - マグネシア系フラックスなどが挙げられる。これらの中から、配合される各種の酸化物成分を調整して塩基度 [BL] が 1.5 ~ 2.4 となるようなフラックスを採用することが必要である。

30

【0049】

[溶接入熱量と開先断面積との関係]

さらに、本発明において、溶接入熱量を適切な範囲で制御すると良好な機械的特性が得られるという知見を得た。すなわち、溶接部の開先断面積に対し、下記式 (2) により導出される最大溶接入熱量以下の溶接条件で溶接を行うことで、適正な冷却速度が得られ、結晶粒の粗大化が抑制されることにより、規定の機械的特性が得られることを見出した。溶接入熱量がこの値より大きくなると、冷却速度の低下により結晶粒が粗大化し、特に降伏強さが顕著に劣化する。しかし、下記式 (2) で導かれる入熱条件の範囲内で溶接を行えば、400 MPa 以上の常温降伏強さが得られる。

40

【0050】

$$S [mm^2] / Q [J/mm] \quad 0.028 \quad \dots \quad (2)$$

ここで、 $Q [J/mm] = I [A] \times E [V] \times 60 / V [mm/min]$ であり、 $I \quad 300 [A]$ 、 $E \quad 15 [V]$ 、 $V \quad 100 [mm/min]$ である。なお、S : 開先断面積、Q : 溶接入熱量、I : 溶接電流、E : アーク電圧、V : 溶接速度である。

上記の式 (2) は、次の式 (3) へ変換することができ、式 (3) で開先断面積 (S) に対する溶接入熱量 (Q) を求めることができる。

$$Q [J/mm] \quad S [mm^2] / 0.028 \quad \dots \quad (3)$$

50

【 0 0 5 1 】

[その他の溶接条件]

溶接する鋼材同士が所定の開先形状を形成するように、開先加工を行う。形成する開先形状は、特に限定する必要はなく、溶接鋼構造物用として通常のV開先、レ開先、X開先、K開先等を例示することができる。

【 0 0 5 2 】

また、サブマージアーク溶接では、1パスでのサブマージアーク溶接が適用される場合もあるが、溶接熱量を制御する場合や板厚が大きい鋼材の場合には、2パス以上の多層溶接が適用されている。本発明の高Mn含有鋼材においては、溶接金属の強度を高めるために、適宜多層溶接とすることができ、3層以上の溶接を行うことが好ましい。

10

【 0 0 5 3 】

[鋼材]

母材となる鋼材は、特に高Mn含有鋼材を対象とする。高Mn含有鋼材の製造方法としては、常法の製鋼工程および鋳造工程を経て得た鋼素材を、加熱条件や圧下率などを調整して熱間圧延した後、冷却して鋼材（鋼板）を得る方法などがある。圧延後の鋼板の板厚は、例えば、6～100mmである。

【 0 0 5 4 】

高Mn含有鋼材とは、極低温用の高強度鋼材であって、Mn含有量が15.0～30.0%であることが好ましい。具体的には、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：15.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：3.00%以下、Cr：1.0～8.0%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を基本組成とする鋼材である。この基本組成に加えてさらに、任意成分として必要に応じて、V：2.00%以下、Ti：1.00%以下、Nb：1.00%以下、Al：0.100%以下、Cu：1.00%以下、N：0.120%以下、O（酸素）：0.0050%以下、B：0.0030%以下およびREM：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

20

【 0 0 5 5 】

[鋼材の基本組成]

本発明の溶接の対象となる高Mn用鋼材の基本組成について説明する。

【 0 0 5 6 】

[C：0.20～0.80%]

Cは、オーステナイト相を安定化させる作用を有する、安価で、重要な元素である。このような効果を得るためには、0.20%以上の含有を必要とする。一方、0.80%を超えて含有すると、Cr炭化物が過度に生成され、極低温衝撃靱性が低下する。このため、Cは、0.20～0.80%の範囲が好ましい。より好ましくは、0.30%以上、0.70%以下であり、更に好ましくは、0.40%以上、0.60%以下である。

