(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
2024年8月15日(15.08.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/166791 A1

(51) 国際特許分類:
B23K 9/18 (2006.01)
B23K 9/095 (2006.01)
B23K 35/30 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/003364

(22) 国際出願日： 2024年2月1日(01.02.2024)

(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 2023-015802 2023年2月6日(06.02.2023) JP

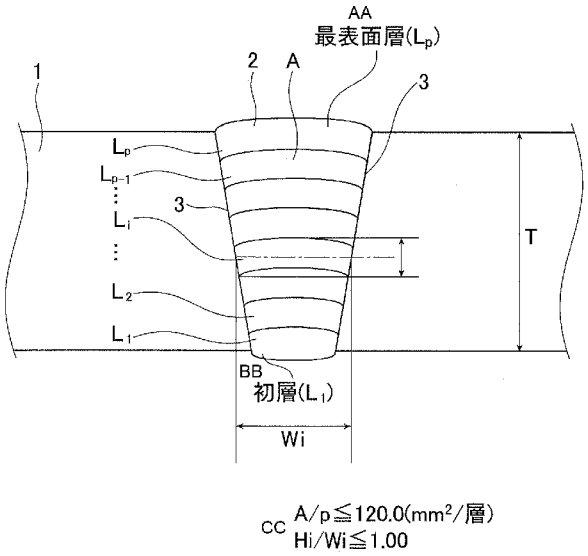
(71) 出願人: ＪＦＥスチール株式会社(**JFE STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP). ＪＦＥエンジニアリング株式会社 (**JFE ENGINEERING CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 渡邊 一史 (**WATANABE Kazufumi**); 〒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). 石神 篤史(**ISHIGAMI Atsushi**); 〒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). 岡部 能知(**OKABE Takatoshi**); 〒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). 伊木 聡 (**IGI Satoshi**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町

(54) **Title:** STEEL PLATE WELDED JOINT AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称： 鋼板の溶接継手およびその製造方法

[図1]



AA Outermost surface layer (L_p)
BB First layer (L_1)
CC A/p≤120.0 (mm^2/layer); Hi/Wi≤1.00

(57) **Abstract:** Provided are: a welded joint of steel plates having a plate thickness of at least 50 mm, the welded joint including sound welded metal without welding defects such as high-temperature cracking and incomplete fusion, and having both high strength and excellent low-temperature toughness; and a method for manufacturing the welded joint. In the welded joint of steel plates having a plate thickness T of at least 50 mm, the weld metal comprises multiple layers having of one pass per layer, wherein a first ratio [A/p] between a cross-sectional area A in a direction perpendicular to

WO 2024/166791 A1

二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 矢野 良明(**YANO Yoshiaki**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥエンジニアリング株式会社内 Tokyo (JP). 伊藤 勇佑(**ITO Yusuke**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥエンジニアリング株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(**KUMASAKA Akira** et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目６番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, 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：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

a welding line of the weld metal and a number p of weld layers is at most equal to 120.0 mm2/layer, and a second ratio [H/W] between a height H and a width W of each layer in the weld metal is at most equal to 1.00.

(57) 要約：５０ｍｍ以上の板厚を有する鋼板の溶接継手であり、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靭性とを兼備した鋼板の溶接継手およびその製造方法を提供する。 板厚Ｔが５０ｍｍ以上の鋼板の溶接継手において、溶接金属が１層あたり１パスの多層からなり、溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積Ａと溶接層数ｐの第１比〔Ａ／ｐ〕が１２０．０ｍｍ2／層以下で、溶接金属における各層の高さＨと幅Ｗとの第２比〔Ｈ／Ｗ〕が１．００以下である。

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板の溶接継手およびその製造方法

技術分野

[0001]　本発明は、鋼板の溶接継手およびその製造方法に関し、特に、１層１パスサブマージアーク溶接を行う板厚が５０ｍｍ以上の鋼板の溶接継手およびそ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。海洋構造物や洋上風力発電機の大型化に伴い、それらの設備の基礎部分の強度を向上することが求められている。そのため、基礎部分に使用する材料の一例として、板厚が５０ｍｍ以上の鋼板（以下、「厚板」ともいう。）の使用が検討されている。また、寒冷な海洋では、波浪や流氷等が構造物等に使用される厚板に衝突することも想定される。そのため、上述した厚板には、－４０℃における優れた靭性も必要である。さらに、このような厚板を用いる海洋構造物や洋上風力発電機の設備等の製造時には、その施工能率の向上が重要な課題であり、特に、上述した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、厚板同士の溶接に大入熱溶接を用いると、溶接金属および熱影響部の靭性の確保が難しい場合が多い。

[0004]　そのため、厚板同士を溶接するときの施工能率の向上や溶接金属の靭性を向上させることが従来検討されており、例えば、特許文献１においては、「溶接金属の靭性に優れた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、質量％で、Ｃ：０．０２～０．２％、Ｓｉ：０．０１～１％、Ｍｎ：０

．１～２．５％、Ａｌ：０．００２～０．１％、Ｎ：０．００１～０．０１５％を含有し、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鋼板を、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％からなるフラックスと、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第１電極および第２電極の溶接ワイヤとを用いて溶接する方法である。また、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方法である。

[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、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および不可避不純物からなるワイヤと、SiO_2：１３～２５％、ＭｇＯ：８～２０％、ＣａＯ：５～１３％、CaF_2：１～７％、Al_2O_3：９～２３％、ＴｉＯ２：３～１１％、Ｆｅ：１１～２５％、B_2O_3：０．１～０．６％、Ｍｏ：１～４．３％、Ｎｉ：１～４．５％からなるフラックスとを用いて溶接する方法である。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、溶接金属の機械的特性を向上できるとともに、溶接の作業性を向上できる。また、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、「厚鋼板の高能率溶接方法」が開示されている。特許文献３に記載の方法は、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と、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とを備えている。そして、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。また、前記フラックスが、前記フラックスの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％以下を含有し、更に、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、前記ＭｇＯの含有量は４０％以下に制限され、前記TiO_2の含有量は２０％以下に制限され、前記CaF_2の含有量は３０％以下に制限され、前記ＭｎＯの含有量は２０％以下に制限される。このようなサブマージアーク溶接方法を用いれば、低温においても靭性に優れる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、厚板の高能率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、溶接金属および熱影響部の靭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：１～５°、ルートギャップ：１０～１４ｍｍ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１０～１５ｍｍ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～

