

明 細 書

発明の名称：

鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、特に、板厚が50mm以上の鋼板を用いたガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法に関する。

背景技術

[0002] エネルギー産業の成長に伴い、例えば海洋資源の掘削能率の向上や発電効率の向上のため、海洋上に建造される海洋構造物や洋上風力発電機の大型化が進んでいる。そのため、構造物や発電機の大型化に伴い、設備の基礎部分では、高い強度を確保することが求められるため、板厚が50mm以上の厚板の鋼板の使用が検討されている。また、寒冷な海洋では、波浪や流水等が構造物等に衝突することも想定されるため、 -40°C における優れた靱性も必要である。そして、厚板を用いる海洋構造物や洋上発電機の設備の製造時には、その施工能率の向上が重要な課題であり、特に、このような厚板を高能率で溶接施工することが求められている。

[0003] 従来より厚板の高能率溶接施工法の一つとして大入熱溶接が提案されている。しかしながら、大入熱溶接を用いると、溶接金属及び母材熱影響部の靱性確保が難しい場合が多い。

[0004] 例えば、特許文献1においては、「溶接金属の靱性に優れた2電極片面1パス大入熱サブマージアーク溶接方法」が開示されている。特許文献1に開示されている溶接方法は、板厚が40mm以上の鋼板を2電極サブマージアーク溶接で片面1パス溶接するに際して、特定の鋼板に、特定のフラックスと特定の第1電極及び第2電極の溶接ワイヤを用いる。鋼板は、質量%で、 $\text{C} : 0.02 \sim 0.2\%$ 、 $\text{Si} : 0.01 \sim 1\%$ 、 $\text{Mn} : 0.1 \sim 2.5\%$ 、 $\text{Al} : 0.002 \sim 0.1\%$ 、 $\text{N} : 0.001 \sim 0.015\%$ を含有し、 $\text{P} : 0.02\%$ 以下、 $\text{S} : 0.01\%$ 以下、 $\text{O} : 0.01\%$ 以下に制限し、

残部がFe及び不可避不純物からなる。フラックスは、質量%で、 SiO_2 : 10~25%、 MgO : 5~20%、 CaO : 5~15%、 CaF_2 : 1~10%、 Al_2O_3 : 5~25%、 TiO_2 : 2~20%、Fe : 10~25%、 B_2O_3 : 0.1~2.5%からなる。溶接ワイヤは、質量%で、C : 0.02~0.2%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.5~2.5%、Al : 0.002~0.1%、Ti : 0.005~0.3%、N : 0.001~0.015%含有し、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、O : 0.01%以下に制限し、残部がFe及び不可避不純物からなる。さらに、第2電極の溶接ワイヤの直径が6~8mmであり、かつ第2電極の溶接ワイヤの断面積に対する第1電極の溶接ワイヤの断面積の比率が35~75%である条件で溶接するものである。特許文献1は、そのような溶接金属の靱性に優れた2電極片面1パス大入熱サブマージアーク溶接方法であるとしている。

[0005] また、特許文献2においては、「2電極大入熱サブマージアーク溶接方法」が開示されている。特許文献2に記載の溶接方法は、特定のワイヤと特定のフラックスを用いて溶接する、2電極大入熱サブマージアーク溶接方法である。ワイヤは、質量%で、C : 0.02~0.18%、Si : 0.02~0.5%、Mn : 1.15~2.2%、Mo : 0.1~1.0%、Ni : 0.1~1.5%、Ti : 0.005~0.05%を含有し、P : 0.006%以下、S : 0.003%以下で、残部がFe及び不可避不純物からなる。フラックスは、 SiO_2 : 13~25%、 MgO : 8~20%、 CaO : 5~13%、 CaF_2 : 1~7%、 Al_2O_3 : 9~23%、 TiO_2 : 3~11%、Fe : 11~25%、 B_2O_3 : 0.1~0.6%、Mo : 1~4.3%、Ni : 1~4.5%からなる。この溶接方法によれば、溶接入熱500kJ/cm以上の大入熱サブマージアーク溶接においても、溶接金属機械性能が優れ、良好な溶接作業性が得られ、建築構造物の安全性を著しく高めることができると同時に溶接効率を著しく高めることができるとしている。

[0006] また、例えば、特許文献3においては、「厚鋼板の高効率溶接方法」が開示されている。特許文献3によれば、板厚が50mm超、100mm以下の

一対の鋼材に、X開先を加工する加工工程を備える。さらに、前記一対の鋼材に対し、2電極以上、6電極以下の多電極サブマージアーク溶接で、フラックスを用いて表裏面からそれぞれ1パスの溶接を実施する溶接工程を備えている。前記溶接工程に於いて、第1電極の溶接電流を、波形比率が60%以上、90%以下の交流電流とし、その他の電極の溶接電流を、波形比率が70%以上の交流電流あるいは、マイナスの直流電流として溶接する。ここで用いるフラックスとして、フラックス全質量に対する質量比で、 Al_2O_3 : 10%以上、50%以下、 SiO_2 : 16%以上、30%以下を含有する。また、 MgO 、 TiO_2 、 CaF_2 、 MnO の内の1種以上を合計で10%以上、60%以下を含有し、 MgO を40%以下に、 TiO_2 を20%以下に、 CaF_2 を30%以下に、 MnO を20%以下に制限する。そのようなサブマージアーク溶接方法であり、この方法を用いれば、低温においても靱性に優れた溶接金属を得ることができるので、寒冷地に設置される風力発電設備の基礎部分の製造を効率的に実施することができるとしている。

[0007] 一方、厚板の高エネルギー溶接施工法の一つとして、狭開先溶接が提案されている。開先断面積を小さくすることによって、溶接入熱量を低減させることが可能になり、溶接金属及び母材熱影響部の靱性確保が可能となる。しかしながら、単に厚板を狭開先溶接によって溶接すると、高温割れや融合不良が発生しやすくなるという課題がある。

[0008] この課題に対し、例えば、特許文献4においては、「狭開先サブマージアーク溶接方法」が開示されている。特許文献4に開示されている溶接方法は、極厚鋼板の狭開先サブマージアーク溶接法において、開先角度: $1 \sim 5^\circ$ 、ルートギャップ: $10 \sim 14 \text{ mm}$ の狭開先の裏面に裏当材を当接し、開先内に鋼粒を開先裏面から $10 \sim 15 \text{ mm}$ 高さまで散布する。その後、フラックス全質量に対する質量%で Al_2O_3 、 TiO_2 及び CaF_2 の合計: $50 \sim 70\%$ 、 SiO_2 : $10 \sim 20\%$ を含有すると共にその他は CaO 、 MnO 、 BaO 、 K_2O 、 Na_2O 及び不可避不純物よりなる溶融型フラックスを用いる。そして、1層1パスの多層盛溶接とする狭開先サブマージアーク溶接方法で

ある。この特許文献4によれば、スラグ剥離性及びビード形状が良好など優れた溶接作業性が得られ、かつ、裏はつりを行うことなく狭開先サブマージアーク溶接をすることができる。特許文献4は、そのような高温割れやスラグ巻き込み及び融合不良などの溶接欠陥がない健全な溶接部が高効率に得られるとしている。

[0009] 以上のような厚鋼板の狭開先溶接方法であるサブマージアーク溶接方法では、溶接前に溶接部前方にフラックスを散布し、溶接後にはフラックスを回収する必要がある、別途それらのフラックスの管理が必要となる。さらに、溶接後は溶接部に形成されたスラグの剥離作業が必要となるなど作業性に劣る面がある。これに対し、現場施工時の作業性に優れた狭開先ガスシールドアーク溶接方法が提案されている。

[0010] 例えば、特許文献5には、厚板の鋼材を狭開先の多層溶接により接合する狭開先ガスシールドアーク溶接方法が開示されている。特許文献5に記載された技術では、初層溶接を2電極以上の多電極溶接とし、第1電極と第2電極を予め定めた平行な溶接線に沿う位置とし、第1電極と第2電極の溶接ワイヤ先端間の距離を5mm以上16mm以下の範囲に制御している。また、溶接線の直角方向に対する、第1電極と第2電極の溶接ワイヤ先端間を結ぶ直線の角度を45°以下の範囲に制御している。さらに、鋼材の底部における溶接線の直角方向の溶融深さを1.5mm以上とするとしている。これにより、ガス切断やプラズマ切断等の開先加工を施した場合においても、欠陥の発生がなく、溶接施工能率が向上するという効果が得られるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特許第4673710号公報

特許文献2：特開2006-212676号公報

特許文献3：国際公開第2013/073565号

特許文献4：特開2021-126696号公報

特許文献5：特許第6137053号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] しかしながら、大入熱溶接によって高能率施工の実現を目的としている特許文献1の発明は、0℃における2mmVノッチシャルピー吸収エネルギーが70J以上の高い靱性が得られる溶接方法を提供することを目的としている。つまり、-40℃の寒冷な環境での使用には適さない。同様に、特許文献2においても、靱性評価は0℃において行っており、-40℃の寒冷な環境での使用は想定されていない。また、特許文献3の発明では、母材熱影響部（以下、母材熱影響部は「溶接熱影響部」ともいう）の低温靱性値への言及が無く、-40℃の寒冷な環境での使用が可能か不明である。さらに、狭開先溶接によって高能率施工の実現を目的としている特許文献4の発明は、溶接金属及び溶接熱影響部の機械的特性への言及がない。また、特許文献5で開示された狭開先ガスシールドアーク溶接方法の技術では、3電極以上の多電極溶接を行った場合に、溶接金属中央に高温割れが発生することがある。

[0013] 本発明は、従来技術の問題を解決し、板厚50mm以上の鋼板を用いた溶接継手であって、溶接欠陥が無い高強度で優れた低温衝撃靱性を備えた狭開先溶接継手をガスシールドアーク溶接によって製造する方法を提供することを目的とする。

[0014] なお、ここでいう「高強度」とは、JIS Z 3111の規程に準拠して作製した溶接金属の常温の降伏強さ（0.2%耐力）が325MPa以上で、かつその引張強さが520MPa以上、さらに溶接継手の常温の引張強さが520MPa以上であることをいう。また、「優れた低温衝撃靱性」とは、JIS Z 3128の規定に準拠して作製した溶接継手の溶接金属及び溶接熱影響部についての試験温度：-40℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-40} ）が30J以上であることをいう。

課題を解決するための手段

[0015] [本発明をなすに至った経緯]

本発明者らは、上記した目的を達成するために、まず、50 mm以上の板厚を有する鋼板の溶接継手を高能率で健全に溶接できる溶接金属形状について、鋭意検討した。海洋構造物や洋上風力の基礎の溶接長は、全長で1構造物当たり1.0 kmを超す場合があり、高能率な溶接施工には、溶接金属の層数を低減させることが効果的である。しかしながら、従来の溶接法では、開先壁に沿って溶接を振り分けるため、溶接施工能率は高くない。これに対し、本発明では、溶接を振り分けず、溶接金属1層あたり1パスの溶接施工で多層溶接金属を構成することにより、高能率での溶接施工が可能となることを見出した。ただし、溶接入熱量が大きいと溶接金属及び母材熱影響部の低温衝撃靱性値が低下する点に留意した。

[0016] 次いで、上述の課題に対し検討した結果、溶接金属の溶着面積が1層当たり120.0 mm²以下であれば、溶接入熱量が過多にならず、母材への熱影響が十分小さく、溶接部の優れた低温靱性特性が得られることを知見した。また、1層当たり1パスの溶接施工で多層溶接金属を得、1層あたりの溶着面積を120.0 mm²以下としても、溶接層各層の溶接金属の高さH (mm)と幅W (mm)との比〔H/W〕が1.00より大きいと、高温割れが発生しやすくなることが分かった。これは溶接金属の凝固過程において、凝固方向と冷却時の引張ひずみの向きが一致することで、デンドライトの会合部に高温割れが発生するものである。したがって、上記の比〔H/W〕を1.00以下に制御することで、高温割れの発生を抑制できることを見出した。さらに、上記を満足する開先形状を、鋭意検討した結果、開先角度は20°以下で、母材間のギャップは、片面溶接及び両面溶接でそれぞれ6 mm以下及び10 mm以下であれば、満足できることを知見した。

[0017] 一方、母材間のギャップが6 mmを超えると、初層の溶接時に融合不良が発生する可能性があることが分かった。これらから、板厚50 mm以上の鋼板を高能率で健全に溶接できる開先形状は、片面又は両面溶接に関わらず、母材間のギャップが6 mm以下で、開先角度が20°以下であることが好ましいことを知見した。また、両面溶接によって施工することにより、開先面

積をより小さくすることが可能であることを知見した。

[0018] [本発明の要旨]

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って、本発明の要旨は、次のとおりである。

〔1〕鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法において、
前記鋼板の板厚 T (mm) が50 mm以上で、
溶接金属が1層あたり1パスの多層からなり、
前記溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積 A (mm²) と溶接層数 p (層) の比 $[A/p]$ が、120.0 mm²/層以下で、
前記溶接金属における各層の高さ H (mm) と幅 W (mm) との比 $[H/W]$ が、1.00以下であり、
前記ガスシールドアーク溶接は、3電極以上の多電極溶接であり、
第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端を、平行な異なる前記溶接線上に配置し、
前記第1電極及び前記第2電極のうちの一方をワイヤマイナス（正極性）、他方をワイヤプラス（逆極性）とし、
前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端間の距離 a (mm) が、5～16 mmで、
前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端間を結ぶ直線の、前記溶接線の直角方向に対する角度 α が、60°以下であり、
前記ワイヤマイナス（正極性）となる電極に、REMを0.015～0.100質量%含有する溶接ワイヤを用いる、
鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

〔2〕前記〔1〕において、前記第1電極及び前記第2電極の各給電チップ先端の、前記溶接線の垂直方向に対する開先面側への傾き角度 ϕ が、0°～15°で、

前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端の側端部と前記開先面との距離 d (mm) が、0.5～3.0 mmであり、

前記各溶接ワイヤは、曲率半径が150～300mmとなる範囲で予め湾曲させた溶接ワイヤを用い、

第3電極以降の電極を、前記第1電極及び前記第2電極の後方の開先中央に配置し、

シールドガスとして、60体積%以上のCO₂ガスを含有したガスを用いる、

鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

〔3〕前記〔1〕又は〔2〕において、前記鋼板の化学組成が、質量%で、

C : 0.04～0.14%、

Si : 0.03～0.70%、

Mn : 0.30～2.50%、

P : 0.030%以下、

S : 0.020%以下、

Nb : 0.001～0.100%、

Al : 0.001～0.100%、

O : 0.0100%以下、及び

N : 0.0100%以下を含み、

残部がFe及び不可避不純物からなり、

下記（1）式で定義されるCeqと板厚（T）とが、

$$0.0004T + 0.25 \leq Ceq \leq 0.0004T + 0.45$$

を満足する化学組成を有し、

前記鋼板の表面下1mm位置における転位密度 ρ が、 $4.0 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 以下であり、

前記鋼板の表面下1mm位置における平均結晶粒径が、15.0 μm 以下であり、板厚の中心位置における平均結晶粒径が、20.0 μm 以下である、

、

鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

$$Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 +$$

$$([Cu] + [Ni]) / 15 \cdots (1)$$

ただし、上記(1)式における各元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は、0とする。

〔4〕前記〔3〕において、前記鋼板の化学組成が、さらに、質量%で、

Cu : 2.000%以下、

Ni : 2.500%以下、

Cr : 1.500%以下、

Mo : 1.000%以下、

Ti : 0.100%以下、

V : 0.300%以下、

B : 0.0100%以下、

W : 0.500%以下、

Ca : 0.0200%以下、

Mg : 0.0200%以下、及び

REM : 0.0500%以下

からなる群より選択される1種又は2種以上を含む、鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

〔5〕前記〔1〕ないし〔4〕のいずれか一つにおいて、前記溶接金属の化学組成が、質量%で、

C : 0.04~0.14%、

Si : 0.03~0.70%、

Mn : 0.30~2.50%、

P : 0.030%以下、

S : 0.020%以下、

Nb : 0.001~0.100%、

Al : 0.001~0.100%、

Cu : 0.001~2.000%、

Ni : 0.001~2.500%、

C r : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 5 0 0 %、

M o : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 %、

T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 3 0 0 %、

B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 %、

O : 0 . 0 5 0 %以下、及び

N : 0 . 0 1 0 %以下を含み、

残部が F e 及び不可避不純物からなる、

鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

〔6〕前記〔5〕において、前記溶接金属の化学組成が、さらに、質量%で

、

W : 0 . 5 0 0 %以下、

C a : 0 . 0 2 0 0 %以下、

M g : 0 . 0 2 0 0 %以下、及び

R E M : 0 . 0 5 0 0 %以下

からなる群より選択される1種又は2種以上を含む、鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、50mm以上の板厚を有する鋼板を溶接してなる溶接継手を得られる。これは、高温割れや融合不良などの溶接欠陥が無い健全な溶接金属を有し、高強度と優れた低温衝撃靱性とを兼備した狭開先溶接継手であるため、産業上格段の効果を奏するものである。

