

明 細 書

発明の名称：溶接継手およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、例えば、液化ガス貯蔵用タンク等の、極低温環境下で使用される溶接構造物に係り、とくにNiを6.5～10.0質量％含有する高Ni鋼板を用いた溶接継手の、強度および極低温靱性の向上に関する。

背景技術

[0002] 液化天然ガス（LNG）、液体窒素、液体酸素等の貯蔵タンクには、9%Ni鋼が用いられることが多い。9%Ni鋼の溶接では、溶接材料として、Niを50%以上含有させたNi基合金を適用するのが一般的である。これは、溶接材料として、9%Ni鋼に類似した成分（共金系）からなる溶接材料（共金系溶接材料）を用いて溶接した場合には、溶接継手部において、溶接のままで9%Ni鋼母材と同等の、 -196°C の極低温における低温靱性（極低温靱性）を確保することができないためである。

[0003] これに対し、例えば、特許文献1には、「9%Ni鋼溶接用フラックス入りワイヤ」が提案されている。特許文献1に記載されたワイヤは、Ni基合金外皮にフラックスを充填してなるフラックス入りワイヤで、ワイヤ全質量に対する質量％で、Ni基合金外皮とフラックスの合計で、Mn：2.0～4.5%、Ni：53～65%、Cr：13～19%、Mo：5～14%、Nb：0.5～3.0%、Cu：0.01～0.5%、Ti：0.4～1.0%を含有し、C：0.02%以下、Si：0.2%以下であり、さらに、ワイヤ全質量に対する質量％で、フラックス中に、Ti酸化物：TiO₂換算値の合計で3.0～7.0%、Si酸化物：SiO₂換算値の合計で0.5～2.0%、Zr酸化物：ZrO₂換算値の合計で1.0～2.0%、Al酸化物：Al₂O₃換算値の合計で0.01～0.1%、Na酸化物およびK酸化物：Na₂O換算値及びK₂O換算値の1種または2種以上の合計で0.1～0.8%、CaO：0.1～0.8%、弗素化合物：F換算値の合計で0.1～1.0%、酸化物及び弗素化合物からなるスラグ形成剤の合計：6～12%を含有するように、フラックス入りワイヤ中の成分を調整する、としている。このワイヤを

用いて9%Ni鋼溶接継手を作製すれば、高強度で靱性に優れた溶接金属が得られ、耐割れ性およびブローホール等の耐欠陥性に優れ、かつ、全姿勢での溶接作業性に優れる等、高能率で高品質な溶接金属が得られる、としている。

[0004] また、特許文献2には、「低温用鋼用溶接材料」が記載されている。特許文献2に記載された溶接材料は、Ni量を削減し、Mnでオーステナイトを安定化した溶接材料で、心線中または心線および一部その被覆溶材中に、心線重量比で、C：0.05～0.5%、Si：0.15～0.75%、Mn：20～50%、Cr：4～17%、N：0.005～0.5%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有する溶接材料である。なお、上記した組成に加えてさらに、WならびにTaをそれぞれ4%まで、またはNiならびにMoをそれぞれ10%まで含有してもよい、としている。これにより、溶接金属の引張特性および試験温度：-196℃における衝撃靱性が、インコネル系合金と比較して遜色のない特性を有するとしている。

[0005] また、特許文献3には、「フラックスコアードーク溶接用ワイヤ」が記載されている。特許文献3に記載されたワイヤは、重量%で、C：0.15～0.8%、Si：0.2～1.2%、Mn：15～34%、Cr：6%以下、Mo：1.5～4%、S：0.02%以下、P：0.02%以下、B：0.01%以下、Ti：0.09～0.5%、N：0.001～0.3%、TiO₂：4～15%、SiO₂、ZrO₂およびAl₂O₃のうちから選択された1種以上の合計：0.01～9%、K、NaおよびLiのうちから選択された1種または2種以上の合計：0.5～1.7%、FとCaのうち1種以上：0.2～1.5%、残部Feおよびその他の不可避免的不純物を含むことを特徴としている。特許文献3に記載されたワイヤを用いて、極低温用高Mn鋼材を溶接母材として溶接すると、高温割れが防止され、かつ常温降伏強さが高強度で優れた極低温靱性を有する溶接継手部を得ることができるとしている。

[0006] また、特許文献4には、「ガスメタルアーク溶接用ソリッドワイヤ」が記載されている。特許文献4に記載されたソリッドワイヤは、質量%で、C：0.2～0.8%、Si：0.15～0.90%、Mn：17.0～28.0%、P：0.03%以下、S：0.03%以下、Ni：0.01～10.00%、Cr：0.4～4.0%、Mo：0.01～3.50%、B：0.001

0%未満、N：0.12%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ワイヤである。特許文献4に記載されたソリッドワイヤを用いて、質量%で、0.5%C-0.4%Si-25%Mn-3%Cr-残部Feからなる組成の鋼板同士を突き合わせて、ガスメタルアーク溶接を行うと、常温降伏強さが400MPa以上の高強度と、試験温度：-196℃における吸収エネルギー vE_{-196} が28 J以上の優れた極低温靱性と、を有する溶着金属が得られる、としている。

先行技術文献

特許文献

- [0007] 特許文献1：特開2018-144045号公報
- 特許文献2：特開昭49-052737号公報
- 特許文献3：特表2017-502842号公報
- 特許文献4：特許第6621572号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0008] しかしながら、特許文献1に記載された溶接材料は、Niを50%以上含有するNi基合金系溶接材料であり、高価であるという問題がある。また、本発明者らの検討によれば、特許文献2に記載された高Mn鋼系溶接材料で、9%Ni鋼の溶接継手を作製すると、高温割れが発生するという問題があり、また、特許文献3および4に記載された高Mn鋼系ワイヤを9%Ni鋼の溶接に適用すると、母材部と溶接金属部との境界部（以下、溶接ボンド部（溶融境界部）と称する）で、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 vE_{-196} が、必ずしも、27Jを確保できないという問題があることを見出した。
- [0009] 本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、Niを質量%で6.5~10.0%含有する高Ni鋼板同士を溶接接合してなる溶接継手であって、溶接金属部が、耐高温割れ性に優れ、高強度で優れた低温靱性を有し、かつ溶接ボンド部の低温靱性にも優れる、溶接継手を提供することを目的とする。
- [0010] なお、ここでいう溶接金属部の「高強度」とは、常温降伏強さ（0.2%耐力

）WYSが400MPa以上であり、かつ常温引張強さWTSが660MPa以上である場合をいうものとする。また、ここでいう溶接金属部、溶接ボンド部の「低温靱性に優れる」とは、試験温度： -196°C におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー vE_{-196} が27 J以上である場合をいうものとする。