７０％、SiO_2：１０～２０％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て１層１パスの多層盛溶接での狭開先サブマージアーク溶接を行う方法である。この特許文献４によれば、スラグ剥離性及び溶接ビード形状などが良好であって、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。また、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能率に得られるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 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

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 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以上の高い靭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、特許文献１に記載の方法によって溶接された厚板は、－４０℃の寒冷な環境での使用には適さない可能性がある。特許文献２においては、溶接金属部の靭性評価は０℃において行っており、特許文献２に記載の方法によって溶接された厚板の－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、熱影響部の低温靭性について検討されておらず、特許文献３に記載の方法によって溶接された厚板の－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、溶接金属および熱影響部の

機械的特性への言及がない。

[0011] 本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、５０ｍｍ以上の板厚を有する鋼板の溶接継手であり、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靭性とを兼備した鋼板の溶接継手およびその製造方法を提供することを目的とする。

[0012] なお、ここでいう「高強度」とは、ＪＩＳ　Ｚ　３１１１：２００５の規程に準拠して作成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、「優れた低温靭性」とは、ＪＩＳ　Ｚ　３１２８：２０１７の規定に準拠して作製した溶接継手の溶接金属および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（$_{v}E_{-40}$）が３０Ｊ以上であることをいう。

課題を解決するための手段

[0013] ［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、５０ｍｍ以上の板厚を有する鋼板（以下、「母材」と記すことがある。）の溶接継手を高能率、かつ、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構造物当り１．０ｋｍを超す場合があり、高能率であるためには、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および熱影響部の低温靭性が低下する点に留意した。

[0014] 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層当り１２０．０ｍｍ^{2}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、低温靭性に優れた溶接部が得られることを知見した。また、１層当り１パスの溶接施工で多層溶接金属を形成するときに、１層あたりの

溶着面積を１２０．０ｍｍ^{2}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）との第２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ためである。したがって、上記の第２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。

[0015] さらに、上記を満足するつまり高能率かつ低温靭性に優れた溶接部を得ることのできる開先形状を、鋭意検討した結果、片面溶接であれば、母材間のギャップが６ｍｍ以下に設定され、開先角度が２０°以下に設定されると、高能率かつ低温靭性に優れた溶接部を得ることができることを知見した。また、両面溶接であれば、母材間のギャップが１０ｍｍ以下に設定され、開先角度が２０°以下に設定されると、高能率かつ低温靭性に優れた溶接部を得ることができることを知見した。しかしながら、母材間のギャップが６ｍｍ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。このことから、５０ｍｍ以上の鋼板を高能率で、健全に溶接できる開先形状は、片面溶接と両面溶接とに関わらず、母材間のギャップが６ｍｍ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、両面溶接によって鋼板同士を溶接することにより、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。

[0016] ［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〕板厚Ｔ（ｍｍ）が５０ｍｍ以上の鋼板の溶接継手であって、溶接金属が１層あたり１パスの多層からなり、前記溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積Ａ（ｍｍ^2）と溶接層数ｐ（層）の第１比〔Ａ／ｐ〕が、１２０．０ｍｍ^2／層以下であり、前記溶接金属における各層の高さＨ（ｍｍ）と幅Ｗ（ｍｍ）との第２比〔Ｈ／Ｗ〕が、１．００以下である鋼板の溶接継手。

〔２〕〔１〕において、前記溶接金属が、開先角度が２０°以下であり、前記鋼板間の最大開先幅が前記板厚Ｔの５０％以下である狭開先による多層盛溶接で施工された鋼板の溶接継手。

〔３〕〔１〕または〔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、および、Ｎ：０．０１００％以下を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、下記（２）式で定義されるＣｅｑと板厚（Ｔ）とが、

０．０００４Ｔ＋０．２５≦Ｃｅｑ≦０．０００４Ｔ＋０．４５　・・・（１）

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、４．０×１０^{14}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、１５．０μｍ以下であり、板厚の中心位置における平均結晶粒径が、２０．０μｍ以下である鋼板の溶接継手。

Ｃｅｑ＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５　・・・（２）

ただし、上記（２）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〕〔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、および、ＲＥＭ：０．０５００％以下からなる群より選択される１種または２種以上を含む鋼板の溶接継手。

〔５〕〔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％、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、および、Ｎ：０．０１０％以下を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる鋼板の溶接継手。

〔６〕〔５〕において、前記溶接金属の化学組成が、さらに、質量％で、Ｗ：０．５００％以下、Ｃａ：０．０２００％以下、Ｍｇ：０．０２００％以下、および、ＲＥＭ：０．０５００％以下からなる群より選択される１種または２種以上を含む鋼板の溶接継手。

〔７〕〔１〕ないし〔６〕のいずれか一つに記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

発明の効果

[0017] 本発明は、５０ｍｍ以上の板厚を有する鋼板の溶接継手であり、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靭性とを兼備した狭開先溶接継手であり、産業上格段の効果を奏するものである。

[0018] なお、本発明の鋼板の溶接継手は、海洋構造物や洋上風力発電機のみに限定されず、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

[0019] [図1]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]本発明に係る溶接継手の開先形状で、板厚が５０ｍｍの場合の形状例を説明する模式断面図である。（ａ）Ｖ開先、ギャップ＝６ｍｍ、（ｂ）Ｖ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｃ）Ｘ開先、ギャップ＝６ｍｍ、（ｄ）Ｘ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｅ）Ｖ開先、ギャップ＝０ｍｍ、（ｆ）Ｘ開先、ギャップ＝０ｍｍ。

[図3]本発明に係る溶接継手の開先形状で、板厚が１００ｍｍの場合の形状例

を説明する模式断面図である。（ａ）Ｖ開先、ギャップ＝６ｍｍ、（ｂ）Ｖ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｃ）Ｘ開先、ギャップ＝６ｍｍ、（ｄ）Ｘ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｅ）Ｖ開先、ギャップ＝０ｍｍ、（ｆ）Ｘ開先、ギャップ＝０ｍｍ。

[図4]本発明に係る溶接継手の開先形状で、板厚が１５０ｍｍの場合の形状例を説明する模式断面図である。（ａ）Ｖ開先、ギャップ＝８ｍｍ、（ｂ）Ｖ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｃ）Ｘ開先、ギャップ＝８ｍｍ、（ｄ）Ｘ開先、ギャップ＝３ｍｍ、（ｅ）Ｖ開先、ギャップ＝０ｍｍ、（ｆ）Ｘ開先、ギャップ＝０ｍｍ。