[0020] なお、本発明による鋼板の溶接継手は、海洋構造物や洋上風力発電機のみ限定されず、例えば、造船、ラインパイプ、建築用等にも適用可能である。

図面の簡単な説明

[0021] [図1]図1は、本発明に係る溶接継手の溶接金属の形状を示す模式断面図である。

[図2]図2は、本発明に係る溶接継手の溶接過程を示す溶接金属の模式断面図である。

[図3]図3は、3電極による溶接施工過程を示す溶接金属の模式断面図の一部拡大図である。

[図4]図4は、3電極による溶接施工過程を示す模式平面図である。

[図5]図5は、4電極による溶接施工過程を示す模式平面図である。

[図6]図6は、(a) V開先及び(b) X開先における開先形状を示す模式断面図である。

[図7]図7は、本発明に係るガス供給ノズルと電極との関係を模式的に示す側面断面図である。

[図8]図8は、本発明に係るガス供給ノズルと電極との関係を模式的に示す平面図である。

発明を実施するための形態

[0022] 以下、本発明について詳細に説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0023] [溶接継手の断面形状]

まず、本発明に係る鋼板の溶接継手について説明する。

本発明に係る鋼板の溶接継手は、板厚 T (mm) が50 mm以上の鋼板の突合せ溶接継手であって、溶接金属が1層あたり1パスの多層からなる。また、溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積 A (mm²) と溶接層数 p (層) の比 $[A/p]$ が、120.0 mm²/層以下であり、溶接金属における各層の高さ H (mm) と幅 W (mm) との比 $[H/W]$ が、1.00以下である。本発明では、従来の溶接法のように、開先壁に沿って溶接を振り分けることを行わずに、溶接金属1層あたり1パスの溶接施工で溶接金属を構成することにより、高能率での溶接施工が可能となる。

[0024] ここで、鋼板の板厚 T は、大形構造物等に適用するために50 mm以上と規定した。板厚 T の上限は特に規定しないが、製造上の制約から200 mm以下とするのが好ましく、より好ましくは、50～160 mmである。ここ

で、溶接線とは、ビード又は溶接部を一つの線として表すときの仮想線をいう。

[0025] 上記の溶接継手の断面形状について、図 1 に基づいて説明する。

溶接線に対して垂直方向の溶接金属全体の断面積 A (mm^2) に関して、溶接層が L_1 (初層) $\sim L_p$ (最表面層) までの層数 p の施工を行った場合における 1 層あたりの断面積 $[A/p]$ を $120.0 \text{ mm}^2/\text{層}$ 以下とする。すなわち、溶接金属の溶着面積が 1 層あたり 120.0 mm^2 以下とすれば、溶接入熱量が過多にならず、母材への熱影響が十分小さく、溶接金属の優れた低温靱性特性が得られるからである。好ましくは、比 $[A/p]$ を $80.0 \text{ mm}^2/\text{層}$ 以下とする。さらに好ましくは、比 $[A/p]$ を $60.0 \text{ mm}^2/\text{層}$ 以下とする。この比 $[A/p]$ の下限は特に規定しないが、溶接効率の観点から、好ましくは $25.0 \text{ mm}^2/\text{層}$ 以上とする。

[0026] さらに、溶接金属における各層の高さ H (mm) と幅 W (mm) との比 $[H/W]$ が、 1.00 以下とするものである。例えば、 i 番目の溶接層 (L_i) における高さを H_i 、幅を W_i とすると、その比 $[H_i/W_i]$ は、 i が 1 層目 (初層) から p 層目 (最表面層) のいずれにおいても、 1.00 以下である。ここで、溶接層の高さ H は、各層ごとの上部と下部間の距離を表し、幅 W は、前記高さ H の中心線における溶接金属の幅 (すなわち溶融線間の距離) を表し、断面マクロ観察等により各層ごとの高さ H_i と幅 W_i を測定し、その比 $[H_i/W_i]$ を求める。この比 $[H/W]$ が 1.00 より大きいと、高温割れが発生しやすくなるからであり、これは溶接金属の凝固過程において、凝固方向と冷却時の引張ひずみの向きが一致することで、デンドライトの会合部に発生することに起因する。したがって、各層の比 $[H/W]$ の最大値を 1.00 以下に制御することにより、高温割れの発生を抑制できる。好ましくは、比 $[H/W]$ が 0.90 以下である。この比 $[H/W]$ の下限は特に規定しないが、溶接効率の観点から、好ましくは 0.10 以上であり、より好ましくは 0.20 以上とする。

[0027] [開先形状]

次に、本発明に係る溶接継手の溶接金属は、狭開先による１層１パスの多層盛溶接によって施工された溶接金属である。本発明において、狭開先とは、開先角度が 20° 以下で、前記母材間の最大開先幅が前記板厚 T の 50% 以下のことを意味する。

[0028] 片面溶接の場合であれば、母材間のギャップが 6 mm 以下、かつ、開先角度が 20° 以下、また、両面溶接の場合であれば、母材間のギャップが 10 mm 以下、かつ、開先角度が 20° 以下であれば、高温割れの発生を抑制できる。しかしながら、母材間のギャップが 6 mm を超えると、初層の溶接時に融合不良が発生する可能性がある。したがって、 50 mm 以上の鋼板を高能率、かつ、健全に溶接できる開先形状は、片面溶接あるいは両面溶接に関わらず、母材間のギャップが 6 mm 以下で、開先角度が 20° 以下とするのが好ましい。さらに、開先角度は、 $4\sim 20^{\circ}$ とするのがより好ましい。なお、両面溶接の場合には、開先面積をより小さく施工することができるので、より好ましい。さらに、図6の(a)及び(b)に示すように、ギャップが 0 mm 、すなわち母材同士が接触している場合、後述する実施例でも明らかに、溶接金属の幅が溶接金属の高さに相対して小さくなりビード形状が梨型に近づく。そのため、溶接金属の最終凝固部に偏析した不純物が融点を低下させた部分に、溶接ひずみが集中することから高温割れが発生し、溶接時の融合不良が見られた。したがって、ギャップは 0 mm を超えることが好ましい。より好ましくは、ギャップは 2 mm 以上である。

[0029] [鋼板の化学組成]

続いて、本発明の溶接継手の母材である鋼板について、説明する。まず、鋼板としては、炭素鋼又は低合金鋼が挙げられる。次に、化学組成について説明するが、以下に述べる化学組成に関する「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味する。

[0030] [鋼板の基本組成]

本発明に係る溶接継手の鋼板の化学組成のうち、基本組成は以下の通りである。

[0031] C : 0.04 ~ 0.14 %、Si : 0.03 ~ 0.70 %、Mn : 0.30 ~ 2.50 %、P : 0.030 %以下、S : 0.020 %以下、Nb : 0.001 ~ 0.100 %、Al : 0.001 ~ 0.100 %、O : 0.0100 %以下、及びN : 0.0100 %以下を含み、残部がFe及び不可避不純物からなる化学組成を有する鋼板であることが好ましい。

[0032] 本発明において鋼板の化学組成を上記のように規定した理由を以下に説明する。

[C : 0.04 ~ 0.14 %]

Cは、鋼板の強度を最も安価に向上させられる元素であり、またオーステナイト粒界の強化に寄与する元素である。C含有量が0.04 %未満であると、オーステナイトの粒界強度が低下し、スラブの熱間割れが生じるため、製造性が著しく低下する。また本発明で目的とする強度を得られない可能性がある。一方、C含有量が0.14 %を超えると、溶接性が低下し、靱性も低下することがある。そのため、C含有量は、0.04 ~ 0.14 %とするのが好ましい。なお、C含有量は、0.05 ~ 0.12 %とするのがより好ましい。

[0033] [Si : 0.03 ~ 0.70 %]

Siは、脱酸に有効な元素であるが、Si含有量が0.03 %未満であると十分な効果を得ることができない可能性がある。一方、Si含有量が0.70 %を超えると溶接性が低下することがある。そのため、Si含有量は、0.03 ~ 0.70 %とするのが好ましい。なお、Si含有量は、0.04 ~ 0.60 %とするのがより好ましい。

[0034] [Mn : 0.30 ~ 2.50 %]

Mnは、低コストで鋼の焼入れ性を向上させ、強度を向上させることができる元素である。その効果を得るには0.30 %以上のMnを含有するのが好ましい。一方、Mn含有量が2.50 %を超えると、溶接性が低下することがある。そのため、Mn含有量は、0.30 ~ 2.50 %とするのが好ましい。なお、Mn含有量は、0.50 ~ 2.20 %とするのがより好ましい。

。

[0035] [P : 0.030%以下]

Pは、粒界を脆化させる作用の大きい元素であり、多量に含有すると、鋼板の靱性を低下させることがある。そのため、P含有量は、0.030%以下とするのが好ましい。さらに、P含有量は、0.025%以下とすることがより好ましい。一方、P含有量は、少ないほど好ましいため、P含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかしながら、Pは、不純物として鋼板中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低P化は、精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、P含有量は、0.001%以上とすることが好ましい。

[0036] [S : 0.020%以下]

Sは、鋼板の靱性を低下させることがあるため、S含有量は、0.020%以下とするのが好ましい。さらに、S含有量は、0.010%以下とすることがより好ましい。一方、S含有量は、少ないほど好ましいため、S含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかしながら、Sは、不純物として鋼板中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低S化は、精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、S含有量は、0.0001%以上とすることが好ましい。

[0037] [Nb : 0.001~0.100%]

Nbは、固溶Nbや微細析出したNbCによりオーステナイト組織にひずみが加わった際の再結晶を抑制し、また未再結晶温度域を高温側に上昇させる効果のある元素である。その効果を得るためには、Nb含有量は、0.001%以上含有するのが好ましい。一方、Nb含有量が0.100%を超えると、溶接性を劣化させる可能性がある。そのため、Nb含有量は、0.001~0.100%とするのが好ましい。なお、Nb含有量は、0.005~0.075%とするのがより好ましい。さらに、0.005~0.050%とするのが特に好ましい。

[0038] [Al : 0.001~0.100%]

Alは、脱酸剤として有効であるとともに、窒化物を形成してオーステナイト粒径を小さくする効果を有する元素である。その効果を得るためには、Al含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Al含有量が0.100%を超えると、鋼素材や鋼板の清浄度が低下し、その結果、延性及び靱性が低下する可能性がある。そのため、Al含有量は、0.001～0.100%とするのが好ましい。なお、Al含有量は、0.005～0.080%以下とするのがより好ましい。

[0039] [O : 0.0100%以下]

Oは、延性、靱性を低下させる元素であるため、O含有量は、0.0100%以下とするのが好ましい。一方、O含有量は、少ないほど好ましいため、O含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかし、Oは、不純物として鋼板中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低O化は、精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、O含有量は、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0040] [N : 0.0100%以下]

Nは、延性、靱性を低下させる元素であるため、N含有量を0.0100%以下とするのが好ましい。一方、N含有量は、少ないほど好ましいため、N含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかし、Nは、不純物として溶接金属中に不可避免的に含有される元素であるため、過度の低N化は、精錬時間の増加やコストの上昇を招く。そのため、N含有量は、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0041] [鋼板の任意的選択組成]

本発明の溶接継手の鋼板は、上記の基本組成により、本発明の目的とする特性は得られるが、強度や溶接性（具体的には、溶接部の靱性や溶接作業性など）のさらなる向上を目的として、上述の基本組成に加えて、必要に応じて下記の任意的選択組成を含有することができる。

[0042] Cu : 2.000%以下、Ni : 2.500%以下、Cr : 1.500%以下、Mo : 1.000%以下、Ti : 0.100%以下、V : 0.300%

%以下、B：0.0100%以下、W：0.500%以下、Ca：0.0200%以下、Mg：0.0200%以下、及びREM：0.0500%以下からなる群より選択される1種又は2種以上である。Cu、Ni、Cr、Mo、Ti、V、B、W、Ca、Mg、及びREMは、任意に含有できる化学組成であるので、これらの含有量は0%であってもよい。

[0043] [Cu：2.000%以下]

Cuは、鋼板の靱性を大きく劣化させることなく鋼板の強度を向上させることができる元素である。一方、Cu含有量が2.000%を超えると、スケール直下に生成するCu濃化層に起因する熱間割れが問題となる可能性がある。そのため、Cuを含有する場合は、Cu含有量を2.000%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Cu含有量は0.010～1.500%である。

[0044] [Ni：2.500%以下]

Niは、鋼板の焼入れ性を高めるとともに、靱性を向上させる効果を有する元素である。一方、Ni含有量が2.500%を超えると製造コストの増加が問題となることがある。そのため、Niを含有する場合は、Ni含有量を2.500%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Ni含有量は0.010～2.000%である。

[0045] [Cr：1.500%以下]

Crは、鋼板の焼入れ性を向上させることにより鋼板の強度を向上させることができる元素である。一方、Cr含有量が1.500%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Crを含有する場合は、Cr含有量を1.500%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Cr含有量は0.010～1.200%である。

[0046] [Mo：1.000%以下]

Moは、鋼板の焼入れ性を向上させることにより鋼板の強度を向上させることができる元素である。一方、Mo含有量が1.000%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Moを含有する場合は、Mo含有

量を1.000%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Mo含有量は0.010~0.800%である。

[0047] [Ti:0.100%以下]

Tiは、TiNとして析出することで結晶粒界の移動をピン止めし、粒成長を抑制する効果を有する元素である。一方、Ti含有量が0.100%を超えると、鋼板組織の清浄度が低下し、その結果、延性及び靱性が低下する可能性がある。そのため、Tiを含有する場合は、Ti含有量を0.100%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Ti含有量は0.001~0.080%である。

[0048] [V:0.300%以下]

Vは、鋼板の焼入れ性の向上とともに、炭窒化物の生成により鋼板の強度を向上させることができる元素である。一方、V含有量が0.300%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Vを含有する場合は、V含有量を0.300%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、V含有量は0.010~0.250%である。

[0049] [B:0.0100%以下]

Bは、極微量の添加で焼入れ性を向上させることにより、鋼板の強度を向上させる効果を有する元素である。一方、B含有量が0.0100%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Bを含有する場合は、B含有量を0.0100%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、B含有量は0.0001~0.0070%である。

[0050] [W:0.500%以下]

Wは、鋼の焼入れ性を向上させることにより、鋼板の強度を向上させることができる元素である。一方、W含有量が0.500%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Wを含有する場合は、W含有量を0.500%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、W含有量は0.010~0.400%である。

[0051] [Ca:0.0200%以下]

Caは、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、Ca含有量が0.0200%を超えると、清浄度が低下して鋼板の靱性が損なわれることがある。そのため、Caを含有する場合は、Ca含有量を0.0200%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Ca含有量は0.0001~0.0180%である。

[0052] [Mg : 0.0200%以下]

Mgは、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、Mg含有量が0.0200%を超えると、Mgの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となることがある。そのため、Mgを含有する場合は、Mg含有量を0.0200%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Mg含有量は0.0001~0.0180%である。

[0053] [REM : 0.0500%以下]

REM（希土類金属）は、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、REM含有量が0.0500%を超えると、REMの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となることがある。そのため、REMを含有する場合は、REM含有量を0.0500%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、REM含有量は0.0001~0.0450%である。

[0054] [鋼板の残部組成]

本発明の溶接継手の鋼板は、以上の化学組成以外の残部は、Fe及び不可避免不純物である。なお、不可避免不純物としては、H、Zn、Re、Co、Sb、Biなどが例示でき、合計で0.0100%以下であれば許容できる。また、前述の基本組成及び選択組成を満足する限り、これら以外の元素を含有させても良く、そのような実施態様も本発明の技術的範囲に含まれる。