課題を解決するための手段

- [0011] 本発明者らは、上記した目的を達成するため、まず、溶接金属組成が13質量%以上のMnを含み、極低温においてもオーステナイト組織となる溶接金属としたうえで、さらに溶接金属の高温割れに及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、Mnを13質量%以上含有させてオーステナイト組織とした溶接金属の高温割れを抑制するためには、Crを4.0質量%以下に制限することが有効であることを知見した。さらに、溶接金属において4.0質量%を超えてCrを含有すると、オーステナイト粒界に炭化物(Cr_{23}C_6)が析出し該粒界が脆化するため、溶接時に導入される熱ひずみで開口して、高温割れが発生することを見出した。
- [0012] また、溶接金属が極低温においてもオーステナイト組織である場合の、溶接ボンド部の低温特性に影響する各種要因について鋭意検討を重ねた。そして、極低温で試験した各種シャルピー衝撃試験片について、破壊の伝播経路を観察した。その結果、吸収エネルギー vE_{-196} が27 J以上となる低温靱性に優れた溶接ボンド部では、破壊が溶接金属を伝播しているのに対して、吸収エネルギー vE_{-196} が27 J未満となる低温靱性が低下した溶接ボンド部では、破壊が溶接熱影響部を伝播していることを知見した。これは、高Mn鋼の母材部では、熱処理（焼入れ焼戻し処理）によりミクロ組織の造り込みが行われており、この熱処理により極低温靱性が確保されているが、溶接熱影響部では、ミクロ組織が粗大化するため、極低温靱性が低下し、一方、Mnを13質量%以上含有し組織がオーステナイト組織である溶接金属部では、優れた低温靱性を保持したままであることに起因する。
- [0013] 上記知見を基に、さらに検討を重ねた結果、破壊が溶接継手の溶接熱影響部ではなく溶接金属部を伝播する、優れた低温靱性を有する溶接ボンド部を

得るためには、溶接金属部の0.2%耐力WPSと鋼板（母材部）の降伏強さBYSとが次（1）式

$$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (1)$$

（ここで、WPS：溶接金属部の0.2%耐力（MPa）、BYS：鋼板（母材部）の降伏強さ（MPa））

を満足し、かつ溶接金属部の引張強さWTSと鋼板（母材部）の引張強さBTSとが次（2）式

$$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (2)$$

（ここで、WTS：溶接金属の引張強さ（MPa）、BTS：鋼板（母材部）の引張強さ（MPa））を満足するように、溶接入熱を0.5～6.0kJ/mmとし、溶接金属の強度を調整することが有効であることを知見した。

[0014] 本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。本発明の要旨は、次のとおりである。

〔1〕鋼板同士が溶接金属部を介して溶接接合された溶接継手であって、前記鋼板を、質量%で、

C：0.02～0.20%、	Si：0.05～0.50%、
Mn：0.10～1.80%、	P：0.030%以下、
S：0.030%以下、	Ni：6.5～10.0%、
N：0.010%以下、	O：0.010%以下

を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼板組成を有する鋼板とし、前記溶接金属部が、質量%で、

C：0.10～0.80%、	Si：0.10～1.00%、
Mn：13.0～25.0%、	P：0.030%以下、
S：0.030%以下、	Ni：1.0～12.0%、
Cr：0.4～3.8%、	Mo：0.1～5.0%、
N：0.080%以下、	O：0.100%以下

を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる溶接金属部組成と、0.2%耐力WPS：400MPa以上、かつ引張強さWTS：660MPa以上の引張特性と、を有し、か

つ

前記鋼板の降伏強さBYSと前記溶接金属部の0.2%耐力WPSとが次(1)式

$$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \dots\dots (1)$$

ここで、WPS：溶接金属部の0.2%耐力(MPa)、BYS：鋼板の降伏強さ(MPa)

、

を、また、前記鋼板の引張強さBTSと前記溶接金属部の引張強さWTSとが次(2)式

$$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \dots\dots (2)$$

ここで、WTS：溶接金属部の引張強さ(MPa)、BTS：鋼板の引張強さ(MPa)

、

を満足することを特徴とする溶接継手。

[2] 前記溶接金属部組成に加えてさらに、質量%で、次の(i)および(ii)から選ばれる1種以上：(i)V：1.0%以下、Ti：1.0%以下、Nb：1.0%以下およびW：1.0%以下のうちの1種または2種以上；および(ii)Cu：2.0%以下、Al：1.0%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する溶接金属部組成とすることを特徴とする[1]に記載の溶接継手。

[3] 前記鋼板組成に加えてさらに、質量%で、次の(iii)および(iv)から選ばれる1種以上：(iii)Cu：0.5%以下、Al：0.1%以下、Cr：1.0%以下、Mo：1.0%以下、V：0.2%以下、Nb：0.2%以下およびTi：0.2%以下のうちの1種または2種以上；および(iv)B：0.005%以下、Ca：0.005%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する鋼板組成とすることを特徴とする[1]または[2]に記載の溶接継手。

[4] 鋼板同士をソリッドワイヤを用いたガスメタルアーク溶接し、溶接金属部を形成して溶接継手とする溶接継手の製造方法であって、

前記鋼板を、質量%で、

C：0.02～0.20%、	Si：0.05～0.50%、
Mn：0.10～1.80%、	P：0.030%以下、

S : 0.030%以下、 Ni : 6.5~10.0%、
N : 0.010%以下、 O : 0.010%以下

を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼板組成を有する鋼板とし、
前記ソリッドワイヤを、質量%で、

C : 0.15~1.00%、 Si : 0.15~1.10%、
Mn : 17.0~30.0%、 P : 0.030%以下、
S : 0.030%以下、 Ni : 0.2~13.0%、
Cr : 0.4~3.8%、 Mo : 0.1~5.0%、
N : 0.060%以下、 O : 0.020%以下

を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなるワイヤ組成を有するワイヤと
し、

前記溶接金属部が、質量%で、

C : 0.10~0.80%、 Si : 0.10~1.00%、
Mn : 13.0~25.0%、 P : 0.030%以下、
S : 0.030%以下、 Ni : 1.0~12.0%、
Cr : 0.4~3.8%、 Mo : 0.1~5.0%、
N : 0.080%以下、 O : 0.100%以下

を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる溶接金属部組成と、0.2%耐力
WPS : 400MPa以上、かつ引張強さWTS : 660MPa以上の引張特性と、を有し、か
つ前記溶接金属部の0.2%耐力WPSが、前記鋼板の降伏強さBYSとの関係で次（
1）式

$$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (1)$$

（ここで、WPS : 溶接金属部の0.2%耐力（MPa）、BYS : 鋼板の降伏強さ（MPa））、

を、かつ、前記溶接金属部の引張強さWTSが、前記鋼板の引張強さBTSとの関係で次（2）式

$$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (2)$$

（ここで、WTS : 溶接金属部の引張強さ（MPa）、BTS : 鋼板の引張強さ（MPa）

))、

を、それぞれ満足するように、前記ガスメタルアーク溶接の溶接条件を、1パス溶接入熱が0.5~6.0kJ/mmとなるように調整することを特徴とする低温靱性に優れた溶接継手の製造方法。

