(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2015 年 10 月 8 日(08.10.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/151521 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
B23K 9/23 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
B23K 35/30 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/001870

(22) 国際出願日: 2015 年 3 月 31 日(31.03.2015)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2014-073750 2014 年 3 月 31 日(31.03.2014) JP

(71) 出願人: ＪＦＥスチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 一宮　克行 (ICHIMIYA, Katsuyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 柚賀　正雄 (YUGA, Masao); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷　和邦 (HASE, Kazukuni); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 遠藤　茂 (ENDO, Shigeru); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉村　憲司 (SUGIMURA, Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目２番１号　霞が関コモンゲート西館３６階 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: WELDED JOINT

(54) 発明の名称 : 溶接継手

(57) **Abstract**: Provided is a welded joint with superior CTOD characteristics produced via: a steel plate, as a base, containing 0.03 - 0.09% C, 0.01 - 0.35% Si , 1.3 - 2.0% Mn, 0.012% or less P, 0.0035% or less S, 0.01 - 0.06% Al, less than 0.3% Ni, less than 0.10% Mo, 0.005 - 0.023% Nb, 0.005 - 0.025% Ti, less than 0.0003% B, 0.002 - 0.005% N, 0.0005- 0.0050% Ca, and 0.0030% or less O, wherein the components satisfy a prescribed relationship; and a weld metal containing 0.040 - 0.090% C, 0.1 - 0.8% Si, 1.0 - 2.5% Mn, 0.020% or less Al, 0.1 - 1.0% Ni, 0.05 - 0.50% Mo, 0.005 - 0.050% Ti, 0.0015% or less B, and the balance iron and inevitable impurities.

(57) 要約: Ｃ：0.03～0.09％、Si：0.01～0.35％、Mn：1.3～2.0％、Ｐ：0.012％以下、Ｓ：0.0035％以下、Al：0.01～0.06％、Ni：0.3％未満、Mo：0.10％未満、Nb：0.005～0.023％、Ti：0.005～0.025％、Ｂ：0.0003％未満、Ｎ：0.002～0.005％、Ca：0.0005～0.0050％およびＯ：0.0030％以下を含有し、さらに各成分が所定の関係を満足する成分組成からなる鋼板を母材として、Ｃ：0.040～0.090％、Si：0.1～0.8％、Mn：1.0～2.5％、Al：0.020％以下、Ni：0.1～1.0％、Mo：0.05～0.50％、Ti：0.005～0.050％およびＢ：0.0015％以下を含有し、残部鉄および不可避的不純物よりなる溶接金属を介して作製されるCTOD特性に優れる溶接継手を提供する。

WO 2015/151521 A1

明　細　書

発明の名称 ： 溶接継手

技術分野

[0001] 本発明は、海洋構造物や風力発電、船舶、圧力容器、ペンストックなど鋼構造物に供する高張力鋼板を母材として用いた溶接継手に関し、特に、降伏応力（ＹＳ）が３５５ＭＰａ以上で多層溶接を施した際の該溶接部の低温靭性に優れる高張力鋼板を母材として、優れた靭性を有する溶接金属を介して作製される溶接継手に関するものである。

背景技術

[0002] 船舶や海洋構造物、風力発電設備、圧力容器に用いられる鋼は溶接接合して、所望の形状の構造物として仕上げられる。そのため、これらの鋼には、構造物の安全性の観点から母材の強度が高く、靭性に優れていることは勿論、溶接継手部（溶接金属や溶接熱影響部）の靭性に優れていることが要求される。

[0003] 鋼の靭性の評価基準としては、従来、主にシャルピー衝撃試験による吸収エネルギーが用いられてきたが、近年では、より信頼性を高めるために、き裂開口変位試験（Crack Tip Opening Displacement Test、以下CTOD試験とし、この試験での評価結果をCTOD特性またはCTOD値という）が用いられることが多い。この試験は、靭性評価部に疲労予き裂を発生させた試験片を３点曲げし、破壊直前のき裂の口開き量（塑性変形量）を測定して脆性破壊の発生抵抗を評価するものである。

[0004] CTOD試験では、疲労予き裂を用いるので極めて微小な領域が靭性評価部となり、局所脆化域が存在すると、シャルピー衝撃試験で良好な靭性が得られても、低い靭性を示す場合がある。

[0005] 前記局所脆化域は、板厚が厚い鋼など多層盛溶接により複雑な熱履歴を受ける溶接熱影響部（以下、ＨＡＺとも称する）で、発生しやすく、ボンド部（溶接金属と母材の境界）やボンド部が２相域に再加熱される部分（１サイ

クル目の溶接で粗粒となり、後続の溶接パスによりフェライトとオーステナイトの２相域に加熱される領域、以下２相域再加熱部という）が局所脆化域となる。

[0006] 前記ボンド部は、融点直下の高温にさらされるため、オーステナイト粒が粗大化し、引き続く冷却により靭性の低い上部ベイナイト組織に変態しやすいことから、マトリクス自体の靭性が低い。また、ボンド部では、ウッドマンステッテン組織や島状マルテンサイト（ＭＡ）などの脆化組織が生成しやすく、靭性はさらに低下する。

[0007] 溶接熱影響部（HAZ）の靭性を向上させるため、例えば鋼中にTi/Ｎを微細分散させ、オーステナイト粒の粗大化を抑制したり、フェライト変態核として利用したりする技術が実用化されている。しかしながら、ボンド部においてはTi/Ｎが溶解する温度域にまで加熱されることがあり、溶接部の低温靭性要求が厳しいほど、上述の作用効果が発揮されなくなる。

[0008] 一方、特許文献１や特許文献２には、希土類元素（REM）をTiと共に複合添加して鋼中に微細粒子を分散させることにより、オーステナイトの粒成長を抑制し、溶接部靭性を向上させる技術が開示されている。

[0009] その他に、Tiの酸化物を分散させる技術や、BNのフェライト核生成能と酸化物分散を組み合わせる技術、さらにはCaやREMを添加して硫化物の形態を制御することにより、靭性を高める技術も提案されている。