[0055] [Ce q]

さらに、上記の鋼板の化学組成は、次の条件を満足するのがさらに好ましい。

C_{eq} と板厚 T (mm) の関係が、

$$0.0004T + 0.25 \leq C_{eq} \leq 0.0004T + 0.45$$

を満足するものである。

ここで、 C_{eq} は、下記(1)式で定義されるもので、含有元素による焼入れ性の指標である。

$$C_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 + ([Cu] + [Ni]) / 15 \cdots (1)$$

ただし、(1)式における各元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は、0とする。

[0056] 本発明において、目的とする高強度組織を得るためには、ある鋼板の板厚 T に応じた冷却速度及び板厚 T に応じた合金添加量を制御する必要がある、 C_{eq} が $(0.0004T + 0.25)$ 未満であると必要な強度が得られない。一方、 C_{eq} が $(0.0004T + 0.45)$ よりも大きくなると、板厚中心位置に比べて冷却速度の速い鋼板表面において、強度が高くなりすぎ、低温衝撃靱性が低位となる。そのため、

$$0.0004T + 0.25 \leq C_{eq} \leq 0.0004T + 0.45$$

とするのが好ましい。なお、より好ましくは、

$$0.0004T + 0.27 \leq C_{eq} \leq 0.0004T + 0.43$$

である。

[0057] [鋼板特性]

ここで、本発明に係る溶接継手に用いられる鋼板の特性について説明する。

鋼板の表面下1mm位置における転位密度 ρ (m^{-2}) が、 $4.0 \times 10^{14} m^{-2}$ 以下であることが好ましい。転位密度 ρ (m^{-2}) とは、金属の結晶中に存在する単位体積当たりの転位長さのことである。母材の表面下1mm位置(すなわち「鋼板の表面下1mm位置」と規定したのは、鋼板の曲げ加工性の観点からである。鋼板の曲げ加工性は、鋼板の表層組織の延性によって決まる。熱間圧延時の加工ひずみにより表層組織の転位密度が増加すると、表層組

織の変形限界が低下するため曲げ加工性が低下する。そのため、鋼板表面下 1 mm 位置の転位密度を $4.0 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 以下とした。なお、通常、鋼組織は不可避免的に転位を含有するため、上記転位密度を $1.0 \times 10^{11} \text{m}^{-2}$ 未満にするには非常に製造コストがかかる。そのため、上記転位密度は、好ましくは、 $1.0 \times 10^{11} \text{m}^{-2}$ 以上であり、より好ましくは、 $3.0 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 以下である。

[0058] また、母材の表面下 1 mm 位置における平均結晶粒径が、 $15.0 \mu\text{m}$ 以下であり、母材の板厚の中心位置における平均結晶粒径が、 $20.0 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

[0059] 平均結晶粒径とは、結晶方位差が 15° 以上の境界によって囲まれた領域を結晶粒としたとき、鋼板表面下 1 mm 位置及び板厚中心位置のそれぞれにおいて、すべての結晶粒の平均を指すものであり、後述する実施例に記載の方法で測定することができる。鋼板の表層組織の結晶粒径が細くなるほど、鋼板表層の靱性は向上する。その効果を得るためには、鋼板表面下 1 mm 位置の平均結晶粒径を $15.0 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。より好ましくは、鋼板表面下 1 mm 位置の平均結晶粒径は $13.0 \mu\text{m}$ 以下である。さらに、鋼板の板厚中心位置における鋼組織の結晶粒径が細くなるほど、板厚中心位置での靱性は向上する。その効果を得るためには、板厚中心位置における平均結晶粒径を $20.0 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。より好ましくは、鋼板表面下 1 mm 位置の平均結晶粒径は $15.0 \mu\text{m}$ 以下である。ここで、本発明において、「鋼板表面下 1 mm」とは、鋼板の表面から板厚方向に 1 mm の深さ位置を指すものとする。「板厚中心位置」とは、鋼板の板厚 $1/2$ 位置を指すものとする。

[0060] [鋼板の製造方法]

次に上記鋼板の製造方法について説明する。

本発明の対象となる鋼板は、上記した成分組成を有するスラブ（鋼素材）を、加熱し、熱間圧延し、冷却することで得られる。前記冷却後、さらに任意の焼戻し工程を行うことができる。各種好ましい条件を以下に説明する。

ただし、特定の製造方法に限定することは無く、上記する工程を有していれば良い。

[0061] なお、以下の製造方法の説明において、温度に関する「℃」表示は、特に断らない限り、スラブ、鋼板の表面温度の温度とする。表面温度は、例えば放射温度計等で測定することができる。

[0062] 本発明において、スラブの溶製方法は、特に限定されず、転炉、電気炉、真空溶解炉等の公知の溶製方法のいずれもが適合する。スラブは、例えば連続 casting 法によって、所望寸法に製造される。溶鋼にはさらに、取鍋精錬等の二次精錬を施してもよい。

[0063] ・加熱条件

上記のとおり、製造されたスラブを、 $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱するのが好ましい。スラブの加熱温度が 1000°C 未満になると、スラブ casting 時にスラブ内部に析出していた粗大 NbC が再固溶せずに残存する。これにより、固溶 Nb や熱間圧延中に再析出する微細 NbC による未再結晶温度域の高温化効果が得られなくなる。それに伴い、制御圧延による結晶粒の微細化効果が小さくなり、靱性が低下する。一方、スラブの加熱温度が 1200°C を超えると、オーステナイトの粒成長により熱間圧延開始時の結晶粒径が粗大になるため、それに伴い熱間圧延後の最終組織の結晶粒径も粗大になり、靱性が低下する。そのため、スラブの加熱温度は $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$ の温度とするのが好ましい。スラブの加熱温度は、より好ましくは、 1030°C 以上であり、さらに好ましくは、 1170°C 以下である。

[0064] ・熱間圧延条件

次いで、加熱されたスラブを熱間圧延するのが好適である。上述のように、本発明では、鋼板表面 1 mm 下位置の転位密度及び平均結晶粒径と、板厚中心位置の平均結晶粒径が重要である。種々の特性を得るために、次の熱間圧延条件にて圧延するのが好ましい。

[0065] なお、ここでは、鋼板表面下 1 mm 位置あるいは板厚中心位置の温度で ($8250[\text{Nb}] + 770^{\circ}\text{C}$) を超える温度域を再結晶温度域と称する。ま

た、鋼板表面下 1 mm 位置あるいは板厚中心位置の温度で $(8250 [\text{Nb}] + 770^\circ\text{C}) \sim A_{r3}$ 温度の温度域を未再結晶温度域と称する。鋼板の板厚中心位置の温度は、例えば、鋼板の板厚中心に熱電対を付けて測定することや、鋼板断面内の温度分布を伝熱解析により計算し、その結果を鋼板の表面温度によって補正することで求めることができる。なお、上記した $[\text{Nb}]$ は、上述の鋼板の化学組成のうち、当該元素の含有量（質量％）を表す。

[0066] まず、鋼板表面下 1 mm 位置の鋼板温度を、一旦 A_{r3} 温度以下まで冷却し、その後復熱で A_{c3} 温度超えとする。次いで、鋼板表面下 1 mm 位置に対して、鋼板表面下 1 mm 位置の鋼板温度が $(8250 [\text{Nb}] + 770^\circ\text{C}) \sim A_{r3}$ 温度の温度域における圧下率を 25％以上とする圧下を行う。その後、鋼板表面下 1 mm 位置の鋼板温度が A_{r3} 温度未満の温度域における総圧下率を 15％以下とする圧下を行う。

[0067] 加熱されたスラブに対し、熱間圧延中に鋼板表層を一旦 A_{r3} 温度以下まで冷却することでオーステナイトからフェライト等の低温生成組織に変態させる。さらにその後の復熱によって鋼板表層を A_{c3} 温度以上の温度とすることで、オーステナイト組織に再変態させて鋼板表層を微細なオーステナイトとする。

[0068] なお、この熱間圧延工程における冷却は、例えば水冷、送風冷却等の方法が挙げられ、所定の温度に制御できる限り方法は問わない。例えば、 A_{r3} 温度以下とする冷却は水冷で行い、鋼板表面下 1 mm 位置が A_{r3} 温度以下となっている滞留時間は、5 秒以上とすることが好ましく、300 秒以下とすることが好ましい。冷却後の復熱は、大気中で鋼板を保持することとし、保持時間は 30 秒以上とすることが好ましく、600 秒以下とすることが好ましい。

[0069] 続いて、鋼板表層が未再結晶温度域である $(8250 [\text{Nb}] + 770^\circ\text{C}) \sim A_{r3}$ 温度の温度域で 25％以上の圧下を加えることで、鋼板表層のオーステナイト中に加工ひずみが導入される。これが最終冷却時の変態核として作用することで、靱性が良好な微細組織が得られる。好ましくは、この温度

域での圧下率は30%以上とする。なお、圧延能率の観点から、この温度域での圧下率は80%以下とすることが好ましく、70%以下とすることがより一層好ましい。

[0070] なお、この温度域におけるパス数の上限は特に限定しない。また、上記した圧下率の条件を満たせば良く、例えば複数パスに分けて行ってもよい。

[0071] 鋼板表層の温度が A_{r3} 温度未満の温度域での総圧下率が15%を超えると、鋼板表層で変態が完了したフェライト組織やパーライト組織に加工ひずみが導入されることで延性が低下し、曲げ加工性が劣化する。そのため、鋼板表層の温度が A_{r3} 温度未満の温度域での総圧下率を15%以下とすることが好ましい。より好ましくは、この温度域での総圧下率を6%以下とする。

[0072] 上記した鋼板表層の圧延条件によってこれらの組織制御を行うことにより、鋼板表層を転位密度の低い、かつ結晶粒径の小さい、優れた曲げ加工性と靱性を兼ね備えた組織とすることができる。

[0073] 続いて、鋼板の板厚中心位置に対して、板厚中心位置の鋼板温度が、 $(8250 [Nb] + 770^{\circ}C)$ 以下、 A_{r3} 温度以上の温度域における総圧下率が25%以上となるように圧下を加えるのが良い。

[0074] 加熱されたスラブに対し、上記した鋼板表層の圧延条件で熱間圧延を行っている間、鋼板の板厚中心位置が未再結晶温度域である $(8250 [Nb] + 770^{\circ}C) \sim A_{r3}$ 温度の温度域で25%以上の圧下を加える。それにより、板厚中心位置のオーステナイト中に加工ひずみが導入される。これが最終冷却時の変態核として作用することで靱性が良好な微細組織が得られる。そのため、鋼板板厚中心温度が $(8250 [Nb] + 770^{\circ}C)$ 以下の温度域での総圧下率を25%以上とするのが好ましい。より好ましくは、この温度域での総圧下率を30%以上とする。圧延能率の観点から、この温度域での総圧下率は、80%以下とすることが好ましく、70%以下とすることがより一層好ましい。

[0075] また、鋼板の板厚中心位置が A_{r3} 温度未満の場合、生成したフェライトに加工ひずみが導入され、靱性が低下する。よって、鋼板の板厚中心位置は A

r_3 温度以上とすることが好ましい。

[0076] 本発明では、「鋼板表層に対する圧延」と「板厚中心位置に対する圧延」の2種の圧延において、上記した各圧延条件内で温度域が重複することがあり得る。この場合には、重複した温度域の圧下量を、「鋼板表層」及び「板厚中心位置」の各圧下量として積算し、この積算された圧下量が各圧延条件の範囲内となればよい。

[0077] ここで、鋼板表層及び板厚中心位置における再結晶温度域での総圧下率は、 $(8250 [Nb] + 770^\circ\text{C})$ を超える温度域で、総圧下率 $= (r_0 - r_1) / r_0 \times 100 (\%)$ で計算される。なお、 r_0 は、最初の圧延を開始した板厚で、 r_1 は、最後の圧延を行った後の板厚である。また、 A_{r_3} 温度、 A_{c_3} 温度は、フォーモスタ試験などで求めることができる。

[0078] 上記した鋼板の板厚中心位置の圧延条件によってこれらの組織制御を行うことにより、鋼板中心位置を結晶粒径の小さい優れた靱性の組織とすることができる。

[0079] ・冷却条件

前述の熱間圧延後、得られた鋼板を冷却する。冷却では、鋼板の板厚中心位置の温度で $700 \sim 550^\circ\text{C}$ の温度域における平均冷却速度が、板厚 T [mm] とするとき、 $2500 \times T^{-1.7}^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上となるように行う。冷却方法は、例えばノズルから水を大流量で噴射する水冷等が挙げられる。本発明では、鋼板の両面が同条件で冷却されるように、鋼板両面に冷却操作（処理）を施すことが好ましい。

[0080] 熱間圧延後の板厚中心位置での $700 \sim 550^\circ\text{C}$ 間の平均冷却速度が $2500 \times T^{-1.7}^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満の場合、オーステナイトから低温変態組織への変態が生じる温度域での冷却速度不足により、本発明で目的とする必要な強度が得られない。また、粗大なフェライトが生成するため靱性が低下する。したがって、板厚中心位置での $700 \sim 550^\circ\text{C}$ の温度域の平均冷却速度は、 $2500 \times T^{-1.7}^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とするのが好ましい。

[0081] 本発明では、上記冷却後に、必要に応じて、強度及び靱性をさらに向上さ

せることを目的として、焼戻しを行うことができる。この場合には、鋼板の冷却後に650℃以下の焼戻し温度で焼戻す。焼戻し温度が650℃より高いと、著しい軟化が生じて必要な強度を確保できなくなる場合がある。そのため、焼戻し温度を650℃以下とすることが好ましい。一方、焼戻し温度の下限は特に限定されないが、200℃以上とすることが好ましい。なお、焼戻しの時間は、適宜調整可能である。ここでの焼戻し温度とは、鋼板表面の温度である。

[0082] [溶接金属の化学組成]

続いて、本発明の溶接継手の溶接金属の化学組成について、説明する。なお、化学組成に関する「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

[0083] [溶接金属の基本組成]

本発明に係る溶接継手の溶接金属の化学組成のうち、基本組成は以下の通りである。

C : 0.04~0.14%、Si : 0.03~0.70%、Mn : 0.30~2.50%、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、Nb : 0.001~0.100%、Al : 0.001~0.100%、Cu : 0.001~2.000%、Ni : 0.001~2.500%、Cr : 0.001~1.500%、Mo : 0.001~1.000%、Ti : 0.001~0.100%、V : 0.001~0.300%、B : 0.001~0.020%、O : 0.050%以下、及びN : 0.010%以下を含み、残部がFe及び不可避不純物からなる化学組成を有する溶接金属であることが好ましい。

[0084] そこで、本発明において溶接金属の化学組成を上記のように規定した理由を説明する。

なお、各組成の溶接金属への添加（含有）は、鋼板又は溶接材料であるワイヤのいずれかからでも添加することができる。

[0085] [C : 0.04~0.14%]

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、またオーステナイト粒界の強化に寄与する元素である。C含有量が0.04%未満であると、オーステナイトの粒界強度が低下し、本発明で目的とする強度を得られない可能性がある。一方、C含有量が0.14%を超えると、溶接割れの発生を促し、溶接金属の低温衝撃靱性も低下することがある。そのため、C含有量は、0.04～0.14%とするのが好ましい。なお、C含有量は、0.05～0.12%とするのがより好ましい。

[0086] [Si: 0.03～0.70%]

Siは、脱酸剤として作用するとともに、溶接金属の粘性を高め、ビード形状を安定的に保持する効果がある。そのような効果を得るためには、Si含有量が0.03%以上含有することが好ましい。しかし、Si含有量が0.70%を超えると、溶接金属の低温衝撃靱性を低下させる可能性がある。また、Siは、凝固時に偏析し、凝固セル界面に液相を生成するため、耐溶接割れ性を低下させることがある。そのため、Si含有量は、0.03～0.70%とするのが好ましい。なお、Si含有量は、0.04～0.60%とするのがより好ましい。

[0087] [Mn: 0.30～2.50%]

Mnは、低コストで溶接金属の焼入れ性を向上させ、強度を向上させることができる元素である。その効果を得るには0.30%以上のMnを含有するのが好ましい。一方、Mn含有量が2.50%を超えると、凝固時にMn偏析が発生し、高温割れを誘発するため、溶接性が低下することがある。そのため、Mn含有量は、0.30～2.50%とするのが好ましい。なお、Mn含有量は、0.50～2.20%がより好ましい。