30

【 0 0 5 7 】

[Si：0.15～0.90%]

Siは、脱酸剤として作用するとともに、鋼中に固溶して固溶強化により鋼材の高強度化に寄与する元素である。このような効果を得るためには、0.15%以上の含有を必要とする。一方、0.90%を超えて含有すると、溶接作業性が低下する。このため、Siは、0.15～0.90%の範囲が好ましい。より好ましくは、0.20%以上、0.75%以下であり、更に好ましくは、0.30%以上、0.60%以下である。

40

【 0 0 5 8 】

[Mn：15.0～30.0%]

Mnは、オーステナイト相を安定化させる作用を有する、比較的安価な元素であり、本発明では、高強度と優れた極低温靱性を両立するために重要な元素である。このような効果を得るためには、15.0%以上の含有を必要とする。一方、30.0%を超えて含有しても、極低温靱性を向上させる効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、経済的に不利となる。また、30.0%を超えて多量に含有すると、溶接作業性、切断

50

性の低下を招くとともに、偏析を助長し、応力腐食割れの発生を助長する。このため、Mnは、15.0～30.0%の範囲が好ましい。より好ましくは、17.5%以上、28.0%以下であり、更に好ましくは、20.0%以上、26.0%以下である。

【0059】

[P: 0.030%以下]

Pは、不純物として、粒界に偏析し、応力腐食割れの発生起点となる元素であり、本発明では、可能なかぎり低減することが望ましいが、0.030%以下であれば許容できる。このため、Pは、0.030%以下の範囲が好ましい。より好ましくは、0.028%以下であり、さらに好ましくは、0.024%以下である。一方、Pを0.002%未満と極端に低減するには、長時間の精錬を必要とし、精錬コストが高騰する。このため、経済的な観点からは、Pは、0.002%以上とすることが好ましい。

10

【0060】

[S: 0.030%以下]

Sは、鋼中では硫化物系介在物として存在し、鋼材、溶接金属の延性、極低温靱性を低下させる。このため、Sは、可能なかぎり低減することが好ましいが、0.030%以下であれば許容できる。より好ましくは、0.010%以下である。一方、Sを0.0005%未満と極端に低減するには、長時間の精錬を必要とし、精錬コストが高騰する。このため、経済性の観点から、Sは、0.0005%以上とすることが好ましい。

【0061】

[Ni: 3.00%以下]

Niは、オーステナイト粒界を強化する元素であり、粒界に偏析し、極低温衝撃靱性を向上させる元素である。このような効果を得るためには、0.01%以上の含有を必要とする。また、Niは、オーステナイト相を安定化する効果もあるため、さらに含有量を増加すれば、オーステナイト相を安定化させて、溶接金属の極低温衝撃靱性を向上させる。しかし、Niは、高価な元素であり、3.00%を超える含有は、経済的に不利となる。このため、Niは、0.01%以上、3.00%以下が好ましい。より好ましくは、1.00%以上、2.00%以下である。

20

【0062】

[Cr: 1.0～8.0%]

Crは、極低温ではオーステナイト相を安定化させ、極低温靱性の向上および鋼材強度の向上に有効に寄与する元素である。また、微細結晶域を形成させるために効果的な元素である。このような効果を得るためには、Crを1.0%以上含有することを必要とする。一方、8.0%を超えて含有すると、Cr炭化物が生成し、極低温靱性および耐応力腐食割れ性が低下する。このため、Crは、1.0～8.0%の範囲が好ましい。より好ましくは、2.5%以上、7.0%以下であり、更に好ましくは3.5%以上、6.5%以下である。

30

【0063】

[鋼材の任意的選択組成]

上記した成分が鋼材の基本組成であるが、この基本組成に加えてさらに任意成分として、V: 2.00%以下、Ti: 1.00%以下、Nb: 1.00%以下、Al: 0.100%以下、Cu: 1.00%以下、N: 0.120%以下、O(酸素): 0.0050%以下、B: 0.0030%以下およびREM: 0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種を含有する鋼材組成としてもよい。

40

【0064】

[V: 2.00%以下]