[0010] しかし、これらの技術は、比較的低強度で合金元素量の少ない鋼材が対象であるところ、より高強度で合金元素量の多い鋼材の場合はHAZ組織がフェライトを含まない組織となるために、適用できない。

[0011] そのため、溶接熱影響部においてフェライトを生成しやすくする技術として、特許文献３には、主にMnの添加量を２％以上に高める技術が開示されている。しかし、連続鋳造材ではスラブの中心部にMnが偏析しやすく、母材のみならず溶接熱影響部でも中心偏析部は硬度を増し破壊の起点となるため、母材およびHAZ靭性の低下を引き起こす。

[0012] 一方、２相域再加熱部は、２相域再加熱で、オーステナイトに逆変態した

領域に炭素が濃化して、冷却中に島状マルテンサイトを含む脆弱なベイナイト組織が生成され、靭性が低下する。そのため、鋼組成を低Ｃ、低Ｓｉ化し島状マルテンサイトの生成を抑制して靭性を向上し、Ｃｕを添加することにより母材強度を確保する技術が開示されている（例えば、特許文献４）。これらは、Ｃｕの析出強化により強度を高める方法であるが、特許文献４は圧延後の冷却速度を0.1℃/ｓ以下とし、この過程でＣｕ粒子を析出させる方法を取っているが、製造安定性に課題がある。

[0013] また、特許文献５では、鋼板組成と溶接金属組成の組合せによる、靭性に優れた溶接継手が提案されている。この技術では、Ｂを鋼板および溶接金属において所定量以上確保することにより、HAZおよび溶接金属を組織制御して優れた靭性を得ている。しかし、Ｂ添加は溶接条件によっては、マルテンサイトなどの硬質相の生成を助長させ、逆に靭性を悪化させる場合もある。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1：特公平０３－０５３３６７号公報

特許文献2：特開昭６０－１８４６６３号公報

特許文献3：特許第３６９７２０２号公報

特許文献4：特許第３０４５８５６号公報

特許文献5：特許第３７２２０４４号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] 近年、船舶や海洋構造物、風力発電設備、圧力容器、ペンストックなど、鉄鋼構造物においては、その大型化に伴い、鋼材に対しては一層の高強度化が要望されている。これら鉄鋼構造物に用いられる鋼材は、例えば、板厚が30mm以上の厚肉材が多いので、降伏応力355MPa級やそれ以上の強度を確保するためには添加する合金元素を多くする鋼成分系が有利である。しかしながら、前述したように、ボンド部や２相域再加熱部の靭性向上は、合金元素量の

多い高強度鋼材を対象に十分検討されているとは言難い。

[0016] そこで、本発明は、海洋構造物や船舶、風力発電設備、圧力容器、ペンストックなど鉄鋼構造物に好適に供する降伏応力（ＹＳ）が355MPa以上で、多層溶接部の溶接熱影響部の低温靭性（CTOD特性）に優れる高張力鋼板を母材とする、CTOD特性に優れる溶接継手を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0017] 発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意研究を重ねたところ、以下の技術思想に基づいて具体的な成分設計を行い、本発明を完成するに到った。

ｉ）CTOD特性は鋼板全厚の試験片で評価されるため、成分の濃化する中心偏析部が破壊の起点となる。従って、溶接熱影響部のCTOD特性を向上するため、鋼板の中心偏析として濃化しやすい元素を適正量に制御し、中心偏析部の硬化を抑制する。溶鋼が凝固する際に最終凝固部となるスラブの中心において、Ｃ、Mn、Ｐ、NiおよびNbが他の元素に比べて濃化度が高いため、これらの元素の添加量を中心偏析部硬さ指標により制御して中心偏析での硬さを抑制する。

[0018] ii）溶接熱影響部の靭性を向上させるため、Ti/Ｎを有効利用して溶接ボンド部近傍でオーステナイト粒の粗大化を抑制する。Ti／Ｎを適正量に制御することにより、鋼中にTi/Ｎを均一に微細分散できる。

[0019] iii）硫化物の形態制御を目的として添加しているCaの化合物（CaＳ）の晶出を溶接熱影響部の靭性向上に利用する。CaＳは、酸化物に比べて低温で晶出するため、均一に微細分散することができる。そして、CaＳの添加量および添加時の溶鋼中の溶存酸素量を適正範囲に制御することによって、CaＳ晶出後でも固溶Ｓが確保されるので、CaＳの表面上にMnＳが析出して複合硫化物を形成する。このMnＳの周囲には、Mnの希薄帯が形成されるので、フェライト変態がより促進される。

[0020] iv）溶接金属の低温靭性を確保するためには、粒界フェライトの生成やウッデマンステッテンフェライトの生成を抑制し、微細なアシキュラーフェライトとすることが望ましい。このために、粒界に偏析することでフェライトの

生成を抑制するＢを溶接金属に添加することが有利である。しかしながら、溶接条件によっては、粗大な鉄炭硼化物が生成し、逆に靭性を低下させる場合もあるため、Ｂは適正量とする必要がある。一方、Ｂは、溶接金属から母材側（HAZ）へ拡散してHAZの焼入れ性を高めることで脆化相であるマルテンサイトの生成を助長し、靭性を劣化させる場合もあるため、やはり適正量とする必要がある。

[0021] 本発明は、上記した知見に基づき完成したものであって、本発明の要旨構成は、次のとおりである。

[0022] １．質量％で、

Ｃ：0.03～0.09％、

Si：0.01～0.35％、

Mn：1.3～2.0％、

Ｐ：0.012％以下、

Ｓ：0.0035％以下、

Al：0.01～0.06％、

Ni：0.3％未満、

Mo：0.10％未満、

Nb：0.005～0.023％、

Ti：0.005～0.025％、

Ｂ：0.0003％未満、

Ｎ：0.002～0.005％、

Ca：0.0005～0.0050％および

Ｏ：0.0030％以下

を含有し、下記（１）式で規定されるＣeq：0.320～0.420、Ti/Ｎ：1.5～4.0、並びに、下記（２）式及び（３）式を満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼板を母材として、