[0088] [P: 0.030%以下]

Pは、粒界を脆化させる作用の大きい元素であり、多量に含有すると、溶接金属の低温衝撃靱性を低下させ、また、凝固時に界面に偏析し、高温割れを誘発することがある。そのため、P含有量は、0.030%以下とするのが好ましい。さらに、P含有量は、0.025%以下とすることがより好ましい。一方、P含有量は、少ないほど好ましいため、P含有量の下限は特に

限定されず、0%であってもよい。しかしながら、Pは、不純物として溶接金属中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低P化は、コストの上昇を招くため、P含有量は、0.001%以上とすることが好ましい。

[0089] [S : 0.020%以下]

Sは、溶接金属の低温衝撃靱性を低下させ、また、凝固時に界面に偏析し、高温割れを誘発することがあるため、S含有量は、0.020%以下とするのが好ましい。さらに、S含有量は、0.010%以下とすることがより好ましい。一方、S含有量は、少ないほど好ましいため、S含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかしながら、Sは、不純物として溶接金属中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低S化は、コストの上昇を招くため、S含有量は、0.0001%以上とすることが好ましい。

[0090] [Nb : 0.001~0.100%]

Nbは、炭化物形成元素であり、炭化物を析出させて、溶接金属の強度向上に寄与する元素である。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。その効果を得るためには、Nb含有量は、0.001%以上含有するのが好ましい。一方、Nb含有量が0.100%を超えると、炭化物を粗大化させ、破壊の発生起点となり、極低温衝撃靱性の低下を招く可能性がある。そのため、Nb含有量は、0.001~0.100%とするのが好ましい。なお、Nb含有量は、0.005~0.075%がより好ましい。さらに、Nb含有量は、0.005~0.050%とするのが特に好ましい。

[0091] [Al : 0.001~0.100%]

Alは、脱酸剤として作用し、溶融金属の粘性を高め、ビード形状を安定的に保持する重要な作用を有する。その効果を得るためには、Al含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Al含有量が0.100%を超えると、溶接金属の清浄度が低下し、その結果、延性及び靱性が低下する可能性がある。さらに、溶接金属の粘性が高くなりすぎて、逆に、ビードが広がらず融合不良などの欠陥が増加することがある。そのため、Al含有

量は、0.001～0.100%とするのが好ましい。なお、Al含有量は、0.005～0.080%とするのがより好ましい。

[0092] [Cu: 0.001～2.000%]

Cuは、溶接金属の靱性を大きく劣化させることなく溶接金属の強度を向上させることができる元素である。その効果を得るためには、Cu含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Cu含有量が2.000%を超えて多量に含有すると、凝固時に偏析し、高温割れを誘発する可能性がある。そのため、Cuを含有する場合は、Cu含有量を2.000%以下とすることが好ましい。なお、Cu含有量は、より好ましくは、0.005～1.500%である。Cu含有量は、さらに好ましくは0.005～1.000%であり、さらに一層好ましくは0.005～0.500%である。

[0093] [Ni: 0.001～2.500%]

Niは、溶接金属の焼入れ性を高めるとともに、靱性を向上させる効果を有する元素である。その効果を得るためには、Ni含有量を0.001%以上とすることが好ましい。しかしながら、Niは、高価な元素であり、2.500%を超える含有は、経済的に不利となる。そのため、Niを含有する場合は、Ni含有量を2.500%以下とすることが好ましい。なお、Ni含有量は、より好ましくは0.010～2.000%である。Ni含有量は、さらに好ましくは0.010～1.500%であり、さらに一層好ましくは0.010～1.000%である。

[0094] [Cr: 0.001～1.500%]

Crは、溶接金属の焼入れ性を向上させることにより溶接金属の強度を向上させることができる元素である。その効果を得るためには、Cr含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Cr含有量が1.500%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。また、Cr炭化物が生成し、低温衝撃靱性の低下を招くことがある。そのため、Crを含有する場合は、Cr含有量を1.500%以下とすることが好ましい。なお、Cr含有量は、より好ましくは0.010～1.200%であり、さらに好ましくは0.

0.10～1.000%である。

[0095] [Mo : 0.001～1.000%]

Moは、溶接金属の焼入れ性を向上させることにより溶接金属の強度を向上させることができる元素である。その効果を得るためには、Mo含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Mo含有量が1.000%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Moを含有する場合は、Mo含有量を1.000%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Mo含有量は、0.010～0.800%である。

[0096] [Ti : 0.001～0.100%]

Tiは、溶接金属中に微細な炭窒化物として析出し、溶接金属の強度を向上させることが出来る元素である。その効果を得るためには、Ti含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、Ti含有量が0.100%を超えると、溶接金属組織の清浄度が低下し、その結果、延性及び靱性が低下する可能性がある。そのため、Tiを含有する場合は、Ti含有量を0.100%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Ti含有量は、0.005～0.080%である。

[0097] [V : 0.001～0.300%]

Vは、溶接金属の焼入れ性の向上とともに、炭窒化物の生成により溶接金属の強度を向上させることができる元素である。その効果を得るためには、V含有量を0.001%以上とすることが好ましい。一方、V含有量が0.300%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Vを含有する場合は、V含有量を0.300%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、V含有量は、0.005～0.250%である。V含有量は、さらに好ましくは0.005～0.150%であり、さらに一層好ましくは0.005～0.100%である。

[0098] [B : 0.001～0.020%]

Bは、極微量の添加で焼入れ性を向上させることにより、溶接金属の強度を向上させる効果を有する元素である。その効果を得るためには、B含有量

を0.001%以上とすることが好ましい。一方、B含有量が0.020%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Bを含有する場合は、B含有量を0.020%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、B含有量は、0.005～0.018%である。

[0099] [O : 0.050%以下]

Oは、延性、靱性を低下させる元素であるため、O含有量を0.050%以下とするのが好ましい。一方、O含有量は、少ないほど好ましいため、O含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかし、Oは、不純物として溶接金属中に不可避免的に含有される元素であり、過度の低O化は、コストの上昇を招くため、O含有量は、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0100] [N : 0.010%以下]

Nは、延性、靱性を低下させる元素であるため、N含有量を0.010%以下とするのが好ましい。一方、N含有量は、少ないほど好ましいため、N含有量の下限は特に限定されず、0%であってもよい。しかし、Nは、不純物として溶接金属中に不可避免的に含有される元素であるため、過度の低N化は、コストの上昇を招くため、N含有量は、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0101] [溶接金属の任意的選択組成]

本発明の溶接金属は、上述した基本組成とすることで、本発明の目的とする特性は得られるが、強度や溶接性（具体的には、溶接部の靱性や溶接作業性など）のさらなる向上を目的として、上述の基本組成に加えて、必要に応じて下記の任意的選択組成を含有することができる。

[0102] W : 0.500%以下、Ca : 0.0200%以下、Mg : 0.0200%以下、及びREM : 0.0500%以下からなる群より選択される1種又は2種以上である。W、Ca、Mg、及びREMは、任意に含有できる組成であるので、これらの含有量は0%であってもよい。

[0103] [W : 0.500%以下]

Wは、溶接金属の焼入れ性を向上させることにより、溶接金属の強度を向上させることができる元素である。一方、W含有量が0.500%を超えると、溶接性が低下する可能性がある。そのため、Wを含有する場合は、W含有量を0.500%以下とすることが好ましい。なお、好ましくは、W含有量は0.001%以上である。より好ましくは、W含有量は、0.001～0.300%である。

[0104] [Ca : 0.0200%以下]

Caは、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、Ca含有量が0.0200%を超えると、清浄度が低下して溶接金属の靱性が損なわれることがある。そのため、Caを含有する場合は、Ca含有量を0.0200%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Ca含有量は0.0001～0.0180%である。さらに好ましくは、Ca含有量は0.0001～0.0100%である。

[0105] [Mg : 0.0200%以下]

Mgは、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、Mg含有量が0.0200%を超えると、Mgの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となることがある。そのため、Mgを含有する場合は、Mg含有量を0.0200%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、Mg含有量は、0.0001～0.0180%である。さらに好ましくは、Mg含有量は0.0001～0.0150%である。

[0106] [REM : 0.0500%以下]

REM（希土類金属）は、高温での安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。一方、REM含有量が0.0500%を超えると、REMの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となることがある。そのため、REMを含有する場合は、REM含有量を0.0500%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは、REM含有量は、0.0001～0.0450%である。

[0107] [溶接金属の残部組成]

本発明の溶接金属は、以上の化学組成以外の残部は、F e及び不可避不純物である。なお、不可避不純物とは、溶接の過程で、溶接ワイヤ、鋼板、周辺雰囲気等から混入する成分であり、意図的に含有させたものではない成分のことをいう。不可避不純物としては、H、Z n、R e、C o、S b、B iなどが例示でき、合計で0.0100%以下であれば許容できる。また、前述の基本組成及び選択組成を満足する限り、これら以外の元素を含有させても良く、そのような実施態様も本発明の技術的範囲に含まれる。

[0108] [溶接金属の機械的特性]

ここで、本発明に係る溶接継手の好ましい機械的特性について説明する。

上述した化学組成を有する溶接金属であって、J I S Z 3111の規程に準拠して作製した溶接金属の引張試験における常温の降伏強さ（0.2%耐力）が、325MP a以上で、かつ、その引張強さが、520MP a以上であることが好ましい。

また、溶接継手の常温の引張強さが、520MP a以上であることが好ましい。なお、本発明において「常温」とは、25.0℃を指す。

[0109] さらに、J I S Z 3128の規定に準拠して作製した溶接継手の溶接金属及び溶接熱影響部についての試験温度：-40℃におけるVノッチシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-40} ）が、30J以上であることが好ましい。30Jを下回る場合、この継手を含有する構造物の靱性が低くなり、破壊が起こりやすくなる可能性があるためである。

[0110] [溶接継手の製造方法]

次に、本発明に係る溶接継手の製造方法について説明する。すなわち、上述した鋼板をガスシールドアーク溶接してなる溶接継手の製造方法について説明する。

まず、上述した化学組成を有する板厚50mm以上の鋼板を準備する。そして、準備した鋼板同士が、所定の開先形状を形成するように、開先加工を行う。形成する開先形状については、特に限定する必要は無く、溶接構造物

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出来る。

[0111] 次いで、上記開先加工された鋼板同士を溶接して、1層あたり1パスの溶接で、好ましくは3層以上の多層の溶接金属を形成し、溶接継手とする。1層もしくは2層の溶接金属で溶接を行うと、開先内で溶接時の熱が均一に広がらず、溶接欠陥を誘発する。使用する溶接用ワイヤは、所望の特性を有する溶接金属を形成できれば良く、特に限定されない。

[0112] [ガスシールドアーク溶接方法]

本発明に用いる溶接方法は、溶接欠陥が無い溶接金属を有し、高強度と優れた低温衝撃靱性を備えた狭開先溶接継手を安定して得ることができる多電極ガスシールドアーク溶接方法である。

[0113] 本発明のガスシールドアーク溶接方法の溶接条件として、以下に図面とともに説明する溶接条件を適正に制御することが必要である。

[0114] [溶接条件（基本条件と任意的選択条件）]

(1) 基本溶接条件

(a) 電極を3電極以上の多層溶接とする。

(b) 第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端を、平行な異なる溶接線上に配置する。(図4参照)

(c) 第1電極及び第2電極のうちの一方をワイヤマイナス(正極性)、他方をワイヤプラス(逆極性)とする。

(d) 第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端間の距離 a (mm)が、5～16mmである。(図4参照)

(e) 第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端間を結ぶ直線の、溶接線の直角方向に対する角度 α が、 60° 以下である。(図4参照)

(f) ワイヤマイナス(正極性)となる電極に、REMを0.015～0.100質量%含有する溶接ワイヤを用いる。

(2) 任意的選択溶接条件

(g) 第1電極及び第2電極の各給電チップ先端の、溶接線の垂直方向に

対する開先面側への傾き角度 ϕ が、 $0^{\circ} \sim 15^{\circ}$ である。(図3参照)

(h) 第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端の側端部と前記開先面との距離 d (mm) が、 $0.5 \sim 3.0$ mmである。(図2、3参照)

(i) 各溶接ワイヤは、曲率半径が $150 \sim 300$ mmとなる範囲で予め湾曲させた溶接ワイヤを用いる。

(j) 第3電極以降の電極を、第1電極及び第2電極の後方の開先中央に配置する。(図4、5参照)

(k) シールドガスとして、 60 体積%以上の CO_2 ガスを含有したガスを用いる。

[0115] [個々の溶接条件]

以上の溶接条件について、個々にさらに詳しく説明する。

[0116] (a) 3電極以上の多層溶接

狭開先の多層溶接では、1層当たり1パスとする場合、1電極では熱が開先中央に集中し易いため、鋼材の開先面における溶融が不足し、融合不良(コールドラップ)、開先面に付着したスパッタ及びスラグ巻き込みによる欠陥が生じ易い。特に、初層溶接は鋼材の温度が低く、溶融深さが小さくなるため、融合不良による欠陥が生じ易い。また、溶接施工能率向上の観点からは、3電極以上の多電極溶接とすることが有利である。なお、好ましくは、溶接施工能率の観点から4電極以下である。もっとも好ましくは3電極である。

[0117] (b) 電極の配置

第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端を、平行な異なる溶接線上に配置する。図4が3電極の場合の溶接ワイヤ先端の配置例であり、図5が4電極の場合の溶接ワイヤ先端の配置例である。これらの図に示すように、第1電極5の溶接ワイヤ先端5c及び第2電極6の溶接ワイヤ先端6cは、平行な異なる溶接線9上に配置している。こうすることで、第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤから出るアークが、形成する溶接金属の幅方向に広がる。

[0118] (c) 電極の極性

第1電極及び第2電極のうち的一方をワイヤマイナス（正極性）、他方をワイヤプラス（逆極性）とする。第1電極及び第2電極を同極性、例えば、第1電極及び第2電極ともワイヤプラスとすると、互いのアークが引き合いの電磁力によって内向きとなり、熱が開先中央に集中することになって、開先面において十分な溶融が得られなくなる。しかしながら、第1電極及び第2電極を異なる極性とし、上記（b）で説明した各溶接ワイヤ先端を溶接線に平行な異なる線上に配置すると、互いの溶接電流による磁場が強い外向きの電磁力を生じ、アークが互いに反発することとなる。その結果、開先面において十分な溶融深さを得ることが可能となる。この結果から、本発明では、第1電極及び第2電極の極性は、一方をワイヤマイナス（正極性）、他方をワイヤプラス（逆極性）とする。

[0119] （d）第1－2電極先端間距離 a : 5 ～ 16 mm

第1電極5と第2電極6の各溶接トーチ先端の給電チップ5aと6aから供給する溶接ワイヤ5bと6b先端間の距離 a （以下、単に「第1－2電極先端間距離」ともいう。）は、5 ～ 16 mmの範囲に制御する必要がある。なお、ここでの溶接ワイヤ5bと6b先端間の距離 a とは、図4に示すように、各電極における溶接ワイヤ先端5cと6cの中心間の距離を指すものとする。

[0120] この第1－2電極先端間距離 a が5 mm未満では、電極間に電流（電子）が流れることで、アークそのものの持つ熱が減少してしまい、開先面の十分な溶融が得られなくなる。一方、距離 a が16 mmを超えると、電極間の外向きの電磁力は、距離に反比例し小さくなり、開先面を流れる電流によって生じる内向きの電磁力に打ち勝つためのアーク反発力が得られず、互いのアークが内向きとなり、熱が開先中央に集中する。その結果、開先面における十分な溶融が得られなくなる。

[0121] さらに、狭開先溶接では、スパッタの開先面への付着による溶接欠陥の抑制が課題となるが、上述した（b）、（c）、（d）の溶接条件を制御することで、スパッタはそれぞれの溶融金属に吸収される。これにより、開先面

へのスパッタの付着が抑制されるので、健全な溶接部を得ることが可能となる。

[0122] 以上のことから、第1－2電極先端間距離 a を、5～16mmの範囲に制御するが、より強いアークの反発により、より深く安定した開先面の溶融深さを得るには、第1－2電極先端間距離 a を5～8mmの範囲に制御することが好ましい。