Vは、オーステナイト相の安定化に寄与するとともに、鋼材の強度向上、極低温靱性の向上にも寄与する元素である。このような効果を得るためには、Vを0.001%以上含有するのが好ましい。一方、Vが2.00%を超えて含有すると、粗大な炭窒化物が増加し、破壊の起点となり、極低温衝撃靱性が低下する。このため、含有する場合には、Vは、2.00%以下とするのが好ましい。より好ましくは、0.003%以上、1.70%

50

以下である。さらに好ましくは、1.50%以下である。

【0065】

[Ti: 1.00%以下]

Tiは、1.00%を超えて含有すると、炭化物が粗大化し、破壊の発生起点となるだけでなく、結晶粒の粗大化も抑制され、極低温靱性が低下するため、1.00%以下含有するのが好ましい。より好ましくは、0.50%以下である。さらに好ましくは、0.30%以下である。

【0066】

[Nb: 1.00%以下]

Nbは、1.00%を超えて含有すると、炭化物が粗大化し、破壊の発生起点となるだけでなく、結晶粒の粗大化も抑制され、極低温靱性が低下するため、1.00%以下含有するのが好ましい。より好ましくは、0.50%以下である。さらに好ましくは、0.30%以下である。

10

【0067】

[Al: 0.100%以下]

Alは、脱酸剤として作用し、鋼材の溶鋼脱酸プロセスにおいて、もっとも汎用的に使われる元素である。このような効果を得るためには、0.001%以上を含有するのが好ましい。一方、0.100%を超えて含有すると、溶接時にAlが溶接金属部に混入して、溶接金属の靱性を低下させる。このため、Alは、0.100%以下の範囲が好ましい。より好ましくは、0.020%以上、0.060%以下である。さらに好ましくは、0.030%以上、0.040%以下である。

20

【0068】

[Cu: 1.00%以下]

Cuは、焼入れ性増加や固溶強化を通して、鋼材の強度増加に寄与する元素である。このような効果を確保するには0.001%以上含有することが好ましい。一方、1.00%を超える含有は、溶接性が低下するとともに、鋼材製造時に疵が生じやすくなる。このため、含有する場合には、Cuは、0.001~1.00%の範囲が好ましい。より好ましくは、0.10%以上、0.70%以下である。さらに好ましくは、0.25%以上、0.60%以下である。

【0069】

[N: 0.120%以下]

Nは、オーステナイト相を安定化する作用を有する元素であり、極低温靱性の向上に有効に寄与する。このような効果を得るためには、Nは、0.005%以上を含有するのが好ましい。一方、0.120%を超えて含有すると、窒化物または炭窒化物が粗大化し、極低温靱性が低下する。このため、Nは、0.005~0.120%の範囲が好ましい。より好ましくは0.006%以上、0.040%以下である。さらに好ましくは、0.020%以上である。

30

【0070】

[O(酸素): 0.0050%以下]

O(酸素)は、鋼中では酸化物系介在物として存在し、鋼材の極低温靱性を低下させる。このため、O(酸素)はできるだけ低減することが好ましいが、0.0050%以下であれば許容できる。このため、O(酸素)は、0.0050%以下の範囲とするのが好ましい。より好ましくは、0.0045%以下である。一方、O(酸素)を0.0005%未満と極端に低減するには、長時間の精錬を必要とし、精錬コストが高騰する。このため、経済性の観点から、O(酸素)は、0.0005%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは、0.0010%以上、0.0040%以下である。

40

【0071】

[B: 0.0030%以下]

Bは、粒界に偏析し、鋼材の靱性向上に寄与する作用を有する元素である。このような効果を得るためには、Bは、0.0005%以上を含有するのが好ましい。一方、Bが0

50

． 0 0 3 0 % を超えて含有すると、粗大な窒化物や炭化物が増加し、靱性が低下する。このため、含有する場合には、B は、0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 0 % の範囲にすることが好ましい。より好ましくは、0 . 0 0 1 5 % 以下である。さらに好ましくは、0 . 0 0 1 0 % 以下である。