発明を実施するための形態

[0020] 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。

[0021] ［溶接継手の断面形状］

本発明に係る溶接継手は、板厚Ｔ（ｍｍ）が５０ｍｍ以上の鋼板の突合せ溶接継手において、溶接金属が１層あたり１パスの多層からなり、溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積Ａ（ｍｍ^2）と溶接層数ｐ（層）の第１比〔Ａ／ｐ〕が、１２０．０ｍｍ^2／層以下で、溶接金属における各層の高さＨ（ｍｍ）と幅Ｗ（ｍｍ）との第２比〔Ｈ／Ｗ〕が、１．００以下である鋼板の溶接継手である。

[0022] 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。

[0023] 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。

[0024] 図１に示すように、溶接金属２の溶接線３に対して垂直方向の溶接金属２全体の断面積Ａ（ｍｍ^2）に対して、溶接層がL_1（初層）～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層あたりの断面積である第１比〔Ａ／ｐ〕を１２０．０ｍｍ^2／層以下とする。すなわち、溶接金属２の溶着面積が１層あたり１２０．０ｍｍ^{2}以下とすれば、溶接入熱量が過多にならず

、母材つまり鋼板１への熱影響が十分小さく、低温靭性の優れた溶接金属２が得られるからである。好ましくは、第１比〔Ａ／ｐ〕を６０．０ｍｍ^2／層以下とする。さらに好ましくは、第１比〔Ａ／ｐ〕を４５．０ｍｍ^2／層以下とする。

[0025] さらに、溶接金属２における各層の高さＨ（ｍｍ）と幅Ｗ（ｍｍ）との第２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、その第２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２の幅（溶融線間の距離）を表している。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、その第２比〔H_i／W_i〕を求める。この第２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可能性がある。これは溶接金属２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、各層の第２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、第２比〔Ｈ／Ｗ〕が０．９０以下である。

[0026] ［開先形状］

次に、本発明に係る溶接継手の溶接金属２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２である。本発明において、狭開先とは、開先角度が２０°以下で、前記母材間つまり互いに突き合せた鋼板１同士の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。なお、前記母材間の最大開先幅が、本実施形態の鋼板間の最大開先幅に相当する。

[0027] 片面溶接の場合であれば、母材間のギャップが６ｍｍ以下に設定され、かつ、開先角度が２０°以下に設定されると、高温割れの発生を抑制できる。また、両面溶接の場合であれば、母材間のギャップが１０ｍｍ以下に設定され、かつ、開先角度が２０°以下に設定されると、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６ｍｍ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。従って、５０ｍｍ以上の鋼板１を高能率、かつ、健全に溶接できる開先形状は、片面溶接と両面溶接とに関わらず、母材間のギャップが６ｍｍ以下で、開先角度が２０°以下とすることが好ましい。さらに、開先角度は、４～２０°とすることがより好ましい。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、この点で片面溶接より好ましい。さらに、図２、図３および図４のそれぞれ（ｅ）と（ｆ）に示すように、ギャップが０ｍｍ、すなわち母材同士が接触している場合には、後述する実施例でも明らかなように、溶接金属２の幅が溶接金属２の高さに相対して小さくなり、溶接ビード形状が梨型に近づく。そのため、溶接金属２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。そのため、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０ｍｍを超えることが好ましい。より好ましくは、ギャップは２ｍｍ以上である。

[0028] ［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１について、説明する。まず、鋼板１としては、炭素鋼また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。

[0029] ［鋼板の基本組成］

本発明に係る溶接継手の鋼板１の化学組成のうち、基本組成は以下の通りである。

[0030] 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、およびＮ：０．０１００％以下を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる化学組成を有する鋼板１であることが好ましい。

[0031] 本発明において鋼板１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。

[0032] ［Ｃ：０．０４～０．１４％］

Ｃは、鋼板１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、鋼板１の溶接性が低下し、靭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、鋼板１の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、鋼板１の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１の靭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１中に不可避的に含有される元素であり、過度にＰ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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１の靭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、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１中に不可避的に含有される元素であり、過度にＳ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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、鋼板１の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。Ｎｂ含有量は０．００５～０．０５０％とするのが特に好ましい。

[0038] ［ＡＩ：０．００１～０．１００％］

ＡＩ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、ＡＩ含有量を０．００１％以上とすることが好ましい。一方、ＡＩ含有量が０．１００％を超えると、鋼素材や鋼板１の清浄度が低下し、その結果、鋼板１の延性および靭性が低下する可能性がある。そのため、ＡＩ含有量は、０．００１～０．１００％とするのが好ましい。なお、ＡＩ含有量は０．０

０５～０．０８０％以下とするのがより好ましい。

[0039] ［Ｏ：０．０１００％以下］

Ｏは、鋼板１の延性、靭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１中に不可避的に含有される元素であり、過度にＯ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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、鋼板１の延性、靭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、不純物として鋼板１中に不可避的に含有される元素であるため、工業的には０％超であってもよい。なお、過度にＮ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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。

[0041] ［鋼板の任意的選択組成］

本発明の溶接継手の鋼板１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、強度や溶接性つまり溶接部の靭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好ましい。

[0042] 任意的選択組成としては、例えば、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、およびＲＥＭ：０．０５００％以下からなる群より選択される１種または２種以上である。

[0043] ［Ｃｕ：２．０００％以下］

Ｃｕは、鋼板１の靭性を大きく劣化させることなく鋼板１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１の焼入れ性を高めるとともに、靭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１の焼入れ性を向上させることにより鋼板１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１の焼入れ性を向上させることにより鋼板１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１の組織の清浄度が低下し、その結果、延性および靭性が低

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１の焼入れ性の向上とともに、炭窒化物の生成により鋼板１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、極微量の添加で鋼の焼入れ性を向上させることにより、鋼板１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１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１の靭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鋼板１の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可能性がある。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鋼板１の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可能性がある。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１は、以上の化学組成以外の残部は、Ｆｅおよび不可避不純物である。なお、不可避不純物としては、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、前述の基本組成およ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] ［Ｃｅｑ：equivalent carbon content］