[0123] (e) 第1－2電極先端配置角度 α ：60°以下

本発明の狭開先ガスシールドアーク溶接方法では、アークの反発を利用して開先面の溶融を確保している。ここで、図4で、第1電極5と第2電極6の溶接ワイヤ先端5cと6cとの間を結ぶ直線の、溶接線9の直角方向に対する角度 α （以下、単に「第1－2電極先端配置角度」ともいう。）について説明する。この角度 α が、60°を超えると、十分なアークの反発力が得られず、開先面において十分な溶融を得ることができなくなる。そのため、角度 α は、60°以下に限定する。好ましくは、角度 α は45°以下である。なお、角度 α は、0°（すなわち、溶接線の直角方向と平行）であってもよい。より好ましくは、角度 α は25°以上である。

[0124] (f) 正極性電極に用いる溶接ワイヤのREM含有量

REM（希土類元素）は、製鋼時及び casting 時の介在物の微細化や、溶接施工時の溶接金属の靱性改善に、有効な元素である。さらに、REMを含有する溶接ワイヤをワイヤマイナス（正極性）となる電極に供給して溶接を行うと、溶滴の微細化と移行の安定化を図ることができる。この溶滴移行の微細化により、スパッタの発生を抑制し、正極性でも安定したガスシールドアーク溶接が可能となる。このようなことから、本発明では、正極性となる電極に、REM（希土類元素）を0.015～0.100質量%含有する鋼ワイヤを供給する。なお、REM（希土類元素）以外の元素は、JIS Z 3312に規定されるように、溶接ワイヤのグレード（鋼種）に応じて、通常、含有される適正量を含むものとする。REM（希土類元素）の含有量が0.015質量%未満では、上記した溶滴の微細化と移行の安定化が図れない。

。一方、0.100質量%を超えてREMを含有すると、ワイヤ製造工程中に割れが生じるため、溶接ワイヤの製造が困難となる。このため、REM（希土類元素）の含有量は、0.015～0.100質量%の範囲に限定した。好ましくは、REM含有量は、0.025～0.050質量%である。

[0125] なお、ガスシールドアーク溶接用の溶接ワイヤとしては、一般的に、直径0.6～2.0mmの範囲で製造されているが、同じ電流で溶接する場合は、一般的にワイヤ径が細いほどジュール熱によって高い溶着速度が得られる。このため、高能率な溶接施工を実現するためには、比較的細いワイヤ径を選択することが好ましい。一方、ワイヤ径が細すぎるとジュール熱によってワイヤが軟化し、溶接が不安定になる。このため、使用する溶接ワイヤの直径は、1.0～1.6mmの範囲とすることが好ましい。

[0126] 以上の溶接条件が、本発明のガスシールドアーク溶接における基本的溶接条件であり、上述した条件で溶接施工することにより、溶接欠陥が無い高強度で優れた低温衝撃靱性を備えた狭開先溶接継手とすることができる。

[0127] さらに、本発明では、上記の基本的溶接条件に加えて、以下に説明する任意選択的溶接条件を満足させることにより、溶接欠陥が無い高強度で優れた低温衝撃靱性を備えた狭開先溶接継手をより安定して得ることが可能になる。

[0128] （g）給電チップの傾き角度 ϕ ：0°～15°

アークには指向性があり、電極の溶接ワイヤ先端が指す方向に向きやすい性質がある。このアークの指向性を開先面の溶融に有効に活かすためには、溶接ワイヤ先端が指す方向を開先面に向けることが有利であり、この溶接ワイヤ先端が指す方向は、電極先端の給電チップから供給する溶接ワイヤの供給角度により大きく変化する。そこで、図3に示すように、第1電極5及び第2電極6の溶接ワイヤ5bと6bの各溶接金属2底部に対する供給角度は、各電極の給電チップ5aと6aの先端の傾きと同じになる。したがって、この給電チップ先端の開先面4側への傾き角度 ϕ （以下、「給電チップの傾き角度 ϕ 」ともいう。）を調整することで、各給電チップから供給する溶接

ワイヤの溶接金属底部に対する供給角度を制御することができる。ここで、溶接金属底部とは、溶接金属の各溶接層ごとの底部であって、前溶接層との境界付近を指す。

[0129] 第1電極及び第2電極の給電チップの傾き角度 θ が、 0° 未満（すなわち、開先面とは逆側に傾く場合）では、電流がより抵抗の小さい経路に流れてしまう。その結果、アークが電極であるワイヤを這い上がり（すなわち「アークの這い上がり」ともいう）、狙いとする開先面、特に底部での溶融を維持することが困難となる。一方、給電チップの傾き角度 θ が、 15° を超えると、アークが開先面に向き過ぎるために溶接ビード形状が凸となり、初層以降の溶接におけるアークでの溶融が不十分となって溶接欠陥を生じ易くなる。このため、給電チップの傾き角度 θ は、 $0^\circ \sim 15^\circ$ の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、給電チップの傾き角度 θ は、 $5^\circ \sim 12^\circ$ である。

[0130] (h) 溶接ワイヤ先端側端部と開先面との距離 d ： $0.5 \sim 3.0$ mm

溶接金属底部における溶融深さをより深く安定して得るには、図2及び図3に示すように、第1電極5及び第2電極6の溶接ワイヤの先端5c及び6cの側端部と鋼板の開先面4との距離 d を $0.5 \sim 3.0$ mmとすることが好ましい。これは、この距離 d が 0.5 mm未満では、アークがワイヤと溶接金属底部との間ではなく、ワイヤと開先面との間で発生し、溶接金属底部において、前溶接層と開先面とが効率良く溶融できない。

[0131] 一方、この距離 d が 3.0 mmを超えるとアークが開先面から離れてしまい、開先面を効率良く溶融できないからである。この距離 d は、より好ましくは、 $0.5 \sim 2.0$ mmの範囲であり、さらに好ましくは、 $0.5 \sim 1.0$ mmの範囲である。なお、ここで言う「溶接ワイヤ先端の側端部」とは、各電極で溶融させようとする鋼板の開先面に最も近い側の側端部を指し、距離 d は、その側端部と開先面4との最短距離を指すものとする。

[0132] (i) 送給する溶接ワイヤの曲率半径： $150 \sim 300$ mm

本発明では、第1電極5及び第2電極6の溶接トーチ先端の給電チップが

ら供給する溶接ワイヤ5 b、6 bの供給角度(Φ)を制御するため、図3に示すように先端部を開先面側に傾けた給電チップ5 a、6 aを使用する。このとき、溶接ワイヤ5 b及び6 bは、その先端部が開先面側に傾いた給電チップを通ることになるが、よりスムーズに通過させるためには、いわゆる3点ローラー等(図示せず)を用いて供給する溶接ワイヤを予め湾曲させておくことが好ましい。

- [0133] 予め湾曲させる際の曲率半径は、150～300 mmとすることが好ましい。この曲率半径が150 mm未満では、ワイヤの送給抵抗が大きくなって、安定して溶接ワイヤを送給することができず、アークを維持することが困難となる。一方、溶接ワイヤの曲率半径が300 mmを超えると、給電チップ先端が曲がった状態でのワイヤの送給抵抗軽減に効果がないため、やはり安定して溶接ワイヤを送給することができず、アークを維持することが困難となる。したがって、第1電極及び第2電極の給電チップに送給する溶接ワイヤの曲率半径は、150～300 mmとすることが好ましい。より好ましくは、溶接ワイヤの曲率半径は、175～275 mmである。

- [0134] (j) 第3電極以降の配置

高温割れのリスクを回避するには、図4及び図5に示すように、第3電極以降の電極の溶接ワイヤ先端(7 cと8 c)を、第1電極及び第2電極の溶接ワイヤ先端(5 cと6 c)の後方の開先中央に配置することが有効である。また、これにより積層数の低減が更に可能となり、多層溶接における積層欠陥のリスクを大きく低減できる。

- [0135] なお、第2電極の溶接ワイヤ先端6 cと第3電極の溶接ワイヤ先端7 c間の距離bは、10～100 mmの範囲とするのが好ましく、より好ましくは、10～60 mmであり、さらに好ましくは、10～40 mmであり、最も好ましくは、10～25 mmである。さらに、第3電極の溶接ワイヤ先端7 cと第4電極の溶接ワイヤ先端8 c間の距離cも、10～100 mmの範囲とするのが好ましく、より好ましくは、10～60 mmであり、さらに好ましくは、10～40 mmであり、最も好ましくは、10～25 mmである。

[0136] また、第3電極以降の極性は特に限定されず、ワイヤマイナス（正極性）、ワイヤプラス（逆極性）のいずれであってもよい。

[0137] （k）シールドガス組成

溶接金属中の酸素含有量は、シールドガス組成にも大きく影響を受けることから、シールドガス組成としては、CO₂ガスを60体積%以上、残りをAr等の不活性ガスとして含有するガスを使用することが好ましい。より好ましくは、CO₂ガスが100体積%のガスである。

[0138] なお、シールドガス供給のためのノズルは以下の配置が好ましい。

[0139] 本発明の目的であるガスシールドアーク溶接における良好なシールド性を確保し、大気中の窒素の巻き込みを抑制し、溶接金属の低温靱性の低下や溶接欠陥の発生を低減するために、シールドガス供給ノズル11を開先内の第1電極5の溶接方向の前方に配置する。

[0140] 図7及び図8に基づいて詳しく説明する。図7は、シールドガス供給ノズルと電極との配置関係を模式的に示す側面断面図であり、図8は、図7と同様の配置関係を上から見た平面図である。これらの図には、第1電極5、第2電極6及び第3電極7を配した3電極溶接の一例を示している。第1電極5の溶接方向の前方に、シールドガス供給ノズル11が配置されており、シールドガスが排出されるガス吐出口11aが、第1電極5に向けられている。溶接施工の際に、溶接方向に沿って、上記3つの電極と連動してシールドガス供給ノズル11が移動し、シールドガスを供給しながら、アーク溶接を実施する。

[0141] そしてガス吐出口11aの断面積Nは100mm²～350mm²の範囲であることが好ましい。

[0142] ガス吐出口11aの断面積Nが100mm²未満になると、ガスの吹き付ける面積が小さくなり、シールド性が不十分となる。一方、ガス吐出口11aの断面積Nが350mm²を超えると、開先底部以外へガスが分散し、シールド性が不十分となる。したがって、ガス吐出口11aの断面積Nは、好ましくは100mm²～350mm²とする。この断面積Nは、より好ましくは、1

25 mm²～300 mm²である。

[0143] また、シールドガスの供給流量Qは、35 L/min～70 L/minの範囲であることが好ましい。

[0144] シールドガスの供給流量Qが35 L/min未満になると、溶融池12へ供給されるガスの量が不十分となり、シールド性が悪化する。一方、シールドガスの供給流量Qが70 L/minを超えると、シールドガスの流速が過剰となり、溶接欠陥が発生する可能性が高くなる。したがって、シールドガスの供給流量Qは、好ましくは35 L/min～70 L/minとする。この供給流量Qは、より好ましくは、40 L/min～65 L/minである。なお、シールドガスの供給流量Qとガス吐出口の断面積Nの組み合わせによりシールドガスの流速が変化するが、流速が2 m/s～7 m/sとなることが好ましい。

[0145] ガス吐出口先端部の好適な断面形状は以下のとおりである。

[0146] 図7及び図8では、シールドガス供給ノズル11の先端部分のみを図示しているが、ガス吐出口11aの先端部の断面の形状は、特に限定はしていない。しかしながら、当該先端部の断面形状が円形よりも矩形の方が断面積の大きなノズルを開先内に挿入可能であることから、ガス吐出口先端部の断面形状としては、矩形とすることが好ましい。

[0147] ガス吐出口11aの断面と溶接する開先底部とのなす角度Xは40°～80°が好ましい（図7参照）。

[0148] ガス吐出口11aの断面と溶接する開先底部とのなす角度Xが40°未満になると、シールドガスが第3電極7まで十分に届かず、シールド性が不十分となる。一方、角度Xが80°を超えると、開先底部以外へガスが分散し、シールド性が不十分となる。したがって、ガス吐出口11aの断面と溶接する開先底部とのなす角度Xは、40°～80°とするのが好ましい。この角度Xは、より好ましくは、45°～75°である。

[0149] さらに、ガス吐出口11aの先端部と第1電極5の溶接ワイヤ先端部5cとの距離Yは40 mm以下であることが好ましい（図7及び図8参照）。ガ

ス吐出口 11a と電極間との距離もシールド性に有効である。すなわち、ガス吐出口 11a の先端部（具体的には、電極に最も近い部分）と、第 1 電極 5 の溶接ワイヤ先端部 5c との距離 Y が 40 mm を超えると、シールドガスが電極全体に十分に届かず、また開先底部以外へガスが分散し、シールド性が不十分となる。したがって、距離 Y は、40 mm 以下とするのが好ましい。距離 Y は、より好ましくは、5 mm ～ 35 mm である。

[0150] [その他の溶接条件]

なお、上述した溶接条件以外の条件については、特に規定しない。例えば、溶接電流：280 ～ 360 A、溶接電圧：32 ～ 37 V、溶接速度：30 ～ 90 (cm/min)、ワイヤ突き出し長さ：15 ～ 30 (mm)、1 パス当りの溶接入熱量：10 ～ 50 (kJ/cm) とすることができる。

[0151] なお、3 電極にて多層溶接する場合は、以下の溶接電流の条件がより好適である。

まず、第 1 電極の電流値 I_1 と第 2 電極の電流値 I_2 を 280 A ～ 360 A の範囲とする。第 1 電極と第 2 電極の電流値 I_1 及び I_2 が 280 A 未満では、開先面を十分に熔融できず、融合不良が発生する可能性が高くなる。一方で、電流値 I_1 及び I_2 が 360 A を超えると、溶接ビードの高さが高くなり、縦長のビードとなるため高温割れリスクが増大する。したがって、第 1 電極の電流値 I_1 と第 2 電極の電流値 I_2 の範囲は、好ましくは 280 A ～ 360 A であり、より好ましくは 280 A ～ 340 A である。

[0152] 次に、第 3 電極の電流値 I_3 は、多層溶接の層ごとに各層の溶接ビードの幅との関係に基づき制御することで、本発明の目的とする溶接各層に発生する高温割れを抑制できる。具体的には、第 i 層目の第 3 電極の電流値 I_{3i} を下記の (2) 式を満たす範囲とする。

$$I_{3i} \leq 30 \times G_{i-1} - 10 \quad \cdots \quad (2)$$

ここで、 I_{3i} ：第 i 層目の第 3 電極の電流値 [A]、 G_{i-1} ：第 i 層の 1 層前（すなわち第 $i-1$ 層目）の溶接により形成された溶接ビードの幅 [mm] であり、 i ：2 以上の自然数である。

[0153] 第3電極の電流値 I_{3i} が高くなると、溶接ビードの高さが高くなり、縦長のビードとなるため高温割れリスクが増大する。一方、溶接ビードの幅 G_i は、1層前（すなわち、第 $i-1$ 層目）の溶接により形成された溶接ビードの幅 G_{i-1} の影響を受け、層数の増加に伴いその幅も大きくなる。このことから、溶接ビードの幅と第3電極の電流値との関係を検討した結果、良好な範囲を見出し、そこから上記の（2）式を導き出した。すなわち、この（2）式を満たす範囲であれば縦長の溶接ビードになることが抑制され、高温割れを防止できるという優れた効果が得られる。

実施例

[0154] 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。

[0155] まず、表1に示す化学組成を有する溶鋼を溶製し、連続鋳造等により鋼素材（スラブ）を製造した。この表1の組成が母材となる鋼板の化学組成になる。なお、表1の「－」欄は、意図的に添加しないことを表しており、含有しない（0%）の場合だけでなく、不可避免的に含有する場合も含む。

[0156]

[表1]