【 0 0 7 2 】

[R E M : 0 . 0 2 0 0 % 以下]

R E M は、介在物の形態制御を介し、鋼材の靱性向上、さらには延性、耐硫化物応力腐食割れ性を向上させる作用を有する元素である。R E M は、上記した効果を得るためには、0 . 0 0 1 0 % 以上を含有するのが好ましい。一方、0 . 0 2 0 0 % を超えて含有すると、非金属介在物量が増加し、靱性、さらには延性、耐硫化物応力割れ性が低下する。このため、含有する場合には、R E M は、0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 2 0 0 % の範囲にすることが好ましい。より好ましくは、0 . 0 0 1 5 % 以上、0 . 0 1 5 % 以下である。さらに好ましくは、0 . 0 0 5 0 % 以上、0 . 0 1 0 % 以下である。

10

【 0 0 7 3 】

[残部組成]

上記した成分以外の残部は、F e および不可避免的不純物からなる。この不可避免の不純物としては、C a 、 M g 、 M o などが例示でき、合計で 0 . 0 5 % 以下であれば許容できる。

【実施例】

【 0 0 7 4 】

[溶接条件]

以下、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。ただし、下記の実施例は、本発明を例示してより詳細に説明するためのものにすぎず、本発明の権利範囲を限定するものではない。

20

【 0 0 7 5 】

表 1 に示すソリッドワイヤは、ワイヤ組成を有する溶鋼を、真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊 1 0 0 0 k g とした。得られた鋼塊を、1 2 0 0 に加熱したのち、熱間圧延と、その後の冷間圧延とにより、4 . 0 m m のサブマージアーク溶接用ワイヤを作製した。

また、フラックスコアードワイヤは、表 1 のワイヤ組成となるように、金属粉末およびフラックスの成分を調整した。なお、外皮としては、質量%で 0 . 1 % C - 0 . 2 % S i - 0 . 5 % M n - 残部 F e からなる組成を有する薄鋼板を用いた。成分を調整した金属粉末およびフラックスを上記した外皮で封入し、直径 4 . 0 m m まで伸線した。なお表 1 に示す成分は、外皮、金属粉末およびフラックスの合計値である。

30

【 0 0 7 6 】

溶接は、表 1 に示す組成の溶接用ワイヤ（直径 4 . 0 m m ）および表 2 に示す各種組成の極低温用高 M n 鋼材を用いて、予熱なし、下向き姿勢で、電流：5 0 0 ~ 7 0 0 A (A C) 、電圧：3 0 ~ 3 3 V 、溶接速度：1 4 0 ~ 3 0 0 m m / m i n 、パス間温度：1 0 0 ~ 1 5 0 、2 ~ 5 層の条件で実施した。使用した溶接用フラックスは、市販の溶融フラックスおよびボンドフラックスで塩基度が異なる 0 . 5 ~ 2 . 8 のものを選定した。

【 0 0 7 7 】

40

50

【表 1】

【表 1】

ワイヤ No.	化 学 組 成 (質量%)											ワイヤ形状	備 考		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B	N	V,Ti,Nb			Cu,Ca,REM	
a	0.59	0.37	27.0	0.012	0.021	2.46	0.5	1.51	0.0009	0.020	—	—	—	フラックス コアードワイヤ	発明例
b	0.65	0.58	17.5	0.026	0.016	0.05	3.7	1.25	0.0007	0.100	—	—	—	ソリッドワイヤ	発明例
c	0.31	0.26	18.2	0.017	0.028	2.12	0.8	2.13	0.0004	0.004	—	—	—	ソリッドワイヤ	発明例
d	0.35	0.41	20.4	0.021	0.013	4.17	1.4	1.54	0.0006	0.013	V:0.02,Ti:0.03	—	—	ソリッドワイヤ	発明例
e	0.71	0.72	27.1	0.016	0.008	7.12	2.7	0.05	0.0008	0.112	Nb:0.02	—	—	フラックス コアードワイヤ	発明例
f	0.39	0.21	24.2	0.013	0.015	1.28	0.8	2.81	0.0009	0.050	—	Cu:0.12	—	フラックス コアードワイヤ	発明例
g	0.27	0.82	<u>15.5</u>	0.016	0.024	0.02	1.6	3.05	0.0003	0.008	—	REM:0.006	—	ソリッドワイヤ	比較例
h	0.52	0.37	<u>14.2</u>	0.009	0.017	2.31	0.9	1.51	0.0008	0.011	Ti:0.02	Ca:0.001	—	フラックス コアードワイヤ	比較例