[5] 前記ワイヤ組成に加えてさらに、質量%で、次の(v)および(vi)から選ばれる1種以上：(v)V：1.0%以下、Ti：1.0%以下、Nb：1.0%以下およびW：1.0%以下のうちの1種または2種以上；および(vi)Cu：2.0%以下、Al：1.0%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有するワイヤ組成とし、かつ、前記溶接金属部組成に加えてさらに、質量%で、次の(i)および(ii)から選ばれる1種以上：(i)V：1.0%以下、Ti：1.0%以下、Nb：1.0%以下およびW：1.0%以下のうちの1種または2種以上；および(ii)Cu：2.0%以下、Al：1.0%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する溶接金属部組成とすることを特徴とする[4]に記載の溶接継手の製造方法。

[6] 前記鋼板組成に加えてさらに、質量%で、次の(iii)および(iv)から選ばれる1種以上：(iii)Cu：0.5%以下、Al：0.1%以下、Cr：1.0%以下、Mo：1.0%以下、V：0.2%以下、Nb：0.2%以下およびTi：0.2%以下のうちの1種または2種以上；および(iv)B：0.005%以下、Ca：0.005%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する鋼板組成とすることを特徴とする[4]または[5]に記載の溶接継手の製造方法。

発明の効果

[0015] 本発明によれば、高価なNi基溶接材料を用いることなく、高温割れの発生もなく、高強度と優れた低温靱性を有する溶接継手を容易に作製することができ、産業上格段の効果を奏する。

また、本発明によれば、高強度と優れた低温靱性とを有する溶接継手を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0016] [溶接継手]

本発明の溶接継手は、質量％で、C : 0.02~0.20%、Si : 0.05~0.50%、Mn : 0.10~1.80%、Ni : 6.5~10.0%を基本組成とする高Ni鋼板同士を溶接金属部を介して溶接接合してなる溶接継手である。溶接接合される高Ni鋼板は2枚又はそれ以上の複数枚とすることができる。なお、以下、組成における質量％は、単に％で記す。

[0017] <高Ni鋼板>

母材（被溶接材）として使用する高Ni鋼板は、質量％で、C : 0.02~0.20%、Si : 0.05~0.50%、Mn : 0.10~1.80%、P : 0.030%、S : 0.030%以下、Ni : 6.5~10.0%、N : 0.010%以下、O : 0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼板組成を有する。なお、必要に応じて、上記した成分以外に選択元素として合金元素を添加してもよい。選択元素としては、強度、靱性の向上が期待できる、Cu : 0.5%以下、Al : 0.1%以下、Cr : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、V : 0.2%以下、Nb : 0.2%以下およびTi : 0.2%以下からなる群より選択される1種または2種以上、および／または、靱性の向上が期待できる、B : 0.005%以下、Ca : 0.005%以下およびREM : 0.020%以下からなる群より選択される1種または2種以上、が例示できる。

[0018] <溶接金属部>

そして、本発明の溶接継手における溶接金属部は、質量％で、C : 0.10~0.80%、Si : 0.10~1.00%、Mn : 13.0~25.0%、P : 0.030%以下、S : 0.030%以下、Ni : 1.0~12.0%、Cr : 0.4~3.8%、Mo : 0.1~5.0%、N : 0.080%以下、O : 0.100%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（溶接金属部組成）を有する。

[0019] まず、溶接金属部の組成の限定理由について説明する。

[0020] C : 0.10~0.80%

Cは、オーステナイトを安定化させる元素であり、また、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る。このような効果を得るためには、0.10%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、溶接時の高温割れが生じやすくなる。そのため、Cは0.10~0.80%の

範囲に限定した。なお、好ましくは、0.15%以上である。また好ましくは0.60%以下である。

[0021] Si : 0.10~1.00%

Siは、炭化物の析出を抑制することで、Cをオーステナイトに固溶させ、オーステナイトを安定化させる。そのような効果を得るためには、0.10%以上の含有を必要とする。しかし、1.00%を超えて含有すると、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0.10~1.00%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.20%以上である。また好ましくは0.90%以下である。

[0022] Mn : 13.0~25.0%

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13.0%以上の含有を必要とする。Mnが13.0%未満では、オーステナイトの安定度が不足するため、溶接金属中に硬質のマルテンサイト相が生成し、靱性が低下する。一方、Mnが25.0%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13.0~25.0%の範囲に制限した。なお、好ましくは15.0%以上である。また好ましくは22.0%以下である。

[0023] 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0.002%以上に調整することが好ましい。

[0024] S : 0.030%以下

S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、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。

[0025] Ni : 1.0~12.0%

Niは、オーステナイト粒界を強化する元素であり、粒界の脆化を抑制する

ことで、高温割れの発生を抑制する。このような効果を得るためには、1.0%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させる効果もある。しかし、Niは高価な元素であり、12.0%を超える含有は、経済的に不利となる。そのため、Niは1.0~12.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは2.0%以上である。また好ましくは11.0%以下である。

[0026] Cr : 0.4~3.8%

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、溶接金属の低温靱性（極低温靱性）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、固液共存温度範囲を小さくして、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、3.8%を超えて含有すると、粒界にCr炭化物を析出するために粒界が脆化し、これが溶接時に導入される熱ひずみで開口し、高温割れが発生する。そのため、Crは0.4~3.8%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.6%以上である。また好ましくは3.5%以下である。

[0027] Mo : 0.1~5.0%

Moは、オーステナイト粒界を強化する元素であり、粒界の脆化を抑制することで、高温割れの発生を抑制する。なお、Moは溶接金属を硬化させることで耐摩耗性を向上させる作用も有する。このような効果を得るためには、0.1%以上の含有を必要とする。一方、5.0%を超えて含有すると、粒内が硬化しすぎて、相対的に粒界が弱くなり、高温割れが発生する。そのため、Moは0.1~5.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.5%以上である。また好ましくは4.0%以下である。

[0028] O : 0.100%以下

O（酸素）は、不可避免的に混入する元素であるが、溶接金属中で、Al系酸化物や、Si系酸化物を形成し、凝固組織の粗大化抑制に寄与する。このような効果は、0.003%以上の含有で著しくなるため、0.003%以上含有することが

好ましいが、0.100%を超えて多量に含有すると、酸化物の粗大化が著しくなる。そのため、O（酸素）は0.100%以下に限定した。なお、好ましくは0.003%以上である。また好ましくは0.060%以下である。

[0029] N : 0.080%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、0.003%以上の含有で顕著となるため、0.003%以上含有することが好ましい。しかし、0.080%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0.080%以下に限定した。なお、より好ましくは0.004%以上である。また好ましくは0.060%以下である。