鋼板 鋼種	化学組成(質量%) *1																			Ceq.	
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	B	W	Ca	Mg		REM
A	0.09	0.27	1.58	0.017	0.010	0.031	0.072	0.0058	0.0039	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.36
B	0.06	0.46	1.80	0.015	0.009	0.076	0.034	0.0077	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	0.10	0.013	—	—	0.36
C	0.10	0.29	1.48	0.010	0.012	0.074	0.070	0.0042	0.0052	—	—	—	—	—	0.03	—	—	—	0.013	—	0.35
D	0.06	0.19	1.06	0.012	0.013	0.016	0.016	0.0023	0.0031	0.084	—	—	0.435	—	—	—	—	—	—	0.0212	0.33
M	0.08	0.22	0.94	0.022	0.014	0.088	0.009	0.0019	0.0022	—	0.550	0.321	—	0.036	—	0.0080	—	—	—	—	0.34
N	0.04	0.40	1.68	0.019	0.011	0.064	0.021	0.0031	0.0024	—	0.331	0.679	—	—	—	—	—	—	—	—	0.48
O	0.28	0.31	0.98	0.006	0.011	0.054	0.232	0.0038	0.0067	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.44
P	0.07	0.49	1.83	0.066	0.009	0.021	0.079	0.0084	0.0047	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.38
Q	0.07	0.32	0.92	0.017	0.045	0.036	0.089	0.0021	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.23
R	0.12	0.29	4.31	0.018	0.011	0.062	0.037	0.0025	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.84
S	0.09	1.56	1.64	0.020	0.004	0.297	0.056	0.0056	0.0075	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.37
T	0.05	0.86	1.02	0.033	0.024	0.001	0.001	0.0021	0.0011	—	0.02	—	—	—	—	—	0.06	0.01	—	—	0.22

*1: 残留はFeおよび不可避不純物である。
*2: $Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 + ([Cu] + [Ni]) / 15$ 、ただし、各元素記号は当該元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は0とする。
*3: 「—」欄は、意図的に添加しないことを表しており、含有しない(0%)の場合だけでなく、不可避的に含有する場合も含む。

[0157] 次に、得られたスラブに対して、加熱、熱間圧延、冷却の各工程を順次行

い、表 2-1 及び表 2-2 に示す板厚 T (mm) の鋼板を得た。なお、熱間圧延工程における圧延開始温度は、鋼板表層で $990 \sim 1140^{\circ}\text{C}$ の範囲であり、圧延仕上温度は、鋼板表層で $670 \sim 830^{\circ}\text{C}$ の範囲であった。以上の鋼板温度は、表層温度は放射率温度計で測定し、板厚中心位置の温度は鋼板の板厚中心位置に熱電対を付けることで測定した値である。また、熱間圧延後の冷却は、鋼板の表裏面より大流量で水を噴射して行った。

[0158] 一方、溶鋼を、真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊を得、この鋼塊を、 1200°C に加熱した後、熱間及び冷間加工により、 1.2 mm 中のガスシールドアーク溶接用ワイヤとした。ワイヤ鋼種（グレード）としては、YGW18の他に、G59J A1を用いた。

[0159] 続いて、上記の鋼板に開先加工を施して、表 2-1 及び表 2-2 に示す開先形状を得た。なお、表 2-1 及び表 2-2 中の開先形状が V（開先）は、図 6（a）の形状であり、X（開先）は、図 6（b）の形状である。さらに、上記で得られた溶接用ワイヤを用いて、ガスシールドアーク溶接を行い、上述した開先内に溶接金属を形成し、溶接継手を得た。このときの積層条件（具体的には、1 層あたり 1 パス施工か 2 パス施工か）についても示した。

[0160]

[表2-1]

継手No.	鋼板 鋼種	ワイヤ鋼種 (グレード)	開先 形状	板厚T (mm)	ギャップ G (mm)	表面開先 角度 θ_f (°)	裏面開先 角度 θ_b (°)	表面厚さ T_f (mm)	中間厚さ T_m (mm)	裏面厚さ T_b (mm)
1	A	YGW18	V	50	6	10	—	50	—	—
2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
2-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
2-3	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
3	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
4	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
4-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
5	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
5-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
6	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
6-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
7	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
7-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
8	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
9	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
9-2	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
9-3	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
10	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
10-2	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
10-3	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
11	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
12	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
13	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
13-2	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
14	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
14-2	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
15	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—

[0161]

[表2-2]

継手No.	鋼板 鋼種	ワイヤ鋼種 (グレード)	開先 形状	板厚T (mm)	ギャップ G (mm)	表面開先 角度 θ_f (°)	裏面開先 角度 θ_b (°)	表面厚さ T_f (mm)	中間厚さ T_m (mm)	裏面厚さ T_b (mm)
16	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
16-2	A	G 59J A 1	V	100	6	10	—	100	—	—
17	A	G 59J A 1	V	150	6	10	—	150	—	—
18	B	YGW18	X	50	6	10	14	38	4	8
18-2	B	YGW18	X	50	6	10	14	38	4	8
19	B	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
19-2	B	G 59J A 1	X	100	6	10	14	83	4	13
20	B	YGW18	X	150	8	10	14	118	4	28
21	C	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
22	D	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
22-1	D	G 59J A 1	X	100	6	10	14	83	4	13
22-2	D	G 59J A 1	X	100	6	10	14	83	4	13
23	M	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
24	N	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
24-2	N	G 59J A 1	X	100	6	10	14	83	4	13
24-3	N	G 59J A 1	X	100	6	10	14	83	4	13
25	O	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
26	P	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
27	Q	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
28	R	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
29	S	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
30	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
31	A	YGW18	V	100	6	0	—	100	—	—
32	A	YGW18	V	100	6	10	—	100	—	—
33	A	YGW18	V	100	6	40	—	100	—	—
34	A	YGW18	V	100	16	20	—	100	—	—
35	A	YGW18	V	100	16	10	—	100	—	—
36	T	YGW18	X	100	6	10	14	83	4	13
37	A	YGW18	V	100	6	13	—	100	—	—

[0162] なお、ガスシールドアーク溶接の具体的な溶接条件としては、予熱無し、下向き溶接で、溶接電流：180～390A、溶接電圧：22～38V、溶接速度：40～120cm/minで、パス間温度：200℃以下、として実施した。溶接金属の層数は、3層以上とした。

[0163] 表3-1～表3-4に、ガスシールドアーク溶接の電極ごとの溶接条件を示す。なお、溶接電極は、図4、図5のように配置した。ここで第2電極と第3電極との溶接ワイヤ先端間隔bは、18mmであり、第3電極と第4電極との溶接ワイヤ先端間隔cは、10mmであった。

表3-3の継手No. 35の積層条件に示す「1層2～4パス」とは、具体的には、初層から2層目を1パス、つづく3層目から8層目までを2パス、

さらにつづく 9 層目から 14 層目までを 3 パス、そして 15 層目から最終層までを 4 パスで施工とした。表 3-1 および表 3-3 の「極性」欄には、ワイヤマイナスの場合には「正極」と記し、ワイヤプラスの場合には「逆極」と記した。

[0164]

[表3-1]

継手 No.	積層 条件	第1電極の溶接条件					第2電極の溶接条件					第3電極の溶接条件					第4電極の溶接条件						
		溶接ワイヤのREM含有量(質量%)	給電チップの傾き角度φ(°)	溶接ワイヤ先端側端部と開先面の距離d(mm)	溶接ワイヤ曲率半径(mm)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	極性	溶接ワイヤのREM含有量(質量%)	給電チップの傾き角度φ(°)	溶接ワイヤ先端側端部と開先面の距離d(mm)	溶接ワイヤ曲率半径(mm)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	極性	溶接ワイヤのREM含有量(質量%)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	式(2)	極性	溶接ワイヤのREM含有量(質量%)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)
1	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
2	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
2-2	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
2-3	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
3	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	290	33	正極	0.045	8.0	0.7	215	290	33	正極	0.045	300	33	○	逆極	0.045	300	33
4	1層1パス	0.020	8.0	0.7	215	300	33	逆極	0.020	8.0	0.7	215	300	33	正極	0.045	290	33	○	逆極	0.045	290	33
4-2	1層1パス	0.001	8.0	0.7	215	300	33	逆極	0.020	8.0	0.7	215	300	33	正極	0.045	290	33	○	逆極	0.045	290	33
5	1層1パス	0.090	8.0	0.7	215	320	34	逆極	0.090	8.0	0.7	215	320	34	正極	0.045	320	34	○	正極	0.045	320	34
5-2	1層1パス	0.150	8.0	0.7	215	320	34	逆極	0.090	8.0	0.7	215	320	34	正極	0.045	320	34	○	正極	0.045	320	34
6	1層1パス	0.045	0.0	0.7	215	340	36	逆極	0.045	0.0	0.7	215	340	36	正極	0.045	350	36	○	正極	0.045	350	36
6-2	1層1パス	0.045	0.0	0.7	215	340	36	逆極	0.045	-5.0	0.7	215	340	36	正極	0.045	350	36	○	正極	0.045	350	36
7	1層1パス	0.045	15.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	15.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
7-2	1層1パス	0.045	15.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	18.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
8	1層1パス	0.045	8.0	0.5	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.5	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
8-2	1層1パス	0.045	8.0	0.5	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.2	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
9	1層1パス	0.045	8.0	2.0	215	320	35	逆極	0.045	8.0	2.0	215	320	35	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
9-2	1層1パス	0.045	8.0	2.0	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
9-3	1層1パス	0.045	8.0	2.0	215	320	35	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
9-4	1層1パス	0.045	8.0	2.0	215	320	35	逆極	0.045	8.0	4.0	215	320	35	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
10	1層1パス	0.045	8.0	0.7	160	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	160	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
10-2	1層1パス	0.045	8.0	0.7	160	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	100	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
10-3	1層1パス	0.045	8.0	0.7	160	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	450	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
11	1層1パス	0.045	8.0	0.7	280	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
12	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	330	36	逆極	0.045	8.0	0.7	215	330	36	正極	0.045	330	36	○	なし			
13	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
13-2	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
14	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	290	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	290	33	正極	0.045	290	33	○	正極	0.045	290	33
14-2	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	290	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	290	33	正極	0.045	290	33	○	正極	0.045	290	33
15	1層1パス	0.045	8.0	0.7	215	290	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	290	33	正極	0.045	310	33	○	正極	0.045	310	33

[表3-2]

継手 No.	その他の溶接条件								
	第1ー2 電極先端間 距離a (mm)	第1ー2電極 先端配置 角度α (°)	溶接速度 (cm/min)	入熱量 (kJ/cm)	シールドガス 組成 (体積%)	ガス吐出口の 断面積N (mm ²)	シールドガス 流量 (L/min)	ガス吐出口と 開先底部との 角度X (°)	ガス吐出口と 溶接ワイヤ先端 との距離Y (mm)
1	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	40	55	5
2	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	40	55	5
2-2	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	40	55	5
2-3	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	40	55	5
3	7	30	90	26.0	100%CO ₂	175	40	55	5
4	7	30	90	26.0	100%CO ₂	175	40	55	5
4-2	7	30	90	26.0	100%CO ₂	175	40	55	5
5	7	30	90	29.0	100%CO ₂	175	40	55	5
5-2	7	30	90	29.0	100%CO ₂	175	40	55	5
6	7	30	90	33.1	100%CO ₂	180	50	60	10
6-2	7	30	90	33.1	100%CO ₂	180	50	60	10
7	7	30	90	29.9	100%CO ₂	180	50	60	10
7-2	7	30	90	29.9	100%CO ₂	180	50	60	10
8	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	50	60	12
8-2	7	30	90	30.3	100%CO ₂	175	50	60	12
9	7	30	90	29.9	100%CO ₂	175	50	60	12
9-2	7	30	90	29.9	100%CO ₂	175	50	60	12
9-3	7	30	90	29.9	100%CO ₂	175	50	60	12
9-4	7	30	90	29.9	100%CO ₂	175	50	60	12
10	7	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
10-2	7	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
10-3	7	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
11	7	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
12	7	30	90	23.8	100%CO ₂	180	50	55	10
13	5	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
13-2	2	30	90	30.3	100%CO ₂	180	50	55	10
14	14	30	90	25.5	100%CO ₂	180	50	55	10
14-2	20	30	90	25.5	100%CO ₂	180	50	55	10
15	7	0	90	26.4	100%CO ₂	180	50	55	10

[0166]

[表3-3]

継手 No.	積層 条件	第1電極の溶接条件						第2電極の溶接条件						第3電極の溶接条件				第4電極の溶接条件						
		溶接ワイヤのREM含有量 (質量%)	給電チップの傾き角度φ(°)	溶接ワイヤ先端側端部と開先面の距離d(mm)	溶接ワイヤ曲率半径(mm)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	極性	溶接ワイヤのREM含有量 (質量%)	給電チップの傾き角度φ(°)	溶接ワイヤ先端側端部と開先面の距離d(mm)	溶接ワイヤ曲率半径(mm)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	極性	溶接ワイヤのREM含有量 (質量%)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	式(2)	極性	溶接ワイヤのREM含有量 (質量%)	溶接電流(A)	溶接電圧(V)	
16	1層1パス	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	32	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
16-2	1層1パス	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	32	正極	0.045	320	35	○	正極	0.045	320	35
17	1層1パス	逆極	0.045	8.0	0.7	215	290	30	正極	0.045	8.0	0.7	215	290	30	正極	0.045	320	32	○	正極	0.045	330	31
18	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
18-2	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	35	正極	0.045	330	35	○	正極	0.045	330	35
19	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	330	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	330	33	正極	0.045	350	35	○	正極	0.045	350	35
19-2	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	330	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	330	33	正極	0.045	350	35	○	正極	0.045	350	35
20	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	350	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	350	33	正極	0.045	350	36	○	正極	0.045	350	36
21	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	310	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	310	33	正極	0.045	320	33	○		なし		
22	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	33	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	33	正極	0.045	320	33	○		なし		
22-2	1層1パス	正極	0.091	8.0	0.7	215	300	33	逆極	0.091	8.0	0.7	215	300	33	正極	0.045	320	33	○		なし		
22-3	1層1パス	正極	0.091	8.0	0.7	215	300	33	逆極	0.091	8.0	0.7	215	300	33	正極	0.045	320	33	○		なし		
23	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	32	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	32	正極	0.045	310	31	○		なし		
24	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○		なし		
24-2	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○		なし		
24-3	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○		なし		
25	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	330	35	○		なし		
26	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	330	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	330	35	正極	0.045	340	35	○		なし		
27	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○		なし		
28	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	310	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	310	34	正極	0.045	320	34	○		なし		
29	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○		なし		
30	1層2パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	正極	0.045	330	35	○		なし		
31	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	340	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	340	34	正極	0.045	340	34	○		なし		
32	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	34	正極	0.045	330	35	○		なし		
33	1層2パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	正極	0.045	330	35	×		なし		
34	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	逆極	0.045	8.0	0.7	215	300	34	正極	0.045	330	35	×		なし		
35	1層2~4パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	300	34			なし						なし		×			なし		
36	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	320	35	正極	0.045	320	35	○		なし		
37	1層1パス	正極	0.045	8.0	0.7	215	360	35	逆極	0.045	8.0	0.7	215	360	35	正極	0.045	360	35	○	正極	0.045	360	35

[表3-4]

継手 No.	その他の溶接条件								
	第1ー2 電極先端間 距離a (mm)	第1ー2電極 先端配置 角度α (°)	溶接速度 (cm/min)	入熱量 (kJ/cm)	シールドガス 組成 (体積%)	ガス吐出口の 断面積N (mm ²)	シールドガス 流量 (L/min)	ガス吐出口と 開先底部との 角度X (°)	ガス吐出口と 溶接ワイヤ先端 との距離Y (mm)
16	7	45	90	29.2	100%CO ₂	180	50	55	10
16-2	7	70	90	29.2	100%CO ₂	180	50	55	10
17	7	30	90	25.2	80%CO ₂ -20%Ar	180	50	55	10
18	7	30	80	33.1	60%CO ₂ -40%Ar	180	50	55	10
18-2	7	30	80	33.1	100%Ar	180	50	55	10
19	7	30	80	34.7	100%CO ₂	180	50	55	10
19	7	30	80	34.7	100%CO ₂	180	50	55	10
20	7	30	80	36.2	100%CO ₂	180	50	55	10
21	7	30	80	31.9	100%CO ₂	180	50	55	10
22	7	30	80	22.8	100%CO ₂	180	50	55	10
22-2	7	30	80	22.8	100%CO ₂	180	50	55	10
22-3	7	30	80	22.8	100%CO ₂	180	50	55	10
23	7	30	60	28.8	100%CO ₂	180	50	55	10
24	7	30	60	34.0	100%CO ₂	180	50	55	10
24-2	7	30	60	34.0	100%CO ₂	180	50	55	10
24-3	7	30	60	34.0	100%CO ₂	180	50	55	10
25	7	30	60	34.0	100%CO ₂	180	50	55	10
26	7	30	60	35.0	100%CO ₂	180	50	55	10
27	7	30	60	33.6	100%CO ₂	180	50	55	10
28	7	30	60	32.0	100%CO ₂	180	50	55	10
29	7	30	60	33.6	100%CO ₂	180	50	55	10
30	7	30	60	32.0	100%CO ₂	175	50	55	5
31	7	30	40	52.0	100%CO ₂	175	50	55	5
32	7	30	40	50.0	100%CO ₂	175	50	55	5
33	7	30	60	32.0	100%CO ₂	175	50	55	5
34	7	30	60	32.0	100%CO ₂	175	50	55	5
35	7	30	60	10.2	100%CO ₂	175	50	55	5
36	7	30	60	33.6	100%CO ₂	180	50	55	10
37	7	30	60	50.4	100%CO ₂	175	40	55	5