Ｃ：0.040～0.090％、

Si：0.1～0.8％、

Mn：1.0～2.5%、

Al：0.02%以下、

Ni：0.1～1.0%、

Mo：0.05～0.50%、

Ti：0.005～0.050%および

Ｂ：0.0015%以下

Ti：0.005～0.050%

を含有し、残部鉄および不可避的不純物よりなる溶接金属を介して作製してなる溶接継手。

記

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

０＜[[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×［Ｏ］]／1.25／［Ｓ］＜１　・・・（２）

$5.5[C]^{4/3}+15[P]+0.90[Mn]+0.12[Ni]+7.9[Nb]^{1/2}+0.53[Mo] \leqq 3.00$・・・（３）

ここで、[　]は該括弧内の元素の含有量（質量%）

[0023] ２．前記鋼板は、更に、質量%で、

Cu：0.7%以下、

Cr：0.1～1.0%および

Ｖ：0.005～0.050%

の中から選ばれる１種または２種以上を含有することを特徴とする前記１に記載の溶接継手。

[0024] ３．前記鋼板の中心偏析部の硬さが下記（４）式を満足することを特徴とする前記１または２に記載の溶接継手。

記

Hvmax／Hvave≦1.35＋0.006／［Ｃ］－ｔ/500・・・・・（４）

ここで、Hvmax：中心偏析部のビッカース硬さの最大値、

Hvave：表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分の

ビッカース硬さの平均値、

［Ｃ］：Ｃ含有量（質量％）

ｔ：鋼板の板厚（mm）

[0025] ４．前記溶接金属は、更に、質量％で、

Cu：0.01～0.20％、

Cr：0.01～0.50％、

Ｖ：0.001～0.080％および

Nb：0.001～0.040％

の中から選ばれる１種または２種以上を含有することを特徴とする前記１、２または３に記載の溶接継手。

発明の効果

[0026] 本発明によれば、海洋構造物など大型の鋼構造物に用いて好適な降伏応力（ＹＳ）が355MPa以上で、多層溶接部のCTOD特性に優れる溶接継手が得られ、産業上極めて有用である。

発明を実施するための形態

[0027] 本発明において、鋼板および溶接金属の成分組成を上記の範囲に限定した理由について、成分毎に詳しく説明する。なお、以下に述べる成分組成に関する「％」表示は特に断らない限り「質量％」を意味する。

まず、母材となる鋼板の化学組成の限定理由を示す。

[0028] Ｃ：0.03～0.09％

Ｃは、母材となる鋼板の強度を確保するのに必要な元素である。Ｃが0.03％未満では焼入性が低下し、強度確保のために、Cu、Ni、CrおよびMoなどの焼入性向上元素の多量添加が必要となり、コスト高を招くことになる。また、0.09％を超える添加は溶接部靭性を低下させる。従って、Ｃ量は0.03～0.09％の範囲とする。好ましくは、0.040～0.085％である。

[0029] Si：0.01～0.35％

Siは、脱酸材として、また、母材強度を得るために添加する成分である。しかし、0.35％を超える多量の添加は、溶接性の低下と溶接継手靭性の低下

を招くため、Si量は0.01～0.35%とする必要がある。好ましくは、0.28%以下である。さらに好ましくは、0.03～0.25%である。

[0030] Mn：1.3～2.0%

Mnは、母材強度および溶接継手強度を確保するため、1.3%以上添加する。しかし、2.0%を超える添加は、溶接性を低下させ、焼入性が過剰となり、母材靭性および溶接継手靭性を低下させるため、1.3～2.0%の範囲とする。好ましくは、1.4～1.9%である。さらに好ましくは、1.4～1.8%である。

[0031] Ｐ：0.012%以下

不純物元素であるＰは、母材靭性および溶接部靭性を低下させる。特に、溶接部において含有量が0.012%を超えるとCTOD特性が著しく低下するため、0.012%以下とする。好ましくは、0.009%以下である。

[0032] Ｓ：0.0035%以下

Ｓは、不可避的に混入する不純物で、0.0035%を超えて含有すると母材および溶接部靭性を低下させるため、0.0035%以下とする。好ましくは、0.0030%以下である。

[0033] Al：0.01～0.06%

Alは、溶鋼を脱酸するために添加される元素であり、0.01%以上含有させる必要がある。一方、0.06%を超えて添加すると、母材および溶接部靭性を低下させるとともに、溶接による希釈によって溶接金属部に混入し、靭性を低下させるため、0.06%以下に制限する。好ましくは、0.017～0.055%である。なお、本発明においてAl量は、酸可溶性Al（Sol. Alなどとも称される）で規定するものとする。

[0034] Ni：0.3%未満

Niは、鋼の強度と靭性の向上に有効な元素であり、溶接部CTOD特性の向上にも有効である。そのためには、0.05%以上とすることが好ましい。しかし、Niは高価な元素であることと、また過度の添加は鋳造時にスラブの表面に疵が発生しやすくなるので、含有する場合は上限を0.3%未満とする。さらに好ましくは、0.06～0.28%である。

[0035] Mo：0.10%未満（ゼロを含む）

Moは、強度上昇に有効な元素であり、必要に応じて含有させる場合がある。一方で、Moは、溶接熱影響部において脆弱なマルテンサイトを生成させることから、含有させる場合は0.10%未満とする。好ましくは、0.08%未満である。

[0036] Nb：0.005～0.023%

Nbは、オーステナイトの低温域で未再結晶域を形成するのに寄与し、この低温域で圧延を施すことにより、母材の組織微細化および高靭化を図ることができる。また、焼入れ性向上、焼戻し時の軟化抵抗にも効果が有り、母材強度の向上に有効な元素でもある。上記効果を得るためには、0.005%以上で含有する必要がある。しかし、0.023%を超える含有は、溶接熱影響部に靭性に劣る上部ベイナイトやマルテンサイトの生成を促進させるため、上限は0.023%とする。好ましくは上限を0.020%とする。さらに好ましくは、0.008～0.020%である。