[0030] 上記した成分が、本発明溶接継手の溶接金属部における基本の成分であるが、本発明では、上記した基本の成分に加えてさらに、任意の選択成分として必要に応じて、V : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下およびW : 1.0%以下からなる群より選択される1種または2種以上、および／または、Cu : 2.0%以下、Al : 1.0%以下、Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下からなる群より選択される1種または2種以上、を含有することができる。

[0031] V : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下およびW : 1.0%以下からなる群より選択される1種または2種以上

V、Ti、NbおよびWはいずれも、炭化物形成元素で、オーステナイト粒内に微細な炭化物を析出させて溶接金属の強度増加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種以上含有できる。

[0032] Vは、炭化物形成元素で、オーステナイト粒内に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、Vは0.001%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、過剰な炭化物が破壊の発生起点となるため、低温靱性が低下する。そのため、含有する場合には、Vは1.0%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.600%以下である。

[0033] また、TiもVと同様に、炭化物形成元素で、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、Tiは0.001%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、過剰な炭化物が破壊の発生起点となるため、低温靱性が低下する。そのため、含有する場合には、Tiは1.0%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.600%以下である。

[0034] また、NbもV、Tiと同様に、炭化物形成元素で、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、Nbは0.001%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、過剰な炭化物が破壊の発生起点となるため、低温靱性が低下する。そのため、含有する場合には、Nbは1.0%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.600%以下である。

[0035] また、WもV、Ti、Nbと同様に、炭化物形成元素で、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、Wは0.001%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、過剰な炭化物が破壊の発生起点となるため、低温靱性が低下する。そのため、含有する場合には、Wは1.0%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.600%以下である。

[0036] Cu : 2.0%以下、Al : 1.0%以下、Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下からなる群より選択される1種または2種以上

Cuはオーステナイト安定化に寄与する元素であり、Alは脱酸剤として作用する元素であり、また、Ca、REMは高温割れの抑制に寄与する元素であり、必要に応じて選択して含有できる。

[0037] Cu : 2.0%以下

Cuは、オーステナイト相を安定化する元素であり、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、2.0%を超えて多量に含有すると、オーステナイト粒界で低融点の液相が生成するため、高温割れが発生する。そのため、含有する場合には、Cuは2.0%以下に限定すること

が好ましい。なお、より好ましくは0.02%以上である。また、より好ましくは1.6%以下である。

[0038] Al : 1.0%以下

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し、スパッタの発生を低減する重要な作用を有する。また、Alは、固液共存温度範囲を小さくして、溶接金属の高温割れ発生の抑制に寄与する。このような効果は、0.001%以上の含有で顕著となるため、0.001%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、溶融金属の粘性が高くなりすぎて、逆に、スパッタの増加や、ビードが広がらず融合不良などの欠陥が増加する。そのため、含有する場合には、Alは1.0%以下の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.8%以下である。

[0039] Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下のうちの1種または2種

Ca、REMはいずれも、高温割れの抑制に寄与する元素である。Caは、溶融金属中でSと結合し、高融点の硫化物CaSを形成することで、高温割れを抑制する。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%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.008%以下である。

[0040] REMは、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、溶接金属の凝固形態を変化させ、高温割れの抑制に寄与する。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%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.002%以上である。また、より好ましくは0.016%以下である。

[0041] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物からなる。なお、不

可避的不純物としては、Bi、Sn、Sb等が例示でき、合計で0.2%以下であれば許容できる。

[0042] 上記した組成の溶接金属部は、0.2%耐力WPS：400MPa以上、引張強さWTS：660MPa以上の引張特性を有する高強度で、かつ優れた低温靱性を有する溶接金属部である。

[0043] 上記した溶接金属部組成の範囲内でかつ、溶接金属部の0.2%耐力WPSが鋼板の降伏強さBYSとの関係で次（1）式

$$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (1)$$

を、さらに、溶接金属の引張強さWTSが鋼板の引張強さBTSとの関係で次（2）式

$$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (2)$$

を、満足するように、溶接条件を調整する。具体的には、1パスの溶接入熱が0.5～6.0kJ/mmとなるように、溶接条件を調整する。

[0044] なお、上記した（1）および（2）式をともに満足する溶接金属部であれば、溶接ボンド部における破壊の進行は溶接金属部側となり、高い吸収エネルギーを示し、低温靱性（極低温靱性）に優れた溶接ボンド部となる。

[0045] [溶接継手の製造方法]

つぎに、本発明の溶接継手の好ましい製造方法について説明する。

[0046] まず、被溶接材として、所望の板厚を有し、上記した鋼板組成を有する高Ni鋼板を2枚又はそれ以上の複数枚、用意する。そして、用意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、とくに限定する必要はないが、溶接構造物として通常のレ開先、V開先等が例示できる。

[0047] ついで、開先加工された鋼板同士を突き合せ、溶接材料（ソリッドワイヤ）を用いて溶接を行い、多層溶接金属部の形成を介して溶接接合し、溶接継手を製造する。

[0048] <溶接法>

使用する溶接法は、所望の特性を有する溶接金属部（多層）を形成でき

ばよく、とくに限定する必要はないが、所望の強度、優れた低温靱性を有する溶接金属部およびボンド部を形成するためには、1パス入熱量：0.5～6.0kJ/mmの多層盛ガスメタルアーク溶接が好ましい。また、使用する溶接材料としては、上記した溶接金属部が形成できる溶接材料であればよく、とくに限定する必要はない。

[0049] <溶接材料>

また、使用する溶接材料（ソリッドワイヤ）の好ましい製造方法について説明する。

[0050] 本発明で使用するソリッドワイヤでは、常用の溶接用ソリッドワイヤの製造方法がいずれも適用できる。

[0051] 使用するソリッドワイヤは、上記した溶接金属部が形成できるように、C：0.15～1.00%、Si：0.15～1.10%、Mn：17.0～30.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、Ni：0.2～13.0%、Cr：0.4～3.8%、Mo：0.1～5.0%、N：0.060%以下、O：0.020%以下を基本の元素として含み、あるいはさらに、V：1.0%以下、Ti：1.0%以下、Nb：1.0%以下およびW：1.0%以下からなる群より選択される1種または2種以上、および／または、Cu：2.0%以下、Al：1.0%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下からなる群より選択される1種または2種以上、を任意の合金元素として含有してもよく、残部Feおよび不可避免的不純物からなるワイヤ組成を有するワイヤとすることが好ましい。

[0052] 上記したワイヤ組成を有する溶鋼を、電気炉、真空溶解炉等の常用の溶製方法で溶製し、所定形状の鋳型等に鋳造して鋼塊等の鋼素材を得る鋳造工程と、ついで、得られた鋼塊等の鋼素材を、所定の温度に加熱する加熱工程と、加熱された鋼素材に、熱間圧延を施し、所定形状の棒状体を得る熱延工程と、を順次行う。ついで得られた棒状体を複数回の冷間圧延（冷間伸線加工）と必要に応じて焼鈍を施して、所望寸法のワイヤを得る冷延工程を行う、ことが好ましい。なお、焼鈍は、焼鈍温度：1000～1200℃で行うことが好ましい。