【 0 0 7 8 】

10

20

30

40

50

【表 2】

鋼材 No.	化 学 組 成 (質量%)																
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Nb	Ti	B	Al	N	Ca	O	REM
A	0.47	0.27	25.0	0.015	0.006	0.51	<0.01	3.5	<0.005	<0.001	<0.005	0.0017	<0.004	0.0111	<0.0005	0.0046	-
B	0.54	0.50	25.7	0.019	0.006	0.57	0.01	3.8	0.006	0.001	0.001	0.0027	0.0010	0.0599	0.0001	0.0034	-
C	0.44	0.48	24.1	0.016	0.007	<0.01	<0.01	4.6	<0.005	0.001	<0.005	0.0003	0.0430	0.0111	<0.0005	0.0016	0.0100
D	0.15	0.11	22.1	0.012	0.005	0.25	0.01	2.9	0.007	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0055	0.0001	0.0049	0.0040

10

20

30

40

【 0 0 7 9 】

得られた溶接金属について、ビード外観およびスラグ剥離性の評価、並びに引張試験および衝撃試験を行った。

【 0 0 8 0 】

〔ビード外観とスラグ剥離性〕

ビード外観については、製造した溶接継手の定常部のビード幅を測定し、ビード幅の最大値と最小値の差で評価した。ビード幅の差が 3 . 0 mm 以下のものを「良好」と判定した。

スラグ剥離性については、溶接後、チップングハンマーの打撃のみでスラグが完全に除

50

去できるものを「良好」と評価し、それ以外のものを「不良」と評価した。

【0081】

〔溶接金属の機械的特性〕

得られた溶接金属から、JIS Z 3111の規定に準拠して、引張試験片（平行部径6mm）および10×10×55mmフルサイズまたは7.5×10×55mmサブサイズシャルピー衝撃試験片（Vノッチ）を採取し、引張試験および衝撃試験を実施した。

【0082】

引張試験は、室温で、各3本実施し、得られた値（0.2%耐力）の平均値を、当該ワイヤを用いた溶接金属の引張特性とした。

【0083】

また、シャルピー衝撃試験は、各3本実施し、試験温度：-196における吸収エネルギー（ vE_{-196} ）を求め、その平均値を、当該ワイヤを用いた溶接金属の極低温衝撃靱性とした。なお、シャルピー衝撃試験片のVノッチ位置は、板厚1/2tの溶接金属中央とした。

【0084】

以上の結果を表3に示す。吸収エネルギー（ vE_{-196} ）の数値の右上のアスタリスク（*）は、7.5mmサブサイズ試験片でシャルピー衝撃試験を行って得られた数値であることを意味する。7.5mmサブサイズ試験片の吸収エネルギー（ vE_{-196} ）に6/5を乗ずる値が、フルサイズ試験片について所望する吸収エネルギー（ vE_{-196} ）28J未満の場合は、所望の極低温靱性が得られていない、とした。

【0085】

10

20

30

40

50

【表 3】

[表 3]