[0168] [溶接金属形状の評価]

溶接継手における溶接線方向の1／4 D、2／4 D、3／4 Dの位置において、垂直方向に断面マクロを採取し、観察を行った。ここで、上記のDは、溶接線の一端から他端までの長さのことである。1／4 Dの位置とは、溶接線の一端から溶接方向にDの1／4移動した位置を表し、同様に、2／4 Dの位置は、溶接線の中央の位置であり、3／4 Dの位置は、溶接方向にDの3／4移動した位置を表している。

[0169] その後、溶接金属の溶接線に対して垂直方向の溶接金属全体の断面積A（mm²）を測定し、溶接層数p（層）で除することで得た、溶接金属の断面積A及び溶接層数pの比〔A／p〕を記録した。

[0170] また、溶接金属の各層ごとの上部と下部間の距離を測定して溶接金属の各

層の高さ H (mm)とし、その各高さ H の中心線における溶接金属の幅(すなわち溶融線間の距離)を測定して溶接金属の幅 W (mm)とした。各層ごとにそれらの比 $[H/W]$ を求め、溶接金属全体におけるそれらの比 $[H/W]$ の最大値を記録した。さらに、前述したように、狭開先とは、開先角度が 20° 以下で、前記母材間の最大開先幅が前記板厚 T の50%以下のことを意味することから、最大開先幅 W_{max} と板厚 T の比 $[W_{max}/T]$ を求めた。

[0171] [鋼板の転位密度の測定]

各鋼板の長手方向と幅方向の中央位置における鋼板の表面下1mm位置が評価面となるようにサンプルを採取した。該サンプルの表面を機械研磨と電解研磨仕上で鏡面研磨し、X線回折装置を用いてWilliamson-Hall法(参考文献1)で転位密度 ρ (m^{-2})を評価した。

(参考文献1) G. K. Williams and W. H. Hall: Acta Metall., 1 (1953), 22

[0172] [平均結晶粒径]

上記と同様に、各鋼板の長手方向及び幅方向の中央位置における鋼板の表面下1mm位置と板厚中心位置の鋼板の長手方向断面が評価面となるように、サンプルを採取した。得られたサンプルの表面をコロイダルシリカ仕上で鏡面研磨し、次の条件でEBSP(後方散乱電子線回折法)により測定した。測定領域は、 $300\mu m \times 400\mu m$ 、測定ステップサイズは、 $1\mu m$ とした。得られた結晶方位マップより、隣接する結晶粒との結晶方位差が 15° 以上となる大角粒界で囲まれた組織の円相当直径を求め、上記測定領域における円相当直径の平均値を平均結晶粒径とした。なお、本発明例の鋼板の表層、板厚中心共にベイナイトや擬ポリゴナルフェライトを主体とする組織であった。

[0173] [溶接欠陥の評価]

また、得られた溶接継手について、JIS Z 3104に従って放射線透過試験を実施し、溶接欠陥の有無を評価した。溶接欠陥の判定として、J

JIS Z 3104の1類に該当した場合を「○」、2類に該当した場合を「△」、3類あるいは4類に該当した場合を「×」として示した。なお、ここでは1類あるいは2類の場合は合格とし、3類あるいは4類の場合を不合格とする。

[0174] [溶接金属の機械的特性の評価]

得られた溶接継手から、JIS Z 3111の規定に準拠して、溶接金属の引張試験片（平行部径6 mm）、及びシャルピー衝撃試験片（Vノッチ）を採取し、引張試験、衝撃試験を実施した。引張試験は、室温（常温）で、各3本実施し、得られた値（0.2%耐力、引張強さ）の平均値を当該溶接継手の溶接金属の引張特性とした。シャルピー衝撃試験も、同様に各3本実施し、試験温度：-40℃における吸収エネルギー（ vE_{-40} ）を求め、その平均値を当該溶接継手の溶接金属の極低温衝撃靱性とした。この値が30 J以上の場合を「○」とし、それ未満の場合を「×」として評価した。

[0175] また、JIS Z 3121の規定に準拠して、溶接継手の室温での引張試験も実施した。試験片は、溶接軸が試験片の平行部長さの中央になるように、溶接軸と直角方向に採取し、その厚さは、溶接継手の全厚の、1A号試験片とした。試験片は3本ずつ採取し、その個値の降伏応力の値が全て325 MPa以上の場合を「○」とし、平均は325 MPa以上だが個値で325 MPaに未達の結果がある場合を「△」とし、それ未満の場合を「×」として評価した。また個値の引張強さの値が全て520 MPa以上の場合を「○」とし、平均は520 MPa以上だが個値で520 MPaに未達の結果がある場合を「△」とし、それ未満の場合を「×」として評価した。

[0176] さらに、JIS Z 3128の規定に準拠して、溶接継手の溶接熱影響部のシャルピー衝撃試験も実施した。試験片のVノッチ方向は、鋼板表面に垂直であり、試験片は、板厚中央かつ、溶接金属中心位置、溶融線上及び溶融線1 mmの位置から採取した。試験片は3本ずつ採取し、その個値の値が全て30 J以上の場合を「○」とし、平均は30 J以上だが個値で30 Jに未達の結果がある場合を「△」とし、それ未満の場合を「×」として評価した。

た。

[0177] 本発明の目標値は、前述したように、溶接金属の常温の降伏強さ（0.2%耐力）が325MPa以上、その引張強さが520MPa以上、溶接継手の常温の引張強さが520MPa以上である。さらに、溶接金属、溶接熱影響部についての試験温度：-40℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-40} ）が30J以上としている。

[0178] [溶着効率]

溶接時に使用しているワイヤ径（mm）及び、溶接中の各ワイヤの送給速度（mm/min）を測定し、溶着量（g）を単位溶接時間（min）で除した値を溶着効率（g/min）として記録した。この値が、250g/min以上の場合を「○」とし、それ未満の場合を「×」として評価した。

[0179] 以上の測定・評価結果のうち、溶接金属の化学組成の結果を表4-1及び表4-2に示し、溶接金属及び鋼板の特性、溶接継手の性能などの結果を表5-1及び5-2に示す。

[0180]

[表4-1]

継手 No.	銅板 銅理	ワイヤ銅理	開先 形状	溶接金属の化学組成(質量%) *1																					REM
				C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	B	W	Ca	Mg			
1	A	YGW18	V	0.07	0.46	1.54	0.012	0.007	0.013	0.028	0.034	0.003	0.001	0.001	0.003	0.087	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0281		
2	A	YGW18	V	0.06	0.49	1.54	0.012	0.006	0.010	0.022	0.031	0.003	0.001	0.001	0.004	0.100	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0320			
2-2	A	G 59J A 1	V	0.06	0.05	1.53	0.012	0.006	0.011	0.018	0.038	0.004	0.001	0.001	0.005	0.079	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0014	0.0310			
2-3	A	G 59J A 1	V	0.06	0.46	0.49	0.012	0.006	0.011	0.019	0.040	0.004	0.001	0.001	0.005	0.079	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0014	0.0308			
3	A	YGW18	V	0.06	0.48	1.54	0.012	0.007	0.012	0.025	0.032	0.003	0.001	0.001	0.003	0.084	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0303			
4	A	YGW18	V	0.06	0.47	1.54	0.012	0.007	0.012	0.026	0.033	0.003	0.001	0.001	0.003	0.092	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0132			
4-2	A	YGW18	V	0.07	0.51	1.56	0.011	0.008	0.013	0.023	0.031	0.003	0.001	0.001	0.002	0.078	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0010			
5	A	YGW18	V	0.07	0.44	1.55	0.013	0.007	0.015	0.033	0.037	0.003	0.001	0.001	0.003	0.077	0.001	0.001	0.001	0.0011	0.0011	0.0495			
5-2	A	YGW18	V	0.07	0.48	1.51	0.012	0.006	0.013	0.033	0.036	0.003	0.001	0.001	0.003	0.068	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0013	0.1010			
6	A	YGW18	V	0.06	0.48	1.54	0.012	0.006	0.011	0.024	0.032	0.003	0.001	0.001	0.003	0.097	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0311			
6-2	A	YGW18	V	0.06	0.49	1.55	0.012	0.007	0.011	0.023	0.043	0.003	0.001	0.001	0.003	0.084	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0011	0.0298			
7	A	YGW18	V	0.06	0.50	1.54	0.012	0.006	0.010	0.021	0.030	0.003	0.001	0.001	0.004	0.103	0.001	0.001	0.001	0.0015	0.0015	0.0330			
7-2	A	YGW18	V	0.06	0.51	1.53	0.010	0.007	0.010	0.019	0.031	0.003	0.001	0.001	0.003	0.099	0.001	0.001	0.001	0.0011	0.0015	0.0323			
8	A	YGW18	V	0.07	0.45	1.54	0.013	0.007	0.014	0.030	0.035	0.003	0.001	0.001	0.003	0.083	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0267			
8-2	A	YGW18	V	0.06	0.51	1.43	0.012	0.006	0.013	0.028	0.034	0.002	0.001	0.001	0.003	0.076	0.001	0.001	0.001	0.0011	0.0020	0.0298			
9	A	G 59J A 1	V	0.08	0.51	1.23	0.011	0.008	0.010	0.022	0.031	0.003	0.001	0.001	0.004	0.100	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0320			
9-3	A	YGW18	V	0.06	0.45	1.54	0.011	0.006	0.012	0.022	0.031	0.003	0.001	0.001	0.003	0.095	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0482			
9-4	A	YGW18	V	0.05	0.44	1.48	0.011	0.008	0.011	0.021	0.030	0.003	0.002	0.001	0.003	0.099	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0012	0.0321			
10	A	YGW18	V	0.06	0.52	1.53	0.011	0.006	0.007	0.015	0.027	0.002	0.002	0.002	0.004	0.114	0.002	0.002	0.002	0.0016	0.0016	0.0367			
10-2	A	YGW18	V	0.06	0.51	1.53	0.010	0.006	0.007	0.011	0.044	0.005	0.002	0.002	0.004	0.111	0.002	0.001	0.002	0.0016	0.0016	0.0344			
10-3	A	YGW18	V	0.06	0.50	1.55	0.010	0.006	0.007	0.013	0.046	0.004	0.002	0.002	0.004	0.113	0.002	0.001	0.002	0.0016	0.0016	0.0372			
11	A	YGW18	V	0.06	0.47	1.54	0.012	0.007	0.012	0.026	0.033	0.003	0.001	0.001	0.003	0.091	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0294			
12	A	G 59J A 1	V	0.06	0.50	1.53	0.012	0.006	0.009	0.019	0.029	0.002	0.002	0.002	0.004	0.106	0.002	0.001	0.002	0.0015	0.0015	0.0342			
13	A	G 59J A 1	V	0.07	0.46	1.54	0.013	0.007	0.013	0.029	0.035	0.003	0.001	0.001	0.003	0.086	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0277			
13-2	A	G 59J A 1	V	0.07	0.45	1.53	0.013	0.008	0.012	0.026	0.035	0.003	0.001	0.001	0.003	0.088	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0014	0.0290			
14	A	G 59J A 1	V	0.06	0.48	1.54	0.012	0.006	0.011	0.023	0.031	0.003	0.001	0.001	0.003	0.097	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0313			
14-2	A	G 59J A 1	V	0.06	0.46	1.49	0.012	0.007	0.011	0.025	0.035	0.003	0.001	0.001	0.003	0.090	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0012	0.0331			
15	A	G 59J A 1	V	0.06	0.47	1.54	0.012	0.007	0.012	0.026	0.033	0.003	0.001	0.001	0.003	0.093	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0298			

*1: 残部はFeおよび不溶不純物である。

[表4-2]

継手 No.	銅板 銅種	ワイヤ銅種	開先 形状	溶接金属の化学組成(質量%) *1																			REM
				C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	B	W	Ca	Mg	
16	A	G 59J A 1	V	0.07	0.43	1.55	0.013	0.007	0.016	0.036	0.039	0.003	0.001	0.001	0.003	0.071	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0229
16-2	A	G 59J A 1	V	0.08	0.51	1.51	0.012	0.007	0.016	0.003	0.033	0.003	0.001	0.001	0.004	0.084	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0011	0.0010	0.0208
17	A	G 59J A 1	V	0.07	0.43	1.55	0.013	0.007	0.016	0.036	0.038	0.003	0.002	0.001	0.003	0.072	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0231
18	B	YGW18	X	0.05	0.55	1.59	0.011	0.006	0.020	0.010	0.034	0.002	0.002	0.001	0.004	0.105	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0035	0.0015	0.0337
18-2	B	YGW18	X	0.05	0.61	1.72	0.011	0.006	0.020	0.014	0.008	0.002	0.002	0.001	0.004	0.100	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0035	0.0015	0.0453
19	B	YGW18	X	0.05	0.56	1.56	0.011	0.006	0.012	0.006	0.028	0.002	0.003	0.002	0.004	0.121	0.002	0.002	0.002	0.002	0.0037	0.0017	0.0390
19-2	B	G 59J A 1	X	0.05	0.55	1.55	0.011	0.006	0.013	0.009	0.029	0.002	0.003	0.002	0.005	0.112	0.002	0.002	0.001	0.284	0.0098	0.0125	0.0382
20	B	YGW18	X	0.05	0.56	1.57	0.011	0.006	0.015	0.008	0.030	0.002	0.002	0.002	0.004	0.115	0.002	0.002	0.002	0.022	0.0036	0.0016	0.0370
21	C	YGW18	X	0.07	0.43	1.50	0.010	0.009	0.038	0.037	0.031	0.004	0.001	0.001	0.002	0.069	0.001	0.008	0.001	0.001	0.0010	0.0041	0.0222
22	D	YGW18	X	0.05	0.45	1.36	0.011	0.008	0.007	0.007	0.021	0.002	0.031	0.001	0.003	0.240	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0063	0.0297
22-2	D	G 59J A 1	X	0.05	0.46	1.22	0.009	0.009	0.007	0.007	0.033	0.002	0.421	0.001	0.001	0.190	0.065	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0060	0.0828
22-3	D	G 59J A 1	X	0.05	0.51	1.31	0.009	0.009	0.007	0.007	0.033	0.002	0.989	0.001	0.001	0.190	0.064	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0060	0.0771
23	M	YGW18	X	0.06	0.50	1.39	0.013	0.007	0.021	0.004	0.018	0.002	0.002	0.125	0.076	0.109	0.010	0.002	0.008	0.002	0.0016	0.0016	0.0349
24	N	YGW18	X	0.04	0.53	1.57	0.013	0.007	0.021	0.008	0.023	0.002	0.002	0.103	0.207	0.067	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0244
24-2	N	G 59J A 1	X	0.04	0.55	1.21	0.012	0.008	0.020	0.009	0.021	0.002	0.003	0.849	0.835	0.070	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0013	0.0232
24-3	N	G 59J A 1	X	0.05	0.53	1.33	0.011	0.009	0.021	0.009	0.020	0.002	0.003	1.276	0.213	0.073	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0014	0.0013	0.0213
25	O	YGW18	X	0.17	0.44	1.24	0.008	0.008	0.029	0.119	0.029	0.004	0.001	0.001	0.002	0.069	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0221
26	P	YGW18	X	0.06	0.55	1.65	0.033	0.007	0.010	0.033	0.046	0.003	0.001	0.001	0.003	0.083	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0267
27	Q	YGW18	X	0.06	0.48	1.28	0.013	0.021	0.015	0.037	0.020	0.002	0.001	0.001	0.003	0.084	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0012	0.0012	0.0280
28	R	YGW18	X	0.08	0.44	2.84	0.014	0.008	0.030	0.018	0.033	0.003	0.001	0.001	0.003	0.074	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0011	0.0011	0.0237
29	S	YGW18	X	0.07	0.94	1.56	0.014	0.005	0.110	0.022	0.019	0.004	0.001	0.001	0.003	0.089	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0285
30	A	YGW18	V	0.06	0.47	1.54	0.012	0.007	0.012	0.026	0.020	0.003	0.001	0.001	0.003	0.091	0.001	0.008	0.001	0.001	0.0013	0.0013	0.0294
31	A	YGW18	V	0.06	0.50	1.54	0.012	0.006	0.010	0.020	0.030	0.003	0.001	0.001	0.004	0.103	0.001	0.008	0.001	0.001	0.0015	0.0015	0.0331
32	A	YGW18	V	0.06	0.48	1.54	0.012	0.007	0.011	0.024	0.031	0.003	0.001	0.001	0.003	0.096	0.001	0.008	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0310
33	A	YGW18	V	0.06	0.53	1.53	0.011	0.006	0.007	0.014	0.026	0.002	0.002	0.002	0.004	0.116	0.002	0.008	0.002	0.002	0.0017	0.0017	0.0374
34	A	YGW18	V	0.07	0.42	1.55	0.013	0.007	0.017	0.037	0.039	0.003	0.001	0.001	0.003	0.071	0.001	0.008	0.001	0.001	0.0010	0.0010	0.0227
35	A	YGW18	V	0.06	0.40	1.53	0.013	0.008	0.015	0.033	0.039	0.003	0.001	0.001	0.002	0.065	0.001	0.008	0.001	0.0009	0.0009	0.0010	0.0246
36	T	YGW18	V	0.06	0.68	1.23	0.014	0.013	0.016	0.033	0.035	0.003	0.001	0.016	0.002	0.065	0.001	0.008	0.001	0.0230	0.0089	0.0010	0.0338
37	A	YGW18	V	0.06	0.50	1.52	0.011	0.008	0.010	0.020	0.031	0.003	0.001	0.001	0.004	0.100	0.001	0.012	0.001	0.001	0.0014	0.0014	0.0298