[0053] 以下、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。

実施例

[0054] まず、試験板として、表1に示す鋼板組成を有する、板厚：30mmの高Ni鋼板を用意した。なお、鋼板の板厚中央部位置から採取したJIS Z 2241に規定される10号試験片を用いて、常温で引張試験を行った。得られた鋼板の引張特性（降伏強さBYS、引張強さBTS）を表1に併記した。

[0055] つぎに、溶接材料（ソリッドワイヤ）を作製した。

[0056] 表2に示す組成（ワイヤ組成）の溶鋼を、真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊（100kgf）を得た。得られた鋼塊を1200℃に加熱したのち、熱間圧延を施し棒状の鋼素材を得た。ついで、得られた棒状の鋼素材にさらに、焼鈍を挟んで複数回の冷間圧延（冷間伸線）を施し、1.2mmφの溶接用ソリッドワイヤを得た。

[0057] ついで、用意した試験板（高Ni鋼板：板厚30mm×幅150mm×長さ400mm）に、レ開先（開先角度：45°）が形成できるように、開先加工を施した。そして、その開先内に、得られた溶接用ソリッドワイヤを溶接材料として、シールドガス中で、ガスメタルアーク溶接を行い、多層盛の溶接金属部を形成し、溶接継手を得た。なお、溶接条件は、下向き姿勢で、電流：150～450A（DC EP）、電圧：20～40V、溶接速度：15～60cm/minで、パス間温度：100～200℃、シールドガス：80%Ar－20%CO₂とからなる条件とした。なお、溶接金属の強度調整のために、本発明例では1パスの溶接入熱を0.5～6.0kJ/mmの範囲に調整した（表3参照）。溶接時の気温は18℃、湿度は40%であった。

[0058] 得られた溶接継手の溶接金属部の板厚および幅中央位置のφ10mmの範囲から、分析用試験片を採取し、化学分析により、溶接金属部の化学成分を分析した。得られた結果を表3に示す。

[0059] ついで、得られた溶接継手の溶接金属部および溶接熱影響部について、光学顕微鏡（倍率：100倍）を用いて観察し、溶接割れ（高温割れ）の有無を調査した。溶接金属部で割れが認められる場合は溶接割れ「有」と評価し、割れが認められない場合は、溶接割れ「無」と評価した。

- [0060] また、得られた溶接継手の溶接金属部の板厚および幅中央位置から、JIS Z 2241の規定に準拠して、14A号引張試験片（平行部径12.5mmφ）を採取し、常温で引張試験を実施し、溶接金属部の強度（0.2%耐力WPS、引張強さWTS）を求めた。なお、引張試験は各3本実施し、その平均値を当該溶接金属部の強度とした。
- [0061] なお、得られた溶接金属部の0.2%耐力WPS、引張強さWTSと、表1に示す鋼板の降伏強さBYS、引張強さBTSとを用いて、（1）式および（2）式の右辺値、左辺値をそれぞれ算出し、（1）式、（2）式を満足する場合を「○」、（1）式、（2）式を満足しない場合を「×」と評価した。
- [0062] また、得られた溶接継手からシャルピー衝撃試験片（Vノッチ：10mm厚）を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠して試験温度：-196℃でシャルピー衝撃試験を実施し、試験温度：-196℃における吸収エネルギー E_{-196} （J）を求めた。試験片は溶接金属部測定用と溶接ボンド部測定用を各3本とし、その各平均値を当該溶接継手の溶接金属部と溶接ボンド部の各吸収エネルギー E_{-196} とした。なお、両シャルピー衝撃試験片は、その試験片厚さの中心位置が鋼板表面から、板厚方向に7mmの位置となるように、採取した。そして、溶接金属部測定用および溶接ボンド部測定用のシャルピー衝撃試験片のノッチ位置が、それぞれ、溶接金属部幅方向中央位置および溶接ボンド部となるように採取した。
- [0063] また、試験後のシャルピー衝撃試験片のうち、ノッチ位置が溶接ボンド部の試験片について、シャルピー衝撃試験片の厚み中央位置を切断したのち、切断面を2%ナイトールで腐食し、その切断面を光学顕微鏡（倍率：50倍）で、ノッチから発生した亀裂が、溶接金属部、熱影響部（HAZ）のどちらを伝播しているかを観察し、ノッチからの破壊伝播経路を調査した。
- [0064] 得られた結果を表4に示す。
- [0065]

[表1]

鋼板 No.	化 学 成 分 (質量%)										鋼板の降伏強さ BYS(MPa)	鋼板の引張強さ BTS(MPa)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	O	N	Al, Cu, Cr, Mo, V, Nb, Ti	B, Ca, REM		
A	0.06	0.20	0.6	0.005	0.001	9.1	0.003	0.003	—	—	670	740
B	0.18	0.06	1.8	0.025	0.002	6.8	0.007	0.008	Al:0.1, Cu:0.4, Cr:0.8, Mo:0.7	Ca:0.004	650	760
C	0.03	0.46	0.2	0.010	0.021	9.7	0.005	0.005	V:0.2, Nb:0.1, Ti:0.2	B:0.004, REM:0.020	580	720

[0066] [表2]