さらに、上記の鋼板１の化学組成は、次の条件を満足するのがさらに好ましい。

Ｃｅｑと板厚Ｔ（ｍｍ）の関係が、

０．０００４Ｔ＋０．２５≦Ｃｅｑ≦０．０００４Ｔ＋０．４５　・・・（１）

を満足するものである。

ここで、Ｃｅｑは、下記（２）式で定義されるもので、含有元素による鋼

の焼入れ性の指標である。

Ｃｅｑ＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５・・・（２）

ただし、上述した（２）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１の板厚Ｔに応じた冷却速度および板厚Ｔに応じた合金添加量を制御する必要があり、Ｃｅｑが（０．０００４Ｔ＋０．２５）未満であると必要な鋼板１の強度が得られない可能性がある。一方、Ｃｅｑが（０．０００４Ｔ＋０．４５）よりも大きくなると、鋼板１の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、鋼板１の表面の低温靭性が低位となる可能性がある。そのため、上述した（１）式を満たすことが好ましい。

なお、より好ましくは、

０．０００４Ｔ＋０．２７≦Ｃｅｑ≦０．０００４Ｔ＋０．４３

である。

[0057] ［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２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。

[0058] ［溶接金属の基本組成］

本発明に係る溶接継手の溶接金属２の化学組成のうち、基本組成は以下の通りである。

[0059] 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：０．００１～０．１０００％、Ｖ：０．００１～０．３００％、Ｂ：０．００１～０．０２

０％、Ｏ：０．０５０％以下、および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２であることが好ましい。

[0060] そこで、本発明において溶接金属２の化学組成を上記のように規定した理由を説明する。

[0061] なお、各組成の溶接金属２への添加（含有）は、鋼板１、フラックスまた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。

[0062] ［Ｃ：０．０４～０．１４％］

Ｃは、固溶強化により、溶接金属２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２の低温靭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。

[0063] ［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２の粘性を高め、溶接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２の低温靭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可能性がある。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。

[0064] ［Ｍｎ：０．３０～２．５０％］

Ｍｎは、低コストで溶接金属２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Ｍ

ｎ偏析が発生し、高温割れを誘発するため、鋼板１の溶接性が低下する可能性がある。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。

[0065] ［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２の低温靭性を低下させ、また、凝固時に界面に偏析し、高温割れを誘発する可能性がある。そのため、Ｐ含有量は、０．０３０％以下とするのが好ましい。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２中に不可避的に含有される元素であり、過度にＰ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬コストの上昇を招く可能性があり、Ｐ含有量は、０．００１％以上とすることが好ましい。

[0066] ［Ｓ：０．０２０％以下］

Ｓは、溶接金属２の低温衝撃靭性を低下させ、また、凝固時に界面に偏析し、高温割れを誘発する可能性があるため、Ｓ含有量は、０．０２０％以下とするのが好ましい。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２中に不可避的に含有される元素であり、過度にＳ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬コストの上昇を招く可能性があり、Ｓ含有量は、０．０００１％以上とすることが好ましい。

[0067] ［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２の強度向上に寄与する元素である。また、Ｎｂは、溶接金属２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

低温での靭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。Ｎｂ含有量は０．００５～０．０５０％とするのが特に好ましい。

[0068] ［Ａｌ：０．００１～０．１００％］

Ａｌは、脱酸剤として作用し、溶接金属２の粘性を高め、溶接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２の清浄度が低下し、その結果、延性および靭性が低下する可能性がある。延性が低下すると、溶接時に高温割れの一種である延性低下割れが発生する可能性が高まる。さらに、溶接金属２の粘性が高くなりすぎて、溶接ビードが広がらず融合不良などの欠陥が増加する可能性がある。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％とするのがより好ましい。

[0069] ［Ｃｕ：０．００１～２．０００％］

Ｃｕは、溶接金属２の靭性を大きく劣化させることなく溶接金属２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、より好ましくは、Ｃｕ含有量は０．００５～１．５００％である。

[0070] ［Ｎｉ：０．００１～２．５００％］

Ｎｉは、溶接金属２の焼入れ性を高めるとともに、靭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、Ｎｉ含有量が２．５００％を超える場合は、経済的に不利となる可能性がある

。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。

[0071] ［Ｃｒ：０．００１～１．５００％］

Ｃｒは、溶接金属２の焼入れ性を向上させることにより溶接金属２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、低温靭性の低下を招く可能性がある。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。

[0072] ［Ｍｏ：０．００１～１．０００％］

Ｍｏは、溶接金属２の焼入れ性を向上させることにより溶接金属２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。

[0073] ［Ｔｉ：０．００１～０．１００％］

Ｔｉは、溶接金属２中に微細な炭窒化物として析出し、溶接金属２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２の組織の清浄度が低下し、その結果、延性および靭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。

[0074] ［Ｖ：０．００１～０．３００％］

Ｖは、溶接金属２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２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。

[0075] ［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２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。

[0076] ［Ｏ：０．０５０％以下］

Ｏは、溶接金属２の延性、靭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２中に不可避的に含有される元素であり、過度にＯ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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。

[0077] ［Ｎ：０．０１０％以下］

Ｎは、溶接金属２の延性、靭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２中に不可避的に含有される元素であるため、工業的には０％超であってもよい。なお、過度にＮ含有量が少ない場合は、精錬時間の増加や精錬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。

[0078] ［溶接金属の任意的選択組成］

本発明の溶接金属２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、強度や溶接性すなわち溶接部の靭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好ましい。

[0079] Ｗ：０．５００％以下、Ｃａ：０．０２００％以下、Ｍｇ：０．０２００％以下、およびＲＥＭ：０．０５００％以下からなる群より選択される１種または２種以上である。

[0080] ［Ｗ：０．５００％以下］

Ｗは、溶接金属２の焼入れ性を向上させることにより、溶接金属２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。

[0081] ［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金属２の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２の靭性が損なわれる可能性がある。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。

[0082] ［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金属２の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可能性がある。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。

[0083] ［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金属２の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可能性がある。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。

[0084] ［溶接金属の残部組成］

本発明の溶接金属２の化学組成のうち、上述した化学組成以外の化学組成つまり残部は、Ｆｅおよ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、フラックス、鋼板１、周辺雰囲気等から溶接金属２に混入する成分であり、意図的に溶接金属２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、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、前述の基本組成およ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。

[0085] ［鋼板特性］

ここで、本発明に係る溶接継手の鋼板１の特性について説明する。鋼板１の表面下１ｍｍ位置における転位密度ρ（m^{-2}）が、４．０×１０^{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線の長さを意味している。鋼板１の表面下１ｍｍ位置と規定したのは、鋼板１の曲げ加工性の観点からである。鋼板１の曲げ加工性は、鋼板１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１の表面下１ｍｍ位置の転位密度を４．０×１０^{14}m^{-2}以下とした。なお、通常、鋼組織は不可避的に転位するため、転位密度を１．０×１０^{11}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、好ましくは、転位密度は１．０×１０^{11}m^{-2}以上であり、より好ましくは、転位密度は３．０×１０^{14}m^{-2}以下である。