*1: 残部はFeおよび不可溶不純物である。

[表5-2]

継手 No.	銅板 銅種	ワイヤ 銅種	開先条件			溶接金属特性			銅板特性			継手性能					
			開先 形状	板厚T (mm)	ギャッ プG (mm)	表面 開先 角度 θ_1 (°)	溶接金属の 断面積と 溶接部幅 の比(A/P) (mm ² /mm)	各層の高さ Hと幅 Wの比 [H/W] の最大値	最大開先幅 Wmaxと 板厚Tの比 Wmax/T	銅板表面 下1mmの 平均粗さ Ra (μm)	板厚中心 位置の平 均粗さ Ra (μm)	溶接金 属の常 温引張 強さ	溶接金 属の常 温引張 強さ	溶接金 属の常 温引張 強さ	溶接金 属の常 温引張 強さ	溶接金 属の常 温引張 強さ	溶接金 属の常 温引張 強さ
16	A	G59J A1	V	100	6	10	1層1/2	55.3	0.66	0.23	0.23	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
16-2	A	G59J A1	V	100	6	10	1層1/2	55.3	0.66	0.23	0.23	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
17	A	G59J A1	V	150	6	10	1層1/2	73.0	0.74	0.21	0.21	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
18	B	YGW18	X	50	6	10	1層1/2	38.0	0.50	0.29	0.29	2.5	10.5	13.4	13.4	13.4	13.4
18-2	B	YGW18	X	50	6	10	1層1/2	38.0	0.50	0.29	0.29	2.5	10.5	13.4	13.4	13.4	13.4
19	B	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	55.9	0.67	0.23	0.23	2.5	10.5	13.4	13.4	13.4	13.4
19-2	B	G59J A1	X	100	6	10	1層1/2	56.0	0.67	0.23	0.23	2.5	10.5	13.4	13.4	13.4	13.4
20	B	YGW18	X	150	8	10	1層1/2	82.5	0.58	0.23	0.23	2.5	10.5	13.4	13.4	13.4	13.4
21	C	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	51.4	0.63	0.23	0.23	2.9	5.9	4.1	4.1	4.1	4.1
22	D	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	37.8	0.50	0.23	0.23	2.3	5.8	11.0	11.0	11.0	11.0
22-2	D	G59J A1	X	100	6	10	1層1/2	36.6	0.52	0.23	0.23	2.3	5.8	11.0	11.0	11.0	11.0
22-3	D	G59J A1	X	100	6	10	1層1/2	36.6	0.52	0.23	0.23	2.3	5.8	11.0	11.0	11.0	11.0
23	M	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	45.9	0.58	0.23	0.23	1.2	3.4	5.2	5.2	5.2	5.2
24	N	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	55.9	0.67	0.23	0.23	1.9	8.5	6.9	6.9	6.9	6.9
24-2	N	G59J A1	X	100	6	10	1層1/2	55.8	0.66	0.23	0.23	1.9	8.5	6.9	6.9	6.9	6.9
24-3	N	G59J A1	X	100	6	10	1層1/2	55.8	0.66	0.23	0.23	1.9	8.5	6.9	6.9	6.9	6.9
25	O	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	55.9	0.67	0.23	0.23	1.4	9.8	8.3	8.3	8.3	8.3
26	P	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	55.9	0.67	0.23	0.23	1.8	8.3	0.8	0.8	0.8	0.8
27	Q	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	53.5	0.65	0.23	0.23	0.9	7.3	11.6	11.6	11.6	11.6
28	R	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	51.4	0.63	0.23	0.23	2.2	5.7	12.3	12.3	12.3	12.3
29	S	YGW18	X	100	6	10	1層1/2	53.5	0.65	0.23	0.23	1.7	10.3	6.4	6.4	6.4	6.4
30	A	YGW18	V	100	6	10	1層1/2	61.9	0.72	0.23	0.23	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
31	A	YGW18	V	100	6	0	1層1/2	90.0	1.59	0.06	0.06	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
32	A	YGW18	V	100	6	10	1層1/2	172.1	1.33	0.23	0.23	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
33	A	YGW18	V	100	6	40	1層2/2	178.1	0.54	0.79	0.79	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
34	A	YGW18	V	100	16	20	1層1/2	141.3	0.26	0.51	0.51	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
35	A	YGW18	V	100	16	20	1層2~4 1/2	24.0	0.32	0.51	0.51	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9
36	A	YGW18	V	100	16	20	1層1/2	53.5	0.65	0.23	0.23	0.9	7.3	11.6	11.6	11.6	11.6
37	A	YGW18	V	100	6	15	1層1/2	116.2	0.96	0.46	0.46	0.5	6.7	9.9	9.9	9.9	9.9

[0184] 本発明例はいずれも、高温割れや融合不良といった溶接欠陥発生がない健

全な溶接継手である。さらに、本発明例はいずれも、溶接金属の常温の降伏強さ（0.2%耐力）が325MPa以上で、その引張強さが520MPa以上であり、溶接継手の常温の引張強さが520MPa以上である。また、溶接金属及び溶接熱影響部の試験温度：-40℃におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-40} ）が30J以上であり、高強度と優れた低温衝撃靱性とを兼備する溶接金属を有する溶接継手である。

[0185] 一方、本発明の対象となる鋼板及び溶接された溶接金属としての好適範囲を外れた実施例においては、高温割れが発生し耐高温割れ性が低下しているか、融合不良が発生している。また、溶接金属の常温の降伏強さ（0.2%耐力）や引張強さ、溶接継手の常温の引張強さ、溶接金属や溶接熱影響部の試験温度：-40℃におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー（ vE_{-40} ）などの機械的特性のいずれかが若干低いレベルとなった。

[0186] なお、継手No. 5-2、No. 22-2、No. 22-3は、溶接ワイヤあるいは溶接金属のREM含有量に起因して経済的に不利となることはあるが、表5-1および5-2中に示す特性や性能では良好な結果を示していた。また、継手No. 18-2も、シールドガス組成に起因して経済的に不利となることはあるが、表5-1および5-2中に示す特性や性能では良好な結果を示していた。

符号の説明

- [0187] 1 鋼板
2 溶接金属
3 溶融線
4 開先面
5 第1電極
6 第2電極
7 第3電極
8 第4電極
5a、6a、7a、8a 第1電極、第2電極、第3電極、第4電極の給

電チップ

5 b、6 b、7 b、8 b 第1電極、第2電極、第3電極、第4電極の溶接ワイヤ

5 c、6 c、7 c、8 c 第1電極、第2電極、第3電極、第4電極の溶接ワイヤ先端

9 溶接線

10 裏当材

11 シールドガス供給ノズル

11 a ガス吐出口

12 溶融池

T 板厚

A 溶接金属全体の断面積

L_i 溶接層 ($i = 1 \sim p$ 層)、(L_1 : 初層、 L_p : 最表面層)

W_i 溶接層 ($i = 1 \sim p$ 層) の幅

a 第1電極の溶接ワイヤ先端5 cと第2電極の溶接ワイヤ先端6 cとの距離

b 第2電極の溶接ワイヤ先端6 cと第3電極の溶接ワイヤ先端7 cとの距離

c 第3電極の溶接ワイヤ先端7 cと第4電極の溶接ワイヤ先端8 cとの距離

d 溶接ワイヤ先端側端部5 c又は6 cと開先面4との距離

α 第1電極と第2電極の溶接ワイヤ先端を結ぶ直線の溶接線直角方向に対する角度

θ 開先角度、 θ_f 表面開先角度、 θ_b 裏面開先角度

ϕ 給電チップ先端の傾き角度

G ギャップ

T_f 表面厚さ、 T_m 中間厚さ、 T_b 裏面厚さ

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法において、
- 、
- 前記鋼板の板厚 T (mm) が50 mm以上で、
- 溶接金属が1層あたり1パスの多層からなり、
- 前記溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積 A (mm²) と溶接層数 p (層) の比 $[A/p]$ が、120.0 mm²/層以下で、
- 前記溶接金属における各層の高さ H (mm) と幅 W (mm) との比 $[H/W]$ が、1.00以下であり、
- 前記ガスシールドアーク溶接は、3電極以上の多電極溶接であり、
- 第1電極及び第2電極の各溶接ワイヤ先端を、平行な異なる前記溶接線上に配置し、
- 前記第1電極及び前記第2電極のうち的一方をワイヤマイナス（正極性）、他方をワイヤプラス（逆極性）とし、
- 前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端間の距離 a (mm) が、5～16 mmで、
- 前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端間を結ぶ直線の、前記溶接線の直角方向に対する角度 α が、60°以下であり、
- 前記ワイヤマイナス（正極性）となる電極に、REMを0.015～0.100質量%含有する溶接ワイヤを用いる、
- 鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。
- [請求項2] 前記第1電極及び前記第2電極の各給電チップ先端の、前記溶接線の垂直方向に対する開先面側への傾き角度 ϕ が、0°～15°で、
- 前記第1電極及び前記第2電極の各溶接ワイヤ先端の側端部と前記開先面との距離 d (mm) が、0.5～3.0 mmであり、
- 前記各溶接ワイヤは、曲率半径が150～300 mmとなる範囲で予め湾曲させた溶接ワイヤを用い、
- 第3電極以降の電極を、前記第1電極及び前記第2電極の後方の開

先中央に配置し、

シールドガスとして、60体積%以上のCO₂ガスを含有したガスを用いる、

請求項1に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項3]

前記鋼板の化学組成が、質量%で、

C : 0.04~0.14%、

Si : 0.03~0.70%、

Mn : 0.30~2.50%、

P : 0.030%以下、

S : 0.020%以下、

Nb : 0.001~0.100%、

Al : 0.001~0.100%、

O : 0.0100%以下、及び

N : 0.0100%以下を含み、

残部がFe及び不可避不純物からなり、

下記(1)式で定義されるCeqと板厚(T)とが、

$$0.0004T + 0.25 \leq Ceq \leq 0.0004T + 0.45$$

を満足する化学組成を有し、

前記鋼板の表面下1mm位置における転位密度 ρ が、 $4.0 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 以下であり、

前記鋼板の表面下1mm位置における平均結晶粒径が、 $15.0 \mu\text{m}$ 以下であり、板厚の中心位置における平均結晶粒径が、 $20.0 \mu\text{m}$ 以下である、

請求項1又は2に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

$$Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 + ([Cu] + [Ni]) / 15 \cdots (1)$$

ただし、上記（１）式における各元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を表し、当該元素が含有されていない場合は、０とする。

[請求項4]

前記鋼板の化学組成が、さらに、質量％で、

C u : 2 . 0 0 0 % 以下、

N i : 2 . 5 0 0 % 以下、

C r : 1 . 5 0 0 % 以下、

M o : 1 . 0 0 0 % 以下、

T i : 0 . 1 0 0 % 以下、

V : 0 . 3 0 0 % 以下、

B : 0 . 0 1 0 0 % 以下、

W : 0 . 5 0 0 % 以下、

C a : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

M g : 0 . 0 2 0 0 % 以下、及び

R E M : 0 . 0 5 0 0 % 以下

からなる群より選択される１種又は２種以上を含む、請求項３に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項5]

前記溶接金属の化学組成が、質量％で、

C : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 4 %、

S i : 0 . 0 3 ~ 0 . 7 0 %、

M n : 0 . 3 0 ~ 2 . 5 0 %、

P : 0 . 0 3 0 % 以下、

S : 0 . 0 2 0 % 以下、

N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

A l : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

C u : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、

N i : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 5 0 0 %、

C r : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 5 0 0 %、

M o : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 %、

T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 3 0 0 %、

B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 %、

O : 0 . 0 5 0 %以下、及び

N : 0 . 0 1 0 %以下を含み、

残部が F e 及び不可避不純物からなる、

請求項 1 又は 2 に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項 6]

前記溶接金属の化学組成が、質量%で、

C : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 4 %、

S i : 0 . 0 3 ~ 0 . 7 0 %、

M n : 0 . 3 0 ~ 2 . 5 0 %、

P : 0 . 0 3 0 %以下、

S : 0 . 0 2 0 %以下、

N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

A l : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

C u : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、

N i : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 5 0 0 %、

C r : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 5 0 0 %、

M o : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 %、

T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 %、

V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 3 0 0 %、

B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 %、

O : 0 . 0 5 0 %以下、及び

N : 0 . 0 1 0 %以下を含み、

残部が F e 及び不可避不純物からなる、

請求項 3 に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項7]

前記溶接金属の化学組成が、質量%で、

C : 0.04~0.14%、

Si : 0.03~0.70%、

Mn : 0.30~2.50%、

P : 0.030%以下、

S : 0.020%以下、

Nb : 0.001~0.100%、

Al : 0.001~0.100%、

Cu : 0.001~2.000%、

Ni : 0.001~2.500%、

Cr : 0.001~1.500%、

Mo : 0.001~1.000%、

Ti : 0.001~0.100%、

V : 0.001~0.300%、

B : 0.001~0.020%、

O : 0.050%以下、及び

N : 0.010%以下を含み、

残部がFe及び不可避不純物からなる、

請求項4に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項8]

前記溶接金属の化学組成が、さらに、質量%で、

W : 0.500%以下、

Ca : 0.0200%以下、

Mg : 0.0200%以下、及び

REM : 0.0500%以下

からなる群より選択される1種又は2種以上を含む、請求項5に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項9]

前記溶接金属の化学組成が、さらに、質量%で、

W : 0.500%以下、

Ca : 0.0200%以下、

Mg : 0.0200%以下、及び

REM : 0.0500%以下

からなる群より選択される1種又は2種以上を含む、請求項6に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。

[請求項10]

前記溶接金属の化学組成が、さらに、質量%で、

W : 0.500%以下、

Ca : 0.0200%以下、

Mg : 0.0200%以下、及び

REM : 0.0500%以下

からなる群より選択される1種又は2種以上を含む、請求項7に記載の鋼板のガスシールドアーク溶接による溶接継手の製造方法。