表2

ワイヤ No.	化 学 成 分 (質量%)												備 考
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	O	V,Ti,Nb,W	Cu,Al,Ca,REM	
a	0.59	0.37	30.0	0.012	0.021	2.5	0.6	1.5	0.004	0.003	—	—	適合例
b	0.52	0.58	25.0	0.026	0.016	5.1	3.8	0.5	0.004	0.005	—	—	適合例
c	0.28	0.42	23.4	0.005	0.024	12.5	3.5	0.1	0.005	0.010	V:0.5, Ti:0.8, Nb:0.2	—	適合例
d	0.18	0.18	19.7	0.017	0.028	2.1	0.8	4.8	0.004	0.002	W:0.6	—	適合例
e	0.43	0.41	20.4	0.021	0.013	4.2	1.4	1.5	0.002	0.006	V:0.8, Ti:0.9	—	適合例
f	0.71	0.72	25.2	0.016	0.008	7.1	1.6	0.1	0.004	0.008	Nb:1.0	—	適合例
g	0.39	0.21	24.2	0.013	0.015	1.3	0.8	2.8	0.004	0.012	—	Cu:1.8, Al:0.8	適合例
h	0.92	0.48	20.6	0.017	0.027	4.8	1.1	3.2	0.012	0.005	—	Al:0.1	適合例
i	0.51	0.25	17.3	0.025	0.008	8.8	2.1	2.3	0.045	0.006	W:0.9	Al:0.6, REM:0.011	適合例
j	0.27	1.05	23.8	0.016	0.024	0.4	1.6	3.1	0.004	0.003	—	REM:0.006	適合例
k	0.36	0.37	24.8	0.009	0.017	2.3	0.9	1.5	0.008	0.012	Ti:0.2	Ca:0.001	適合例
l	0.45	0.75	21.6	0.016	0.016	3.6	1.1	0.1	0.024	0.010	Ti:0.1, Nb:0.4	Cu:0.8, REM:0.018	適合例
m	0.48	0.44	19.7	0.023	0.009	6.3	1.2	3.7	0.042	0.008	V:0.1	Ca:0.006	適合例
n	0.52	0.30	18.1	0.014	0.010	1.4	1.8	2.1	0.004	0.009	Nb:0.1	—	適合例
o	0.21	0.53	25.3	0.016	0.019	8.1	1.7	4.2	0.005	0.002	V:0.4, Ti:0.2	—	適合例
p	0.37	0.46	18.3	0.018	0.027	—	2.4	0.6	0.007	0.004	—	Ca:0.002, REM:0.006	比較例
q	0.46	0.28	35.1	0.013	0.024	1.8	1.8	2.8	0.004	0.006	Ti:0.5	Ca:0.001	比較例
r	1.04	0.38	19.2	0.021	0.015	2.5	1.2	4.2	0.019	0.008	—	—	比較例
s	0.39	0.72	24.6	0.007	0.021	1.5	0.3	1.2	0.028	0.012	V:0.2, Nb:0.6	—	比較例
t	0.39	0.62	15.2	0.026	0.021	3.1	1.6	4.7	0.042	0.003	—	Al:0.3	比較例
u	0.53	1.50	20.7	0.025	0.013	4.7	1.5	0.4	0.005	0.004	Ti:0.2	Cu:0.2, Ca:0.001	比較例
v	0.42	0.25	19.6	0.052	0.012	1.3	1.2	1.3	0.002	0.002	—	Ca:0.007, REM:0.013	比較例
w	0.74	0.42	26.2	0.008	0.064	3.1	0.8	1.9	0.006	0.006	—	—	比較例
x	0.47	0.07	19.7	0.016	0.014	1.8	0.9	0.8	0.003	0.005	—	Al:0.1	比較例
y	0.05	0.47	20.4	0.012	0.008	6.3	1.4	0.9	0.006	0.006	—	—	比較例
z	0.38	0.38	22.4	0.014	0.006	2.8	3.6	3.8	0.013	0.008	—	—	適合例
aa	0.48	0.44	21.0	0.011	0.009	11.6	2.4	1.2	0.012	0.007	—	—	適合例
ab	0.42	0.38	22.4	0.014	0.006	2.8	5.0	1.8	0.013	0.004	—	—	比較例

[0067] [表3]

表3

継手 No.	銅版 No.	ワイヤ No.	溶接入熱 (kJ/mm)	溶接金属部化学成分、質量%												備考
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	O	V,Ti,Nb,W	Cu,Al,Ca,REM	
1	A	a	2.0	0.46	0.29	24.0	0.009	0.016	3.8	0.5	1.2	0.008	0.018			本発明例
2	A	b	2.6	0.40	0.45	19.8	0.020	0.012	5.9	3.2	0.4	0.011	0.031	—	—	本発明例
3	A	c	3.4	0.21	0.32	17.6	0.003	0.017	11.6	2.6	0.1	0.025	0.032	V:0.4, Ti:0.6, Nb:0.1	—	本発明例
4	A	d	5.2	0.14	0.13	16.0	0.013	0.022	3.5	0.6	4.2	0.044	0.042	W:0.5	—	本発明例
5	A	e	2.1	0.34	0.32	16.7	0.016	0.010	5.1	1.1	1.3	0.005	0.082	V:0.7, Ti:0.7	—	本発明例
6	A	f	3.2	0.59	0.59	21.4	0.012	0.006	7.4	1.3	0.1	0.011	0.042	Nb:0.8	—	本発明例
7	A	g	4.2	0.28	0.16	18.0	0.009	0.010	3.3	0.6	2.1	0.034	0.053	—	Cu:1.3, Al:0.6	本発明例
8	A	h	2.1	0.71	0.37	16.1	0.012	0.020	5.8	0.8	2.5	0.030	0.018	—	Al:0.1	本発明例
9	A	i	1.6	0.40	0.19	13.7	0.019	0.006	8.8	1.6	1.8	0.076	0.024	W:0.7	Al:0.5, REM:0.009	本発明例
10	A	j	1.2	0.21	0.33	19.1	0.012	0.018	2.2	1.3	2.4	0.009	0.026	—	REM:0.005	本発明例
11	A	k	1.5	0.28	0.28	19.6	0.006	0.013	3.7	0.7	1.2	0.013	0.028	Ti:0.2	Ca:0.001	本発明例
12	A	l	1.8	0.37	0.61	18.1	0.012	0.013	4.5	0.9	0.1	0.029	0.031	Ti:0.1, Nb:0.3	Cu:0.7, REM:0.015	本発明例
13	A	m	2.2	0.38	0.35	16.2	0.018	0.007	6.8	1.0	3.0	0.045	0.034	V:0.1	Ca:0.005	本発明例
14	A	n	2.6	0.43	0.24	15.4	0.011	0.008	2.6	1.5	1.8	0.014	0.024	Nb:0.1	—	本発明例
15	A	o	3.8	0.16	0.40	19.5	0.011	0.014	8.3	1.3	3.2	0.011	0.035	V:0.3, Ti:0.2	—	本発明例
16	A	p	4.2	0.31	0.38	16.1	0.014	0.022	0.9	2.1	0.5	0.015	0.061	—	Ca:0.001, REM:0.005	比較例
17	A	q	1.4	0.37	0.22	28.8	0.010	0.019	3.1	1.5	2.3	0.014	0.016	Ti:0.4	Ca:0.001	比較例

表3(続き)