[0086] また、鋼板１の表面下１ｍｍ位置における平均結晶粒径が、１５．０μｍ以下であり、鋼板１の板厚の中心位置における平均結晶粒径が、２０．０μｍ以下であることが好ましい。

[0087] 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１の表面下１ｍｍ位置および板厚中心位置のそれぞれにおいて、すべての結晶粒の粒径の平均を意味している。また、平均結晶粒径は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１の表層組織の結晶粒径が細かくなるほど、鋼板１の表層の靭性は向上する。その効果を得るためには、鋼板１の表面下１ｍｍ位置の平均結晶粒径を１５．０μｍ以下とする必要がある。そのため、鋼板１の表面下１ｍｍ位置の平均結晶粒径を１５．０μｍ以下とする。なお好ましくは、平均結晶粒径は１３．０μｍ以下である。さらに、鋼板１の板厚中心位置における鋼組織の結晶粒径が細かくなるほど、鋼板１の板厚中心位置での鋼板１の靭性は向上する。その効果を得るためには、鋼板１の板厚中心位置における平均結晶粒径を２０．０μｍ以下とする必要がある。そのため、鋼板１の板厚中心位置の平均結晶粒径を２０．０μｍ以下とした。なお好ましくは、平均結晶粒径は１５．０μｍ以下である。ここで、本発明において、「鋼板の表面下１ｍｍ」とは、鋼板１の表面から板厚方向に１ｍｍの深さ位置を意味している。「板厚中心位置」とは、鋼板１の板厚１／２位置を意味している。

[0088] ［鋼板の製造方法］

次に上記鋼板１の製造方法について説明する。本発明の鋼板１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。本発明の鋼板１に対しては前記冷却後、さらに任意の焼戻しを行うことができる。本発明の鋼板１の製造方法において、各種好ましい条件を以下に説明する。ただし、本発明の鋼板１の製造方法を以下に説明する製造方法に限定することは無く、以下に説明する特徴を有していれば良い。

[0089] 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１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。

[0090] 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、例えば連続鋳造法によって、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。

[0091] 上記のとおり、製造されたスラブを、１０００～１２００℃の温度に加熱するのが好ましい。スラブの加熱温度が１０００℃未満になると、スラブ鋳造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低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、最終製品である鋼板１の靭性が低下する。一方、スラブの加熱温度が１２００℃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、鋼板１の靭性が低下する。そのため、スラブの加熱温度は１０００～１２００℃の温度とするのが好ましい。より好ましくは、スラブの加熱温度は１０３０℃以上であり、さらに好ましくは、１１７０℃以下である。

[0092] 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１の表面１ｍｍ下の転位密度および平均結晶粒径と、鋼板１の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スラブを圧延することが好ましい。

[0093] なお、ここでは、鋼板１の表面下１ｍｍ位置、あるいは、鋼板１の板厚中心位置の温度で（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）を超える温度域を再結晶温度域と称する。また、鋼板１の表面下１ｍｍ位置、あるいは、鋼板１の板厚中心位置の温度で（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）～Ａｒ3温度の温度域を未再結晶温度域と称する。鋼板１の板厚中心位置の温度は、例えば鋼板１の板厚中心まで５ｍｍφの直穴を設け、そこ熱電対を付けて測定することや、鋼板１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１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［Ｎｂ］は当該元素の含有量（質量％）を表す。

[0094] まず、鋼板１の表面下１ｍｍ位置の鋼板１の温度を、一旦Ａｒ$_3$温度以下まで冷却し、その後復熱でＡｃ$_3$温度超えとする。次いで、鋼板１の表面下１ｍｍ位置の温度が（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）～Ａｒ$_3$温度の温度域にあるときに、圧下率を２５％以上とする圧下を鋼板１に対して行う。その後、鋼板１の表面下１ｍｍ位置の鋼板１の温度がＡｒ$_3$温度未満の温度域にあるときに、総圧下率を１５％以下とする圧下を鋼板１に対して行う。

[0095] 加熱されたスラブに対し、熱間圧延中に鋼板１の表層を一旦Ａｒ$_3$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１の表層をＡｃ$_3$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１の表層を微細なオーステナイトとする。

[0096] なお、上述した鋼板１の冷却は、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、Ａｒ$_3$温度以下とする冷却は水冷で行い、鋼板１の表面下１ｍｍ位置がＡｒ$_3$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１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。

[0097] 続いて、鋼板１の表層が未再結晶温度域である（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）～Ａｒ$_3$温度の温度域で２５％以上の圧下を鋼板１に加えることで、鋼板１の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、靭性が良好な微細組織が得られる。好ましくは、上述した温度域での圧下率を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。

[0098] なお、この温度域における圧下の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。

[0099] ［圧延条件］

鋼板１の表層の温度がＡｒ$_3$温度未満の温度域での総圧下率が１５％を超えると、鋼板１の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鋼板１の延性が低下し、鋼板１の曲げ加工性が劣化する。そのため、鋼板１の表層の温度がＡｒ$_3$温度未満の温度域での総圧下率を１５％以下とするのが好ましい。より好ましくは、上述した温度域での総圧下率を６％以下とする。

[0100] 上記した鋼板１の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１の表層を転位密度の低い、かつ結晶粒径の小さい、さらに優れた曲げ加工性と靭性を兼ね備えた組織とすることができる。

[0101] 続いて、鋼板１の板厚中心位置の温度が、（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）以下、Ａｒ$_3$温度以上の温度域にあるときに、総圧下率が２５％以上となるように当該鋼板１に対して圧下を加えるのが良い。

[0102] それにより、スラブの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靭性が良好な微細組織が得られる。そのため、鋼板１の板厚中心温度が（８２５０［Ｎｂ］＋７７０℃）以下の温度域であるときの鋼板１に対する総圧下率を２５％以上とすることが好ましい。より好ましくは、鋼板１に対する総圧下率を３５％以上とする。圧延能率の観点から、この温度域での鋼板１に対する総圧下率は、７０％以下とすることが好ましく、６７％以下とすることがより一層好ましい。

[0103] また、鋼板１の板厚中心位置がＡｒ$_3$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、鋼板１の靭性が低下する。よって、鋼板１の板厚中心位置の温度はＡｒ$_3$温度以上とすることが好ましい。