[0037] Ti：0.005～0.025%

Tiは、溶鋼が凝固する際にTi/Nとなって析出し、溶接部におけるオーステナイトの粗大化を抑制し、溶接部の靭性向上に寄与する。しかし、0.005%未満の含有ではその効果が小さく、一方、0.025%を超えて含有すると、Ti/Nが粗大化し、母材や溶接部靭性改善効果が得られないため、0.005～0.025%とする。好ましくは、0.006～0.020%である。さらに好ましくは、0.008～0.016%である。

[0038] Ｂ：0.0003%未満

Ｂは、鋼がオーステナイト域から冷却される際に、オーステナイト粒界に偏析し、フェライト変態を抑制し、マルテンサイトを多量に含むベイナイト組織を生成させる。Ｂの添加は特に溶接熱影響部の組織を脆化させるため、0.0003%未満に制限する。

[0039] Ｎ：0.002～0.005%

Ｎは、TiやAlと反応して析出物を形成することで、結晶粒を微細化し、母

材靭性を向上させる。また、溶接部の組織の粗大化を抑制するTi/Ｎを形成させるために必要な元素である。これらの作用を発揮するには、Ｎを0.002%以上含有することが必要である。一方、0.005%を超えて添加すると固溶Ｎが母材や溶接部の靭性を著しく低下させたり、Ti/Ｎb複合析出物の生成による固溶Nbの減少に伴う、強度低下を招くことから、上限を0.005%とする。さらに好ましくは、0.0025～0.0045%である。

[0040] Ca：0.0005～0.0050%

Caは、Ｓを固定することによって靭性を向上する元素である。この効果を得るためには、少なくとも0.0005%の添加が必要である。しかし、0.0050%を超えて含有してもその効果は飽和するため、0.0005～0.0050%の範囲で添加する。さらに好ましくは、0.008～0.0035%である。

[0041] Ｏ：0.0030%以下

Ｏは、0.0030%を超えると母材の靭性が劣化するため、0.0030%以下、好ましくは0.0025%以下とする。

[0042] さらに、下記（１）式で規定されるＣeq：0.320～0.420、Ti/Ｎ：1.5～4.0、並びに、下記（２）式及び（３）式を満たすことが肝要である。なお、各式における[ ]は、該括弧内の元素の含有量（質量%）である。

記

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

Ｏ＜[[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×［Ｏ］]／1.25／［Ｓ］＜１ ・・・（２）

$5.5[C]^{4/3}+15[P]+0.90[Mn]+0.12[Ni]+7.9[Nb]^{1/2}+0.53[Mo] \leqq 3.00$ ・・・（３）

[0043] Ｃeq：0.320～0.420

前記（１）式で規定されるＣeqが0.320未満では降伏応力355MPa級の強度を得ることが難しくなる。一方、Ｃeqが0.420を超えると、溶接性や溶接部靭性が低下するため、0.420以下とする。好ましくは、0.340～0.420である。

[0044] Ti/Ｎ：1.5～4.0

Ti/Nが1.5未満では生成するTi/N量が減少し、Ti/Nとならない固溶Nが溶接部靭性を低下させる。また、Ti/Nが4.0を超えると、Ti/Nが粗大化し、溶接部靭性を低下させる。従って、Ti/Nの範囲は1.5～4.0、好ましくは、1.8～3.5とする。なお、Ti/Nは各元素の含有量（質量%）の比である。

[0045] O＜[[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×［O］]／1.25／［S］＜1

[[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×［O］]／1.25／［S］は、硫化物形態制御に有効なCaとSの原子濃度の比を示す値であり、ACR（Atomic Concentration Ratio）とも称される。この値により硫化物の形態を推定することができ、高温でも溶解しないフェライト変態生成核CaSを微細分散させるために規定する必要がある。すなわち、ACRがO以下の場合は、CaSが晶出しない。そのため、SはMnS単独の形態で析出する結果、溶接熱影響部でのフェライト生成核が得られない。また、単独で析出したMnSは、圧延時に伸長されて母材の靭性低下を引き起こすことになる。

[0046] 一方、ACRが1以上の場合には、Sが完全にCaによって固定され、フェライト生成核として働くMnSがCaS上に析出しなくなるため、複合硫化物がフェライト生成核の微細分散を実現することができなくなって、靭性向上効果が得られない。かように、ACRがOを超え1未満の場合には、CaS上にMnSが析出して複合硫化物を形成し、これがフェライト生成核として有効に機能することになる。なお、ACRは、好ましくは0.2から0.8の範囲である。

[0047] $5.5[C]^{4/3}+15[P]+0.90[Mn]+0.12[Ni]+7.9[Nb]^{1/2}+0.53[Mo]\leqq 3.00$

$5.5[C]^{4/3}+15[P]+0.90[Mn]+0.12[Ni]+7.9[Nb]^{1/2}+0.53[Mo]$は、中心偏析に濃化しやすい成分で構成される中心偏析部硬さ指標であり、以下の説明ではCeq*値と称する。さて、CTOD試験は鋼板全厚を対象とする試験である。従って、同試験に供する試験片は中心偏析を含み、中心偏析での成分濃化が顕著であると、溶接熱影響部に硬化域が生成するため良好なCTOD値が得られない。Ceq*値を適正範囲に制御することにより、中心偏析部における過度の硬度上昇を抑制でき、板厚が厚い鋼材の溶接部においても優れたCTOD特性が得られる。Ceq*値の適正範囲は、実験的に求められたものであり、Ceq

*値が3.00を超えるとCTOD特性が低下するので3.00以下とする。好ましくは2.90以下である。

[0048] 以上が本発明の基本成分組成であるが、更に特性を向上させることを所期して、Cu：0.7%以下、Cr：0.1～1.0%およびＶ：0.005～0.050%の中から選ばれる１種または２種以上を含有することができる。

[0049] Cu：0.7%以下

Cuは、母材の強度を高めるのに有効であり、そのためには0.1%以上で添加することが好ましい。但し、0.7%を超えての添加は、熱間延性を低下することになるため、0.7%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.6%以下とする。

[0050] Cr：0.1～1.0%

Crは、母材を高強度化するのに有効な元素であり、この効果を発揮するには0.1%以上を含有することが好ましい。しかし、過剰に含有すると靭性に悪影響を与えるため、添加する場合は1.0%以下とすることが好ましい。さらに、0.2～0.8%であることが好ましい。