継丁 No.	鋼板 No.	ロイヤ No.	溶接入熱 (kJ/mm)	溶接金属部化学成分、質量%												備考
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	O	V,Ti,Nb,W	Cu,Al,Ca,REM	
18	A	r	0.8	0.85	0.30	15.9	0.016	0.012	3.6	1.0	3.5	0.031	0.024	—	—	比較例
19	A	s	2.8	0.30	0.57	19.7	0.005	0.016	3.0	0.2	1.0	0.041	0.028	V:0.2, Nb:0.5	—	比較例
20	A	t	2.0	0.30	0.48	11.9	0.019	0.016	4.5	1.2	3.7	0.053	0.038	—	Al:0.2	比較例
21	A	u	2.6	0.43	1.22	17.0	0.019	0.010	5.5	1.2	0.3	0.010	0.034	Ti:0.1	Cu:0.2, Ca:0.001	比較例
22	A	v	2.2	0.34	0.19	16.1	0.042	0.009	2.7	1.0	1.0	0.006	0.037	—	Ca:0.006, REM:0.011	比較例
23	A	w	2.0	0.56	0.32	20.2	0.005	0.049	4.5	0.6	1.4	0.013	0.029	—	—	比較例
24	A	x	6.2	0.37	0.05	15.8	0.012	0.010	3.2	0.7	0.7	0.016	0.028	—	Al:0.1	比較例
25	A	y	2.1	0.03	0.36	15.9	0.008	0.005	6.9	1.1	0.7	0.017	0.024	—	—	比較例
26	A	z	0.4	0.30	0.30	18.4	0.010	0.004	3.9	2.9	3.1	0.019	0.057	—	—	比較例
27	A	aa	0.4	0.40	0.35	17.8	0.008	0.007	11.2	2.0	1.0	0.016	0.061	—	—	比較例
28	A	ab	0.4	0.36	0.31	19.7	0.011	0.004	3.6	4.4	1.6	0.016	0.028	—	—	比較例
29	B	a	0.4	0.51	0.28	24.8	0.012	0.017	3.1	0.6	1.4	0.009	0.028	—	Cu:0.1, Ca:0.001	比較例
30	B	b	7.2	0.45	0.45	21.4	0.024	0.013	5.4	3.4	0.5	0.009	0.021	—	Cu:0.1, Ca:0.001	比較例
31	B	c	2.4	0.25	0.33	20.7	0.005	0.020	11.8	3.0	0.1	0.008	0.028	V:0.4, Ti:0.7, Nb:0.2	Cu:0.1, Ca:0.001	本発明例
32	C	a	3.1	0.47	0.34	24.5	0.010	0.020	3.8	0.5	1.2	0.010	0.026	—	—	本発明例
33	C	b	3.5	0.42	0.51	20.9	0.021	0.016	5.8	3.1	0.4	0.008	0.019	—	—	本発明例
34	C	c	3.2	0.21	0.38	18.7	0.004	0.022	11.9	2.8	0.1	0.013	0.034	V:0.4, Ti:0.7, Nb:0.2	—	本発明例

[0068] [表4]

表4

継手 No.	溶接割れ の有無	溶接金属部 0.2%耐力 WPS(MPa)	鋼板の 降伏強さ BYS(MPa)	(1)*式 の適合	溶接金属部 引張強さ WTS(MPa)	鋼板の 引張強さ BTS(MPa)	(2)**式 の適合	溶接金属部 吸収エネルギー vE ₁₉₆ (J)	溶接ボンド部 吸収エネルギー vE ₁₉₆ (J)	亀裂 進展位置	備考
1	無	484	670	○	819	740	○	85	54	溶接金属	本発明例
2	無	528	670	○	817	740	○	64	48	溶接金属	本発明例
3	無	560	670	○	674	740	○	92	85	溶接金属	本発明例
4	無	476	670	○	788	740	○	86	73	溶接金属	本発明例
5	無	504	670	○	746	740	○	58	47	溶接金属	本発明例
6	無	550	670	○	792	740	○	96	46	溶接金属	本発明例
7	無	429	670	○	721	740	○	79	81	溶接金属	本発明例
8	無	504	670	○	776	740	○	83	57	溶接金属	本発明例
9	無	516	670	○	682	740	○	59	62	溶接金属	本発明例
10	無	470	670	○	809	740	○	73	46	溶接金属	本発明例
11	無	435	670	○	718	740	○	91	73	溶接金属	本発明例
12	無	435	670	○	679	740	○	58	46	溶接金属	本発明例
13	無	507	670	○	747	740	○	72	54	溶接金属	本発明例
14	無	434	670	○	738	740	○	59	52	溶接金属	本発明例
15	無	566	670	○	798	740	○	93	56	溶接金属	本発明例
16	直	389	670	○	682	740	○	82	57	溶接金属	比較例
17	直	613	670	×	1044	740	×	25	8	熱影響部	比較例

*)[WPS] ≦ [BYS] - 100MPa WPS:溶接金属部0.2%耐力、BYS:鋼板降伏強さ

**) [WTS] ≦ [BTS] + 100MPa WTS:溶接金属部引張強さ、BTS:鋼板引張強さ

表4(続き)

継手 No.	溶接割れ の有無	溶接金属部 0.2%耐力 WPS(MPa)	鋼板の 降伏強さ BYS(MPa)	(1)*式 の適合	溶接金属部 引張強さ WTS(MPa)	鋼板の 引張強さ BTS(MPa)	(2)**式 の適合	溶接金属部 吸収エネルギー vE ₁₉₆ (J)	溶接ボンド部 吸収エネルギー vE ₁₉₆ (J)	亀裂 進展位置	備考
18	有	527	670	○	874	740	×	35	25	熱影響部	比較例
19	無	447	670	○	735	740	○	21	18	溶接金属	比較例
20	無	460	670	○	716	740	○	8	14	溶接金属	比較例
21	有	458	670	○	683	740	○	35	32	溶接金属	比較例
22	有	388	670	○	663	740	○	36	26	溶接金属	比較例
23	有	476	670	○	775	740	○	41	29	溶接金属	比較例
24	無	371	670	○	622	740	○	12	14	溶接金属	比較例
25	無	397	670	○	557	740	○	57	34	溶接金属	比較例
26	無	620	670	×	1064	740	×	34	11	熱影響部	比較例
27	無	591	670	×	821	740	○	42	21	熱影響部	比較例
28	有	564	670	○	971	740	×	51	18	熱影響部	比較例
29	無	623	650	×	891	760	×	48	12	熱影響部	比較例
30	無	380	650	○	650	760	○	82	67	溶接金属	比較例
31	無	446	650	○	781	760	○	91	82	溶接金属	本発明例
32	無	450	580	○	802	720	○	72	76	溶接金属	本発明例
33	無	453	580	○	780	720	○	78	84	溶接金属	本発明例
34	無	421	580	○	702	720	○	86	91	溶接金属	本発明例

*)[WPS] ≤ [BYS] − 100MPa WPS:溶接金属部0.2%耐力、BYS:鋼板降伏強さ

**) [WTS] ≤ [BTS] + 100MPa WTS:溶接金属部引張強さ、BTS:鋼板引張強さ

- [0069] 本発明例ではいずれも、溶接割れ（高温割れ）の発生は認められなかった。また、本発明例では、得られた溶接金属部はいずれも、常温における降伏強さ（0.2%耐力）が400MPa以上、引張強さが660MPa以上と高強度で、かつ試験温度： -196°C におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー vE_{-196} が27J以上と、優れた低温靱性を有している。また、溶接ボンド部も、吸収エネルギー vE_{-196} が27J以上と優れた低温靱性を有している。従って、得られた溶接継手は、高強度で低温靱性に優れた溶接継手である、といえる。
- [0070] 一方、本発明の範囲を外れる比較例では、溶接割れが発生しているか、あるいは、溶接金属部の強度が不足しているか、あるいは溶接金属部の低温靱性が低下しているか、または、溶接ボンド部の低温靱性が低下しているか、して、所望の溶接継手が得られていない。
- [0071] なお、溶接金属部の0.2%耐力が（1）式、および／または、溶接金属部の引張強さが（2）式、を満足しない比較例では、亀裂の伝播経路（亀裂進展位置）が熱影響部（HAZ部）となり、低温靱性が低下している。溶接金属部の0.2%耐力が（1）式、および、溶接金属部の引張強さが（2）式、を満足する場合には、亀裂の伝播経路が溶接金属部となっている。