[0104] 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」および「

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。

[0105] ここで、鋼板１の表層および鋼板１の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℃）を超える温度域で、総圧下率＝（ｒ０－ｒ１）／ｒ０×１００（％）で計算される。なお、ｒ０は、最初の圧延を開始した板厚で、ｒ１は、最後の圧延を行った後の板厚である。また、Ar_3温度、Ac_3温度は、フォーマスタ試験などで求めることができる。

[0106] 上記した鋼板１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１の板厚中心位置を結晶粒径の小さい優れた靭性の組織とすることができる。

[0107] ［冷却条件、焼戻し条件］

前述のスラブの熱間圧延によって製造された鋼板１を冷却する。具体的には、鋼板１の板厚をｔ［ｍｍ］とし、鋼板１の板厚中心位置の温度が７００～５５０℃の温度域にあるときの鋼板１の平均冷却速度を、$２５００×t^{-1.7}$℃／秒以上となるように鋼板１を冷却する。冷却方法としては、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１の両面が同条件で冷却されるように、鋼板１の両面に冷却操作（処理）を施すことが好ましい。

[0108] スラブの熱間圧延後の鋼板１の板厚中心位置での温度が７００～５５０℃の間にあるときの鋼板１の平均冷却速度が$２５００×t^{-1.7}$℃／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が生じ、これにより、本発明で目的とする必要な鋼板１の強度が得られない可能性がある。また、粗大なフェライトが生成するため鋼板１の靭性が低下する可能性がある。したがって、鋼板１の板厚中心位置での温度が７００～５５０℃の温度域にあるときの鋼板１の平均冷却速度は、$２５００×t^{-1.7}$℃／秒以上とすることが好ましい。

[0109] 本発明では、上記鋼板１の冷却後に、必要に応じて、鋼板１の強度および

靭性をさらに向上させることを目的として、鋼板１に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鋼板１を焼戻す。焼戻し温度が６５０℃より高いと、著しい鋼板１の軟化が生じて必要な強度を確保できなくなる可能性がある。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１の表面の温度である。

[0110] ［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２であって、ＪＩＳ　Ｚ　３１１１：２００５の規程に準拠して作成した溶接金属２の引張試験における常温の降伏強さ（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、５２０ＭＰａ以上であることが好ましい。さらに、ＪＩＳ　Ｚ　３１２８：２０１７の規定に準拠して作製した溶接継手の溶接金属２および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（$_{v}E_{-40}$）が、３０Ｊ以上であることが好ましい。３０Ｊを下回る場合、この溶接継手を有する構造物の靭性が低くなり、破壊が起こりやすくなる可能性があるためである。

[0111] ［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。

[0112] まず、好ましくは上記した化学組成を有する板厚５０ｍｍ以上の鋼板１を準備する。そして、準備した鋼板１同士が、所定の開先形状を形成するように、鋼板１に開先加工を行う。鋼板１に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。

[0113] 次いで、上記開先加工された鋼板１同士を溶接して、具体的には、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２を形成し、溶

接継手とする。１層もしくは２層の溶接金属２を形成するように鋼板１同士の溶接を行うと、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可能性がある。鋼板１同士を溶接する際に使用する溶接材料は、所望の特性を有する溶接金属２を形成できれば良く、特にその溶接ワイヤ、溶加棒、溶接用フラックス等の種類を限定するものではない。

[0114] なお、溶接方法としては、サブマージアーク溶接やガスメタルアーク溶接（ガスシールドアーク溶接ともいう。）などを挙げることができる。一般的に高能率での溶接施工が可能であることからサブマージアーク溶接を用いることが好ましい。なお、より好ましくは、より高能率な溶接方法である多電極のサブマージアーク溶接である。さらに好ましくは、２電極を有するサブマージアーク溶接機による溶接方法である。この２電極のサブマージアーク溶接は、先行の１電極目では、１本のトーチに通した１本のワイヤからアークを発生させ、後行の２電極目では、１本のトーチに通した２本のワイヤからアークを発生させてサブマージアーク溶接を行うものである。１電極目のワイヤ先端から発生するアークで、開先底部を溶融させることにより、融合不良の発生を抑制する。２電極目で２本のワイヤからアークを同時に発生させることにより、相互のアークによりワイヤの溶融が加速され、溶着金属量を増加させることが出来る。そのため、より高能率な溶接施工が可能となる。

[0115] ２電極のサブマージアーク溶接を行うときの溶接条件としては、１電極目の電流値が６００～１２００Ａ、電圧値が２４～４５Ｖであり、２電極目の電流値が４５０～１２００Ａ、電圧値が３０～４８Ｖであることが好ましい。また、溶接速度は、５０～１３０ｃｍ／ｍｉｎであり、入熱量は、１０～１００ｋＪ／ｃｍであることが好ましい。なお、上述した各電極が本実施形態の溶接電極に相当する。

[0116] ２電極のサブマージアーク溶接で使用する溶接ワイヤと溶接用フラックスとは、母材希釈を考慮し、溶接金属２の組成が前述した成分となるように成分調整する。なお、溶接金属２の組成が前述の成分範囲となればよく、特に

、溶接ワイヤや溶接用フラックスの種類を限定するものではない。

[0117] 溶接ワイヤとしては、ソリッドワイヤまたはワイヤの内部にワイヤ用フラックスを内包したフラックスコアードワイヤを挙げることができる。本発明においては、いずれの溶接ワイヤも用いることが出来る。なお、フラックスコアードワイヤを用いる場合には、使用する鋼製外皮、金属粉末、およびワイヤ用フラックス粉末の成分組成の合計値が、目標とする溶接材料の成分組成となるように製造する。

[0118] また、溶接用フラックスとしては、溶融フラックスまたは焼成フラックスを挙げることができる。本発明においては、いずれの溶接用フラックスを用いても良い。

実施例

[0119] 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。

[0120] 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の組成が鋼板の化学組成になる。なお、表１の「－」欄は、「－」が記載された列の成分を溶鋼に意図的に添加しないことを表しており、溶鋼に当該成分が含有されていない（０％）の場合だけでなく、不可避的に溶鋼に上述した成分が含有される場合も含む。

[0121]