試験番号	鋼材 No.	ワイヤ No.	フラックス 塩基度 [BL]	板厚 [t] (mm)	開先 断面積 [S] (mm ²)	電流 [I] (A)	電圧 [E] (V)	溶接速度 [V] (mm/min)	溶接入熱量 [Q] (J/mm) (=I×E×60/V)	ビード 外觀	スラグ 剥離性	引張強さ (MPa)	降伏強さ (0.2%耐力) (MPa)	吸収 エネルギー [γE-196] (J)	開先断面積 / 入熱量 [S/Q]	備考
1	A	a	1.5	9	90	500	30	300	3,000	良好	良好	795	405	35*	0.030	発明例
2	A	b	1.5	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	815	430	88	0.043	発明例
3	A	c	1.8	15	180	500	30	300	3,000	良好	良好	854	475	70	0.060	発明例
4	A	d	1.8	15	180	550	32	210	5,029	良好	良好	837	442	86	0.036	発明例
5	A	e	1.8	20	280	500	32	210	4,571	良好	良好	848	480	79	0.061	発明例
6	A	f	1.8	20	280	700	33	140	9,900	良好	良好	829	476	62	0.028	発明例
7	B	a	2.0	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	830	438	88	0.043	発明例
8	B	a	2.2	15	180	500	30	300	3,000	良好	良好	877	464	77	0.060	発明例
9	B	a	2.2	15	180	550	32	210	5,029	良好	良好	835	432	66	0.036	発明例
10	C	a	1.8	12	130	500	30	300	3,000	良好	良好	844	433	66	0.043	発明例
11	C	a	0.5	9	90	550	32	210	5,029	良好	良好	769	368	10*	0.018	比較例
12	C	b	0.5	20	280	700	33	140	9,900	良好	良好	855	442	18	0.028	比較例

(*:7.5mmサブサイズ)

10

20

30

40

50

[表 3 (続き)]

試験番号	鋼材 No.	ワイヤ No.	フラックス 塩基度 [BL]	板厚(t) (mm)	開先 断面積 [S] (mm ²)	電流[I] (A)	電圧[E] (V)	溶接速度[V] (mm/mm)	溶接入熱量 [Q] (J/mm) (=I×E×60/V)	ビード 外観	スラグ 剥離性	引張強さ (MPa)	降伏強さ (0.2%耐力) (MPa)	吸収 エネルギー [vE ₁₉₆] (J)	開先断面積 / 入熱量 [S/Q]	備考
13	D	e	<u>2.8</u>	15	180	700	33	140	9,900	不良	不良	624	352	56	0.018	比較例
14	C	g	1.5	9	90	500	30	300	3,000	良好	良好	818	421	9*	0.030	比較例
15	A	h	1.5	9	90	550	32	210	5,029	良好	良好	776	371	10*	0.018	比較例
16	A	b	1.5	12	130	550	32	210	5,029	良好	良好	805	392	96	0.026	比較例
17	A	c	1.5	12	130	700	33	140	9,900	良好	良好	780	375	90	0.013	比較例
18	A	d	1.8	15	180	700	33	140	9,900	良好	良好	803	390	99	0.018	比較例
19	B	a	2.0	12	130	550	32	210	5,029	良好	良好	789	396	62	0.026	比較例
20	B	a	2.0	12	130	700	33	140	9,900	良好	良好	792	381	73	0.013	比較例
21	B	f	2.2	15	180	700	33	140	9,900	良好	良好	761	378	46	0.018	比較例
22	C	b	2.0	12	130	550	32	210	5,029	良好	良好	822	395	72	0.026	比較例
23	C	a	2.2	12	130	700	33	140	9,900	良好	良好	788	386	73	0.013	比較例

(*: 7.5mmサブサイズ)

10

20

30

40

【0086】

表中の下線は、本発明の範囲外であることを示す。

本発明例はいずれも、常温における降伏強さ(0.2%耐力)が400MPa以上で、さらに試験温度:-196におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー(vE₁₉₆)が28J以上と、高強度と優れた極低温靱性とを兼備する溶接金属を得ることができた。また、本発明例では、スラグ剥離性が良好であり、ビード幅の最大値と最小値の差が3mm以下の良好な形状のビードが得られた。