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板同士が溶接金属部を介して溶接接合された溶接継手であって、前記鋼板を、質量%で、
- | | |
|------------------|------------------|
| C : 0.02~0.20%、 | Si : 0.05~0.50%、 |
| Mn : 0.10~1.80%、 | P : 0.030%以下、 |
| S : 0.030%以下、 | Ni : 6.5~10.0%、 |
| N : 0.010%以下、 | O : 0.010%以下 |
- を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼板組成を有する鋼板とし、
- 前記溶接金属部が、質量%で、
- | | |
|------------------|------------------|
| C : 0.10~0.80%、 | Si : 0.10~1.00%、 |
| Mn : 13.0~25.0%、 | P : 0.030%以下、 |
| S : 0.030%以下、 | Ni : 1.0~12.0%、 |
| Cr : 0.4~3.8%、 | Mo : 0.1~5.0%、 |
| N : 0.080%以下、 | O : 0.100%以下 |
- を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる溶接金属部組成と、0.2%耐力WPS : 400MPa以上、かつ引張強さWTS : 660MPa以上の引張特性と、を有し、かつ
- 前記鋼板の降伏強さBYSと前記溶接金属部の0.2%耐力WPSとが下記（1）式を、また、前記鋼板の引張強さBTSと前記溶接金属部の引張強さWTSとが下記（2）式を満足することを特徴とする溶接継手。
- 記
- $$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (1)$$
- $$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (2)$$
- ここで、WPS : 溶接金属部の0.2%耐力 (MPa)、WTS : 溶接金属部の引張強さ (MPa)、
- BYS : 鋼板の降伏強さ (MPa)、BTS : 鋼板の引張強さ (MPa)
- [請求項2] 前記溶接金属部組成に加えてさらに、質量%で、次の(i)および(ii)

)から選ばれる1種以上：(i)V：1.0%以下、Ti：1.0%以下、Nb：1.0%以下およびW：1.0%以下のうちの1種または2種以上；および(ii)Cu：2.0%以下、Al：1.0%以下、Ca：0.010%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する溶接金属部組成とすることを特徴とする請求項1に記載の溶接継手。

[請求項3] 前記鋼板組成に加えてさらに、質量%で、次の(iii)および(iv)から選ばれる1種以上：(iii)Cu：0.5%以下、Al：0.1%以下、Cr：1.0%以下、Mo：1.0%以下、V：0.2%以下、Nb：0.2%以下およびTi：0.2%以下のうちの1種または2種以上；および(iv)B：0.005%以下、Ca：0.005%以下およびREM：0.020%以下のうちの1種または2種以上；を含有する鋼板組成とすることを特徴とする請求項1または2に記載の溶接継手。

[請求項4] 鋼板同士をソリッドワイヤを用いたガスメタルアーク溶接し、溶接金属部を形成して溶接継手とする溶接継手の製造方法であって、前記鋼板を、質量%で、

C：0.02～0.20%、	Si：0.05～0.50%、
Mn：0.10～1.80%、	P：0.030%以下、
S：0.030%以下、	Ni：6.5～10.0%、
N：0.010%以下、	O：0.010%以下

を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼板組成を有する鋼板とし、

前記ソリッドワイヤを、質量%で、

C：0.15～1.00%、	Si：0.15～1.10%、
Mn：17.0～30.0%、	P：0.030%以下、
S：0.030%以下、	Ni：0.2～13.0%、
Cr：0.4～3.8%、	Mo：0.1～5.0%、
N：0.060%以下、	O：0.020%以下

を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなるワイヤ組成を有するワ

イヤとし、

前記溶接金属部が、質量%で、

C : 0.10~0.80%、	Si : 0.10~1.00%、
Mn : 13.0~25.0%、	P : 0.030%以下、
S : 0.030%以下、	Ni : 1.0~12.0%、
Cr : 0.4~3.8%、	Mo : 0.1~5.0%、
N : 0.080%以下、	O : 0.100%以下

を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる溶接金属部組成と、0.2%耐力WPS : 400MPa以上、かつ引張強さWTS : 660MPa以上の引張特性と、を有し、かつ前記溶接金属部の0.2%耐力WPSが、前記鋼板の降伏強さBYSとの関係で下記(1)式を、かつ前記溶接金属部の引張強さWTSが、前記鋼板の引張強さBTSとの関係で下記(2)式を、それぞれ満足するように、前記ガスメタルアーク溶接の溶接条件を、1パス溶接入熱が0.5~6.0kJ/mmとなるように調整することを特徴とする低温靱性に優れた溶接継手の製造方法。

記

$$[WPS] \leq [BYS] - 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (1)$$

$$[WTS] \leq [BTS] + 100\text{MPa} \quad \cdots \cdots (2)$$

ここで、WPS : 溶接金属部の0.2%耐力 (MPa)、WTS : 溶接金属部の引張強さ (MPa)、

BYS : 鋼板の降伏強さ (MPa)、BTS : 鋼板の引張強さ (MPa)

[請求項5]

前記ワイヤ組成に加えてさらに、質量%で、次の(v)および(vi)から選ばれる1種以上 : (v)V : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下およびW : 1.0%以下のうちの1種または2種以上 ; および(vi)Cu : 2.0%以下、Al : 1.0%以下、Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下のうちの1種または2種以上 ; を含有するワイヤ組成とし、かつ、前記溶接金属部組成に加えてさらに、質量%で、次の(i)および(ii)から選ばれる1種以上 : (i)V : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、Nb : 1.0

%以下およびW : 1.0%以下のうちの1種または2種以上 ; および(ii) Cu : 2.0%以下、Al : 1.0%以下、Ca : 0.010%以下およびREM : 0.020%以下のうちの1種または2種以上 ; を含有する溶接金属部組成とすることを特徴とする請求項4に記載の溶接継手の製造方法。

[請求項6]

前記鋼板組成に加えてさらに、質量%で、次の(iii)および(iv)から選ばれる1種以上 : (iii) Cu : 0.5%以下、Al : 0.1%以下、Cr : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、V : 0.2%以下、Nb : 0.2%以下およびTi : 0.2%以下のうちの1種または2種以上 ; および(iv) B : 0.005%以下、Ca : 0.005%以下およびREM : 0.020%以下のうちの1種または2種以上 ; を含有する鋼板組成とすることを特徴とする請求項4または5に記載の溶接継手の製造方法。