[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	0.10	0.28	1.90	0.021	0.004	0.051	0.049	0.0062	0.0026	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.42
B	0.08	0.34	2.01	0.010	0.007	0.021	0.040	0.0044	0.0074	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.42
C	0.08	0.51	1.33	0.016	0.013	0.037	0.056	0.0064	0.0098	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.30
D	0.06	0.44	2.25	0.006	0.003	0.064	0.035	0.0034	0.0038	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.44
E	0.12	0.43	1.87	0.013	0.013	0.041	0.017	0.0046	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.43
F	0.10	0.56	1.58	0.017	0.005	0.043	0.031	0.0043	0.0041	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.36
G	0.09	0.44	1.57	0.011	0.018	0.078	0.045	0.0018	0.0045	1.004	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.42
H	0.06	0.24	1.17	0.009	0.015	0.048	0.049	0.0030	0.0058	—	1.051	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.33
I	0.08	0.05	0.32	0.003	0.005	0.028	0.058	0.0039	0.0076	—	—	1.334	—	—	—	—	—	—	—	—	0.40
J	0.11	0.55	0.35	0.014	0.011	0.007	0.057	0.0061	0.0083	—	—	—	0.933	—	—	—	—	—	—	—	0.36
K	0.14	0.31	1.32	0.013	0.013	0.030	0.048	0.0024	0.0033	—	—	—	—	0.092	—	—	—	—	—	—	0.36
L	0.09	0.59	1.10	0.021	0.014	0.003	0.043	0.0074	0.0083	—	—	—	—	—	0.242	—	—	—	—	—	0.32
M	0.09	0.42	1.48	0.008	0.002	0.040	0.004	0.0066	0.0088	—	—	—	—	—	—	0.0054	—	—	—	—	0.33
N	0.09	0.24	2.31	0.024	0.007	0.073	0.053	0.0013	0.0046	—	—	—	—	—	—	—	0.436	—	—	—	0.48
O	0.07	0.12	1.86	0.013	0.010	0.090	0.072	0.0027	0.0023	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0117	—	—	0.38
P	0.09	0.50	1.87	0.013	0.009	0.049	0.042	0.0009	0.0042	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0076	—	0.40
Q	0.07	0.35	1.57	0.024	0.019	0.061	0.043	0.0041	0.0037	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0123	0.33
R	0.10	0.68	1.41	0.026	0.012	0.008	0.091	0.0046	0.0037	—	—	—	0.388	0.023	—	—	—	0.0182	—	0.0225	0.41
S	0.07	0.39	1.40	0.017	0.007	0.062	0.053	0.0061	0.0032	—	—	0.645	—	—	—	0.0094	—	—	0.0189	—	0.43
T	0.12	0.49	0.80	0.017	0.012	0.055	0.038	0.0024	0.0038	—	2.480	—	—	—	0.048	—	—	—	—	—	0.43
U	0.05	0.42	1.40	0.016	0.012	0.050	0.065	0.0038	0.0066	1.848	0.883	—	—	—	—	—	—	0.0080	—	0.0480	0.47
V	0.18	0.68	0.83	0.012	0.008	0.028	0.146	0.0047	0.0053	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.32
W	0.06	0.45	1.81	0.036	0.010	0.067	0.044	0.0061	0.0069	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.37
X	0.10	0.20	0.83	0.018	0.033	0.064	0.013	0.0047	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.24
Y	0.11	0.25	3.12	0.018	0.009	0.041	0.048	0.0031	0.0009	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.63
Z	0.07	0.98	2.01	0.015	0.001	0.149	0.065	0.0027	0.0073	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.41

*1: 残部は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。

[0122] 次に、上述した成分を含むスラブに対して、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９９０～１１４０℃の範囲であり、圧延仕上温度は、鋼板表層で６７０～８３０℃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まで５ｍｍφの直穴を設け、そこ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。この鋼板に開先加工を施した。開先加工を行った鋼板の鋼種、板厚、開先形状、当該板厚および開先形状を示す図面番号を表２にまとめて示してある。また、鋼の焼入れ性の指標であるＣｅｑが上述した（１）式を満たすか否かを表２に示してある。Ｃｅｑが（１）式を満たす場合は、表２に記載された（１）式判定の列に「○」を記載してあり、（１）式を満たさない場合は、表２に記載された（１）式判定の列に「×」を記載してある。

[0123]

[表2]

鋼板鋼種	板厚T (mm)	開先形状	図面	0.0004T +0.25	Ceq.	0.0004T +0.45	(1)式判定
A	50	V	2(a)、2(b)、2(e)	0.27	0.42	0.47	○
B	50	X	2(c)、2(d)、2(f)	0.27	0.42	0.47	○
C	100	V	3(a)、3(b)、3(e)	0.29	0.30	0.49	○
D	100	X	3(c)、3(d)、3(f)	0.29	0.44	0.49	○
E	150	V	4(a)、4(b)、4(e)	0.31	0.43	0.51	○
F	150	X	4(c)、4(d)、4(f)	0.31	0.36	0.51	○
G	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.42	0.49	○
H	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.33	0.49	○
I	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.40	0.49	○
J	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.36	0.49	○
K	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.36	0.49	○
L	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.32	0.49	○
M	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.33	0.49	○
N	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.48	0.49	○
O	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.38	0.49	○
P	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.40	0.49	○
Q	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.33	0.49	○
R	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.41	0.49	○
S	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.43	0.49	○
T	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.43	0.49	○
U	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.47	0.49	○
V	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.32	0.49	○
W	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.37	0.49	○
X	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.24	0.49	×
Y	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.63	0.49	×
Z	100	X	3(c)、3(d)	0.29	0.41	0.49	○

[0124] 次いで、表３に示す化学組成（溶接材料組成）の溶鋼を、真空溶解炉で溶製し、鋳造して鋼塊を得た。得られた鋼塊を、１２００℃に加熱した後、熱間圧延と、その後の冷間圧延とにより、４．０ｍｍφおよび２．４ｍｍφのサブマージアーク溶接用ソリッドワイヤ、および、１．２ｍｍφのガスメタルアーク溶接用ソリッドワイヤとした。

[0125] また、鋼製外皮と該鋼製外皮に金属粉末およびフラックス粉末を内包したフラックスコアードワイヤを別途作成した。０．１％Ｃ－０．２％Ｓｉ－０．５％Ｍｎ－残部Ｆｅからなる組成を有する板厚０．５ｍｍの薄鋼板を鋼製

外皮素材として、幅方向に冷間曲げ加工を施し、Ｕ字形状とした。そして、得られた鋼製外皮に、表３に示す化学組成となるように、成分調整した金属粉末およびフラックス粉末を封入した。これを、冷間で伸線加工して、溶接用フラックスコアードワイヤ（直径：１．２、２．４、４．０ｍｍ）とした。つまり、表３に示す化学組成は、鋼製外皮、金属粉末およびフラックス粉末の合計値である。