【0087】

いっぽう、本発明の範囲を外れる比較例では、溶接ビード形状が不良であるか、吸収工

50

エネルギー（ vE_{196} ）が28 J未満であるかして、所望の良好なビード形状、高強度と優れた極低温靱性を兼備する溶接金属が得られなかった。

【0088】

試験番号11および12は、フラックスの塩基度が本発明の範囲を低く外れているため、溶接金属の酸素含有量が高くなり、 vE_{196} での吸収エネルギー（ vE_{196} ）が27 J未満と所望の極低温靱性を確保できていない。また、試験番号13は、フラックス塩基度が本発明の範囲より高いため、ビード表面に強固なスラグが形成し、スラグ剥離性が悪く、良好なビード外観が得られなかった。しかも、鋼材のC、Siの含有量が本発明の好適範囲より低く、既定の引張強さ、降伏強さが得られていない。試験番号14および15は、ワイヤのMn量が低いため、オーステナイトが不安定となり所望の衝撃特性が得られていない。

10

【0089】

試験番号16から23は、開先断面積と溶接入熱量の関係が前述した式(2)を満たしていないため、溶接入熱量が過大であり、降伏強さが規定値に達していない。

【0090】

ここで、表3の結果に基づき開先断面積と溶接入熱量との関係を図1に示す。この図1は、本試験で実施した溶接条件について溶接入熱量と開先断面積で整理したものである。常温における降伏強さ（0.2%耐力）が400 MPaを超えたものを「○」、それ以外のものを「×」とした。図中の直線の上側が、開先断面積〔S〕/溶接入熱量〔Q〕の値が0.028以上となる本発明の範囲を表しており、本発明例の溶接条件で溶接した溶接金属は、いずれも400 MPa以上の良好な降伏強さを示している。

20

【0091】

いっぽう、本発明の範囲を外れる比較例では、それぞれの板厚、開先に対する溶接入熱量が大きすぎて、結晶粒が過大になり、いずれも降伏強さが400 MPaを下回り、必要とされる降伏強さが得られなかった。

30

40

50

【要約】

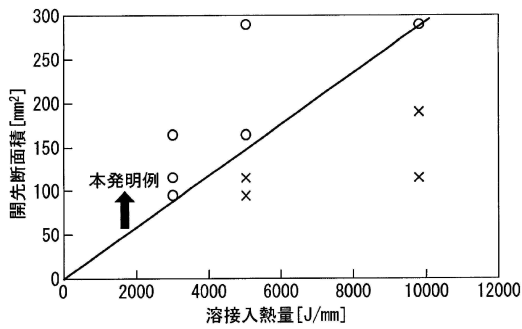
ヒューム発生量が少なく、ビード形状やスラグ剥離性などの溶接性が良好で、かつ極低温環境下で使用される高Mn含有鋼材の溶接に適したサブマージーク溶接方法を提供する。

前記サブマージーク溶接方法は、質量%で、C：0.20～0.80%、Si：0.15～0.90%、Mn：17.0～28.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：0.01～10.00%、Cr：0.4～4.0%、Mo：0.01～3.50%、N：0.120%以下を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するワイヤと塩基度〔BL〕：1.5～2.4のフラックスを組み合わせ、溶接入熱量を開先断面積に応じて調整して溶接することを特徴とする。これにより、常温における0.2%耐力が400MPa以上で、シャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{196} ）が28J以上となる高強度で極低温衝撃靱性に優れた溶接金属を容易に製造できる。

10

【図面】

【図1】



20

30

40

50

フロントページの続き

- (51)国際特許分類 F I
B 2 3 K 35/362 3 1 0 Z
- J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 高 田 充志
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 渡邊 一史
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 岡部 能知
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 植田 圭治
東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 鈴木 正道
神奈川県藤沢市宮前 1 0 0 番 1 株式会社神戸製鋼所藤沢事業所内
- (72)発明者 韓 鵬
神奈川県藤沢市宮前 1 0 0 番 1 株式会社神戸製鋼所藤沢事業所内
- 審査官 川村 裕二
- (56)参考文献 国際公開第 2 0 2 1 / 0 7 5 7 7 7 (W O , A 1)
特許第 6 6 2 1 5 7 2 (J P , B 1)
特表 2 0 1 7 - 5 0 2 8 4 2 (J P , A)
国際公開第 2 0 2 0 / 2 0 3 3 3 5 (W O , A 1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
B 2 3 K 3 5 / 0 0 - 3 5 / 4 0
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0