[0051] Ｖ：0.005～0.050%

Ｖは、0.005%以上の含有で母材の強度と靭性の向上に有効な元素であるが、含有量が0.050%を超えると靭性低下を招くため、添加する場合は0.005～0.050%であることが好ましい。

[0052] さらに、鋼板の中心偏析部の硬さを、以下のとおりに規定することが、CTOD特性を向上する上で有利である。

Hvmax／Hvave≦1.35＋0.006／［Ｃ］－ｔ/500

まず、上式において、Hvmaxは中心偏析部のビッカース硬さの最大値、Hvaveは鋼板の表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分のビッカース硬さの平均値、［Ｃ］はＣ含有量（質量%）、ｔは板厚（mm）を示す。

すなわち、Hvmax/Hvaveは中心偏析部の硬さを表す無次元パラメータであり、その値が1.35＋0.006／［Ｃ］－ｔ/500で求まる値より高くなるとCTOD値が低下するため、1.35＋0.006／［Ｃ］－ｔ/500以下とすることが好ましい。よ

り望ましくは、1.25＋0.006／［Ｃ］－ｔ・500以下とする。

[0053] ここで、Hvmaxは、鋼板の厚さ方向に、中心偏析部を含む（板厚／40）mmの範囲をビッカース硬さ試験機（荷重10kgf）で板厚方向に0.25mm間隔となるように測定し、得られた測定値の中の最大値とする。また、Hvaveは、鋼板表面から板厚の1/4の位置と同裏面から板厚の1/4の位置との間における中心偏析部を除く範囲を、ビッカース硬さ試験機の荷重10kgfで板厚方向に一定間隔（たとえば１～２mm）にて測定した値の平均値とする。

[0054] 次に、溶接金属の化学組成について各成分の限定理由を示す。

Ｃ：0.040～0.090％

Ｃは、溶接金属の強度を確保するために、0.04％以上添加する必要が有る。一方、0.09％を超えて添加すると、焼入れ性過多による靭性低下を招く。従って、Ｃ量は0.04～0.09％とする。好ましくは、0.050～0.085％である。

[0055] Si：0.1～0.8％

Siは、脱酸及び強度確保のために添加されるが、0.1％未満では溶接金属の油流れ性が低下し、溶接欠陥が発生しやすくなる。また、0.8％を超えると溶接金属の強度が過剰となり、割れの発生や靭性が低下する。従って、Si量は0.1～0.8％とする。好ましくは、0.1～0.6％である。さらに好ましくは、0.1～0.5％である。

[0056] Mn：1.0～2.5％

Mnは、溶接金属の強度を確保するために1.0％以上の添加が必要である。一方、2.5％を超えると、焼入れ性が過多となり靭性が低下する。従って、Mn量は1.0～2.5％とする。好ましくは、1.0～2.0％である。

[0057] Al：0.020％以下

Alは脱酸のために、好ましくは0.004％以上は必要である。一方、0.020％を超えると介在物が多くなること、Ti酸化物の生成を抑制し溶接金属組織の粗大化を招き靭性を低下させることから、Alは0.020％以下とする。

[0058] Ni：0.1～1.0％

Niは、溶接金属の強度および靭性を確保するために添加が必要であり、0.1

%未満では効果がない。一方、1.0%を超えると湯流れ性を低下させる。従って、0.1～1.0%とする。好ましくは、0.1～0.8%である。

[0059] Mo：0.05～0.50%

Moは、溶接金属の強度および靭性を確保するために添加が必要であり、0.05%未満では効果がなく、一方0.50%を超えるとその効果が飽和するため、上限を0.50%とした。好ましくは、0.08～0.45%である。

[0060] Ti：0.005～0.050%

Tiは、溶接金属中のＮをTi/Ｎとして固定したり、酸化物を形成してアシキュラーフェライトの生成核として重要な働きをする。0.005%未満ではその効果は十分に得られず、0.050%を超えると固溶Tiの増加により、靭性を著しく低下させる。従って、Ti量は0.005～0.050%とする。好ましくは、0.006～0.045%である。

[0061] Ｂ：0.0015%以下

Ｂは、溶接金属の強度上昇に効果があるため、0.0003%以上で添加することが好ましい。しかし、過剰な添加は粗大な鉄炭硼化物を生成させることから、0.0015%以下とする。

[0062] さらに、溶接入熱によって焼入れ性を調整するための選択元素として、Cu、Cr、ＶおよびNbを必要に応じて単独または複合で添加することができる。

[0063] Cu：0.01～0.20%

Cuは、溶接金属の強度上昇に効果があり、その効果を得るためには0.01%以上で添加することが好ましいが、0.20%を超えると高温割れや靭性が低下するため、0.20%以下とすることが好ましい。

[0064] Cr：0.01～0.50%

Crは、溶接金属の強度上昇に効果があり、その効果を得るためには0.01%以上の添加が好ましい。一方、0.50%を超えると靭性が低下するため、0.50%以下とすることが好ましい。

[0065] Ｖ：0.001～0.080%

Ｖは、溶接金属の強度上昇に効果があり、その効果を得るためには0.001%

以上の添加が好ましい。一方、0.080％を超えると靭性が低下するため、0.080％以下とすることが好ましい。

[0066] Nb：0.001～0.040％

Nbは、溶接金属の強度上昇に効果があり、その効果を得るためには0.001％以上の添加が好ましい。一方、0.040％を超えると靭性が低下するため、0.040％以下とすることが好ましい。

[0067] 本発明の溶接継手は、以下に示す製造方法に従って製造することが好ましい。

すなわち、上記した成分組成に調整した溶鋼を転炉、電気炉または真空溶解炉などを用いた通常の方法で溶製する。次いで、連続鋳造の工程を経てスラブとした後、熱間圧延により所望の板厚とし、その後冷却し、または追加で焼戻し処理を施して、厚みが30mm以上の鋼板とする。

[0068] その際、熱間圧延工程では、スラブ加熱温度および圧下率を規定することが好ましい。具体的には、スラブ加熱温度を1000～1200℃および総圧下率を50％以上とすることが、母材に高強度および良好な靭性を付与する観点から好ましい。

[0069] かくして得られた鋼板を母材として、上記した成分組成に調整した溶接金属を用いて、溶接継手を作製する。その際、鋼板の板厚が40mm以下の場合は、鋼板にＸ形状の開先加工を行い、両面１層のサブマージアーク溶接を施す。鋼板の板厚40mm超えの場合は、鋼板にＸまたはＶ形状の開先加工を行い、多層盛のサブマージアーク溶接を施す。

すなわち、両面１層のサブマージアーク溶接は、板厚が40mm以下の薄物の場合に限定して用いる。また、多層盛のサブマージアーク溶接は、入熱量：80ｋＪ／cm以上で行うことができる。ここで、板厚40mm超えにて両面１層溶接を施すと、入熱量が100ｋＪ/cmを大きく超えてしまい、溶接部の特性が維持できない場合がある。これに対して、多層盛溶接では、概ね100ｋＪ/cmを上限として施工することができる。

実施例

[0070] 表１に示す成分組成の鋼を溶製した後、厚さが30mm～100mmの厚鋼板を製造した。母材の評価方法として、引張試験は鋼板の板厚の１／２位置より試験片の長手方向が鋼板の圧延方向と垂直になるようにＪＩＳ４号試験片を採取し、JIS　Z2241に従って降伏応力（ＹＳ）および引張強さ（ＴＳ）を測定した。

[0071] また、シャルピー衝撃試験は、鋼板の板厚の１／２位置より試験片の長手方向が鋼板の圧延方向と垂直になるようにJIS　Ｖノッチ試験片を採取し、－40℃における吸収エネルギーｖＥ－40℃を測定した。

なお、母材特性については、ＹＳ≧355MPa、ＴＳ≧470MPaおよびｖＥ－40℃≧200Ｊの全てを満たすものを良好と評価した。

[0072] 溶接部継手として、サブマージアーク溶接による多層盛溶接継手を作製した。ここで、溶接は入熱量100ｋＪ／ｃｍで実施した。

靭性の評価は鋼板の板厚の１／４位置の溶接金属中央および溶接ボンド部をシャルピー衝撃試験のノッチ位置として、－40℃の温度における吸収エネルギーｖＥ－40℃を測定した。

溶接部特性については、３本の平均がｖＥ－40℃≧150Ｊを満足するものを溶接部継手靭性が良好と判断した。

また、溶接金属中央および溶接ボンド部をCTOD試験片のノッチ位置として、－10℃におけるCTOD値であるδ－10℃を測定し、試験数量３本のうちCTOD値（δ－10℃）の最小値が0.50mm以上である場合を、溶接継手のCTOD特性が良好と判断した。

表２に、溶接金属の化学組成と、溶接継手のシャルピー衝撃試験結果およびCTOD試験結果とを併記する。

[0073] ここで、母材の成分組成について、鋼No．１～５は発明例であり、鋼６～24は成分組成のいずれかの成分量または各式の値が本発明範囲外の比較例である。

表２において継手No．Ａ、Ｂ、Ｄ，Ｅ，Ｈ，Ｉ，ＪおよびＭは、いずれも本発明例で、目標を満足する溶接ボンド部のシャルピー衝撃試験結果および

溶接ボンド部の三点曲げCTOD試験結果が得られている。

一方、継手No．Ｃ、Ｆ、Ｇ、ＫおよびＮ～Ｓは鋼板組成および／または溶接金属組成が本発明範囲外で母材特性または溶接ボンド部のシャルピー衝撃試験結果および溶接ボンド部の三点曲げCTOD試験結果が目標を満足しなかった。

[0074] 表１および２に示す結果から、本発明に従う鋼板は、母材の降伏応力（ＹＳ）が355MPa以上で、かつシャルピー吸収エネルギー（ｖＥ-40℃）が200Ｊ以上を有しており、母材の強度および靭性が共に優れていることと、更に溶接継手の溶接金属およびボンド部についても、vE－40℃が150Ｊ以上で、CTOD値が0.5mm以上であり、溶接熱影響部の靭性にも優れていることが分かる。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、上記のいずれか一つ以上の特性が劣った結果しか得られていない。

[0075]

[表1]

表1

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Mo	Nb	Ti	B	N	Ca	Cu	Cr	V	O	Ceq	Ti/N	式(2)ACR	式(3)	板厚 (mm)	鋼板強度 (MPa) YS	TS	鋼板1/2t 靭性 vE-40℃	備考
1	0.041	0.10	1.74	0.006	0.0012	0.029	0.22	0.06	0.017	0.009	0.0002	0.0034	0.0018	—	—	0.016	0.0018	0.361	2.65	0.70	2.82	30	421	531	337	適合鋼
2	0.064	0.16	1.53	0.006	0.0018	0.037	0.11	0.07	0.019	0.011	0.0001	0.0035	0.0021	—	0.34	—	0.0022	0.409	3.14	0.68	2.75	50	434	541	299	適合鋼
3	0.063	0.22	1.41	0.002	0.0021	0.029	0.07	—	0.008	0.012	0.0002	0.0038	0.0025	0.15	0.44	0.019	0.0016	0.404	3.16	0.64	2.15	75	397	517	271	適合鋼
4	0.045	0.18	1.78	0.004	0.0027	0.023	0.25	0.07	0.019	0.009	0.0001	0.0026	0.0027	—	—	—	0.0019	0.375	3.46	0.50	2.90	100	374	491	255	適合鋼
5	0.074	0.15	1.61	0.006	0.0016	0.023	0.18	0.07	0.013	0.012	0.0002	0.0037	0.0020	0.05	—	0.019	0.0022	0.376	3.24	0.52	2.68	100	368	488	263	適合鋼
6	0.121	0.23	1.62	0.005	0.0010	0.023	—	0.06	0.008	0.010	0.0001	0.0029	0.0023	0.16	—	—	0.0026	0.414	3.45	0.84	2.60	30	413	548	254	比較鋼
7	0.087	0.47	1.45	0.004	0.0011	0.035	—	0.07	0.013	0.009	0.0001	0.0036	0.0011	—	—	—	0.0019	0.342	2.50	0.35	2.51	50	387	478	287	比較鋼
8	0.080	0.17	1.18	0.003	0.0013	0.036	—	—	0.006	0.013	0.0001	0.0033	0.0018	—	0.32	—	0.0010	0.341	3.94	0.85	1.91	75	352	454	245	比較鋼
9	0.047	0.06	2.41	0.005	0.0023	0.039	0.28	—	0.011	0.011	0.0002	0.0025	0.0010	0.14	0.48	—	0.0018	0.573	4.40	0.15	3.20	75	412	574	147	比較鋼
12	0.077	0.24	1.63	0.002	0.0025	0.026	0.25	0.07	0.020	0.012	0.0012	0.0036	0.0012	0.37	0.23	—	0.0010	0.449	3.33	0.28	2.86	100	325	443	165	比較鋼
13	0.032	0.23	1.57	0.005	0.0025	0.040	0.18	0.06	0.019	0.011	0.0001	0.0029	0.0027	1.24	—	—	0.0016	0.400	3.79	0.59	2.69	75	315	457	147	比較鋼
14	0.059	0.08	1.47	0.004	0.0013	0.019	—	0.06	0.051	0.008	0.0001	0.0036	0.0029	—	—	—	0.0017	0.315	2.22	1.20	3.32	75	309	434	187	比較鋼
15	0.058	0.13	1.63	0.002	0.0016	0.018	—	0.07	0.019	0.039	0.0002	0.0035	0.0020	0.25	—	—	0.0015	0.360	11.14	0.67	2.74	75	368	489	246	比較鋼
16	0.063	0.13	1.65	0.006	0.0024	0.027	—	0.08	0.018	0.012	0.0001	0.0075	0.0024	—	0.24	0.013	0.0017	0.404	1.60	0.52	2.81	100	439	526	174	比較鋼
17	0.058	0.20	1.53	0.004	0.0012	0.015	0.05	0.08	0.009	0.008	0.0001	0.0027	0.0026	0.14	1.48	—	0.0024	0.687	2.96	0.90	2.36	100	487	567	113	比較鋼
18	0.037	0.16	1.52	0.006	0.0022	0.015	0.25	0.88	0.022	0.010	0.0001	0.0029	0.0018	—	0.38	—	0.0021	0.559	3.45	0.34	3.19	100	474	579	98	比較鋼
19	0.051	0.21	1.66	0.002	0.0020	0.013	0.17	0.07	0.022	0.013	0.0001	0.0036	0.0015	—	—	0.081	0.0024	0.370	3.61	0.24	2.86	75	397	497	125	比較鋼
20	0.086	0.20	1.49	0.005	0.0007	0.012	—	0.05	0.015	0.010	0.0002	0.0031	0.0006	—	—	0.015	0.0030	0.348	3.23	-0.20	2.62	75	384	489	255	比較鋼
21	0.084	0.19	1.59	0.004	0.0012	0.021	—	0.06	0.021	0.007	0.0001	0.0036	0.0042	0.23	—	—	0.0017	0.376	1.94	1.98	2.87	100	394	507	249	比較鋼
22	0.085	0.15	1.45	0.004	0.0016	0.033	0.09	—	0.008	0.006	0.0001	0.0048	0.0023	—	—	—	0.0023	0.333	1.25	0.60	2.29	100	369	487	159	比較鋼
23	0.069	0.12	1.43	0.002	0.0011	0.041	0.29	—	0.014	0.018	0.0001	0.0026	0.0027	—	0.46	—	0.0026	0.419	6.92	0.96	2.44	100	417	546	137	比較鋼
24	0.088	0.06	1.78	0.012	0.0020	0.020	0.11	0.08	0.023	0.008	0.0002	0.0037	0.0011	0.11	—	—	0.0018	0.415	2.16	0.21	3.25	100	429	551	97	比較鋼

式(1)・・・Ceq＝[C]＋[Mn]／6＋([Cu]＋[Ni])／15＋([Cr]＋[Mo]＋[V])／ 5
式(2)・・・{[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×[O]}／1.25／[S]
式(3)・・・5.5[C]4／3＋15[P]＋0.90[Mn]＋0.12[Ni]＋7.9[Nb]1／2＋0.53[Mo]

[表2]

表2

継手No.	鋼No.	板厚 (mm)	溶接方法	C	Si	Mn	Al	Ni	Mo	Nb	Ti	B	Cu	Cr	V	継手vE-40(J)		δCTOD(-10℃、mm)		備考
																WM中央	ボンド	WM中央	ボンド	
A	1	30	両面1層	0.067	0.41	1.56	0.008	0.25	0.20	—	0.012	0.0005	0.02	0.03	—	150	163	0.79	0.90	発明例
B	1	30	両面1層	0.055	0.35	1.45	0.012	0.40	0.31	—	0.013	0.0010	—	0.05	—	187	195	0.60	0.85	発明例
C	1	30	両面1層	0.140	0.33	1.78	0.011	0.42	0.21	—	0.011	0.0008	—	—	—	34	68	0.14	0.41	比較例
D	2	50	100kJ/cm多層	0.062	0.30	1.29	0.005	0.30	0.20	—	0.013	0.0007	—	—	—	187	163	0.61	0.99	発明例
E	2	50	100kJ/cm多層	0.089	0.19	1.49	0.007	0.33	0.31	—	0.008	0.0011	—	0.02	—	180	164	0.96	1.24	発明例
F	2	50	100kJ/cm多層	0.052	1.20	1.46	0.014	0.31	0.18	—	0.013	0.0009	0.02	0.06	0.008	54	78	0.26	0.34	比較例
G	2	50	100kJ/cm多層	0.058	0.33	2.68	0.005	0.33	0.27	—	0.011	0.0014	0.06	—	—	47	58	0.22	0.31	比較例
H	3	75	100kJ/cm多層	0.063	0.15	1.94	0.009	0.36	0.29	—	0.008	0.0006	0.11	—	—	156	152	0.97	0.78	発明例
I	3	75	100kJ/cm多層	0.076	0.24	1.46	0.006	0.29	0.14	—	0.008	0.0005	—	0.06	0.010	162	151	0.78	0.72	発明例
J	4	100	100kJ/cm多層	0.076	0.38	1.95	0.007	0.38	0.25	0.003	0.014	0.0013	—	—	0.013	182	163	0.94	1.29	発明例
K	4	100	100kJ/cm多層	0.071	0.38	1.26	0.007	0.29	0.21	0.007	0.084	0.0058	0.05	0.02	—	16	29	0.09	0.17	比較例
M	5	100	100kJ/cm多層	0.056	0.13	2.22	0.012	0.25	0.16	—	0.014	0.0007	0.10	—	0.007	171	169	0.97	1.63	発明例
N	6	30	両面1層	0.074	0.31	1.52	0.009	0.35	0.18	0.004	0.013	0.0009	—	0.04	—	158	31	0.87	0.09	比較例
P	7	50	100kJ/cm多層	0.067	0.48	1.49	0.011	0.34	0.16	—	0.011	0.0008	0.05	—	0.004	157	27	0.82	0.12	比較例
Q	15	75	100kJ/cm多層	0.062	0.28	1.54	0.009	0.27	0.15	—	0.028	0.0007	—	0.04	—	153	36	0.58	0.26	比較例
R	20	75	100kJ/cm多層	0.068	0.24	1.59	0.010	0.27	0.13	0.003	0.016	0.0010	—	—	—	168	97	0.67	0.35	比較例
S	21	100	100kJ/cm多層	0.064	0.29	1.48	0.011	0.45	0.19	—	0.010	0.0012	0.09	—	—	171	94	0.76	0.40	比較例

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：0.03～0.09％、

Si：0.01～0.35％、

Mn：1.3～2.0％、

Ｐ：0.012％以下、

Ｓ：0.0035％以下、

Al：0.01～0.06％、

Ni：0.3％未満、

Mo：0.10％未満、

Nb：0.005～0.023％、

Ti：0.005～0.025％、

Ｂ：0.0003％未満、

Ｎ：0.002～0.005％、

Ca：0.0005～0.0050％および

Ｏ：0.0030％以下

を含有し、下記(1)式で規定されるＣeq：0.320～0.420、Ti/Ｎ：1.5～4.0、並びに、下記(2)式及び(3)式を満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼板を母材として、

Ｃ：0.040～0.090％、

Si：0.1～0.8％、

Mn：1.0～2.5％、

Al：0.020％以下、

Ni：0.1～1.0％、

Mo：0.05～0.50％、

Ti：0.005～0.050％および

Ｂ：0.0015％以下

を含有し、残部鉄および不可避的不純物よりなる溶接金属を介して作

製してなる、溶接継手。

記

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

０＜[[Ca]－(0.18＋130×[Ca])×［Ｏ］]／1.25／［Ｓ］＜１　・・・（２）

$5.5[C]^{4/3}+15[P]+0.90[Mn]+0.12[Ni]+7.9[Nb]^{1/2}+0.53[Mo] \leqq 3.00$・・・（３）

ここで、[　]は該括弧内の元素の含有量（質量％）

[請求項2] 前記鋼板は、更に、質量％で、

Cu：0.7％以下、

Cr：0.1～1.0％および

Ｖ：0.005～0.050％

の中から選ばれる１種または２種以上を含有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] 前記鋼板の中心偏析部の硬さが下記（４）式を満足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。

記

Hvmax／Hvave≦1.35＋0.006／［Ｃ］－ｔ/500・・・・・（４）

ここで、Hvmax：中心偏析部のビッカース硬さの最大値、

Hvave：表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分のビッカース硬さの平均値、

［Ｃ］：Ｃ含有量（質量％）

ｔ：鋼板の板厚（mm）

[請求項4] 前記溶接金属は、更に、質量％で、

Cu：0.01～0.20％、

Cr：0.01～0.50％、

Ｖ：0.001～0.080％および

Nb：0.001～0.040％

の中から選ばれる１種または２種以上を含有することを特徴とする請求項１、２または３に記載の溶接継手。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/001870

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *B23K9/23*(2006.01)i, *B23K35/30*(2006.01)i, *C22C38/14*(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00, B23K9/23, B23K35/30, C22C38/14, C22C38/58

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2015 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2015

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2013/118313 A1 (JFE Steel Corp.), 15 August 2013 (15.08.2013), entire text & JP 2012-184500 A & US 2015/0075682 A1 & EP 2813596 A1 & CN 104105810 A & KR 10-2014-0117560 A	1-4
A	JP 2008-23569 A (JFE Steel Corp.), 07 February 2008 (07.02.2008), entire text; all drawings (Family: none)	1-4
A	WO 2009/123292 A1 (JFE Steel Corp.), 08 October 2009 (08.10.2009), entire text; fig. 1 & JP 2009-263777 A & EP 2272994 A1 & CN 102124133 A & KR 10-2010-0116701 A	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
18 June 2015 (18.06.15)	30 June 2015 (30.06.15)
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/001870

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2007-231312 A (JFE Steel Corp.), 13 September 2007 (13.09.2007), entire text; fig. 1 (Family: none)	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１５／００１８７０

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00, B23K9/23, B23K35/30, C22C38/14, C22C38/58

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１５年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	WO 2013/118313 A1（ＪＦＥスチール株式会社） 2013.08.15, 全文 & JP 2012-184500 A & US 2015/0075682 A1 & EP 2813596 A1 & CN 104105810 A & KR 10-2014-0117560 A	1-4
A	JP 2008-23569 A（ＪＦＥスチール株式会社） 2008.02.07, 全文、全図 （ファミリーなし）	1-4

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
１８．０６．２０１５	３０．０６．２０１５

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　４０３７
相澤　啓祐
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	WO 2009/123292 A1（ＪＦＥスチール株式会社） 2009.10.08, 全文、図１ & JP 2009-263777 A & EP 2272994 A1 & CN 102124133 A & KR 10-2010-0116701 A	1-4
A	JP 2007-231312 A（ＪＦＥスチール株式会社） 2007.09.13, 全文、【図１】 （ファミリーなし）	1-4