[0126]

[表3]

ワイヤ鋼種	対象溶接方法	ワイヤの種類	ワイヤ径 (mm)	化学組成(質量%) *1														
				C	Si	Mn	P	S	Ti	B	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	その他
a	サブマージアーク溶接	ソリッドワイヤ	4.0、2.4	0.09	0.15	1.04	0.010	0.005	0.010	0.011	0.0071	0.0109	0.18	1.48	0.28	0.75	0.02	Al:0.06、Nb: 0.078
b	サブマージアーク溶接	ソリッドワイヤ	4.0、2.4	0.21	1.32	0.88	0.009	0.006	0.017	0.004	0.0112	0.0065	0.20	1.70	0.46	0.32	0.09	
c	サブマージアーク溶接	フラックスコアードワイヤ	4.0、2.4	0.05	0.10	1.35	0.006	0.015	0.013	0.003	0.0183	0.0053	0.24	1.80	0.26	0.59	0.05	Nb: 0.082
d	サブマージアーク溶接	フラックスコアードワイヤ	4.0、2.4	0.01	0.12	0.02	0.007	0.008	0.011	0.004	0.0177	0.0049	0.23	0.22	0.74	0.54	0.15	
e	ガスメタルアーク溶接	ソリッドワイヤ	1.2	0.10	0.12	0.83	0.009	0.013	0.013	0.005	0.0027	0.0070	0.17	1.12	0.83	0.47	0.06	
f	ガスメタルアーク溶接	ソリッドワイヤ	1.2	0.54	0.51	12.30	0.008	0.011	0.013	0.006	0.0100	0.0083	0.19	1.38	0.61	0.98	0.44	
g	ガスメタルアーク溶接	フラックスコアードワイヤ	1.2	0.05	0.10	1.28	0.009	0.013	0.012	0.005	0.0114	0.0091	0.29	1.64	0.10	0.59	0.07	
h	ガスメタルアーク溶接	フラックスコアードワイヤ	1.2	0.05	0.13	0.76	0.056	0.041	0.014	0.004	0.0137	0.0049	0.25	0.83	0.54	0.42	0.05	

*1: 残部はFeおよび不可避不純物である。

[0127] 続いて、前述の表２に示す開先形状の鋼板同士を互いに突き合わせて拘束

し、図２～４に示す開先を形成した。前述の表３に示す化学組成ソリッドワイヤまたはフラックスコアードワイヤを溶接材料として、互いに突き合せた鋼板同士の開先にサブマージアーク溶接またはガスメタルアーク溶接を行った。こうして、上記した開先内に溶接金属を形成し、溶接継手を得た。なお、サブマージアーク溶接時、３８％SiO_2－１１％MnO－８％TiO_2－１６％Al_2O_3－２７％MgOからなる組成を有するフラックスを利用した。

[0128] さらに、前述の表２に示す開先形状の鋼板と表３に示す化学組成のワイヤとを用いて、表４に示す組合せで、以下に説明する溶接実験を行った。

[0129]

[表4]

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	溶接法
1	A	a	サブマージアーク溶接
2	A	a	サブマージアーク溶接
3	A	b	サブマージアーク溶接
4	A	c	サブマージアーク溶接
5	A	d	サブマージアーク溶接
6	B	a	サブマージアーク溶接
7	B	a	サブマージアーク溶接
8	B	b	サブマージアーク溶接
9	B	c	サブマージアーク溶接
10	B	d	サブマージアーク溶接
11	C	a	サブマージアーク溶接
12	C	a	サブマージアーク溶接
13	C	b	サブマージアーク溶接
14	C	c	サブマージアーク溶接
15	C	d	サブマージアーク溶接
16	D	a	サブマージアーク溶接
17	D	a	サブマージアーク溶接
18	D	b	サブマージアーク溶接
19	D	c	サブマージアーク溶接
20	D	d	サブマージアーク溶接
21	E	a	サブマージアーク溶接
22	E	a	サブマージアーク溶接
23	E	b	サブマージアーク溶接
24	E	c	サブマージアーク溶接
25	E	d	サブマージアーク溶接
26	F	a	サブマージアーク溶接
27	F	a	サブマージアーク溶接
28	F	b	サブマージアーク溶接
29	F	c	サブマージアーク溶接
30	F	d	サブマージアーク溶接
31	G	a	サブマージアーク溶接
32	H	a	サブマージアーク溶接
33	I	a	サブマージアーク溶接
34	J	a	サブマージアーク溶接
35	K	a	サブマージアーク溶接
36	L	a	サブマージアーク溶接
37	M	a	サブマージアーク溶接
38	N	a	サブマージアーク溶接
39	O	a	サブマージアーク溶接
40	P	a	サブマージアーク溶接
41	Q	a	サブマージアーク溶接
42	R	a	サブマージアーク溶接
43	S	a	サブマージアーク溶接
44	T	a	サブマージアーク溶接
45	U	a	サブマージアーク溶接
46	V	a	サブマージアーク溶接
47	W	a	サブマージアーク溶接
48	X	a	サブマージアーク溶接
49	Y	a	サブマージアーク溶接
50	Z	a	サブマージアーク溶接

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	溶接法
51	A	e	ガスメタルアーク溶接
52	A	e	ガスメタルアーク溶接
53	A	f	ガスメタルアーク溶接
54	A	g	ガスメタルアーク溶接
55	A	h	ガスメタルアーク溶接
56	B	e	ガスメタルアーク溶接
57	B	e	ガスメタルアーク溶接
58	B	f	ガスメタルアーク溶接
59	B	g	ガスメタルアーク溶接
60	B	h	ガスメタルアーク溶接
61	C	e	ガスメタルアーク溶接
62	C	e	ガスメタルアーク溶接
63	C	f	ガスメタルアーク溶接
64	C	g	ガスメタルアーク溶接
65	C	h	ガスメタルアーク溶接
66	D	e	ガスメタルアーク溶接
67	D	e	ガスメタルアーク溶接
68	D	f	ガスメタルアーク溶接
69	D	g	ガスメタルアーク溶接
70	D	h	ガスメタルアーク溶接
71	E	e	ガスメタルアーク溶接
72	E	e	ガスメタルアーク溶接
73	E	f	ガスメタルアーク溶接
74	E	g	ガスメタルアーク溶接
75	E	h	ガスメタルアーク溶接
76	F	e	ガスメタルアーク溶接
77	F	e	ガスメタルアーク溶接
78	F	f	ガスメタルアーク溶接
79	F	g	ガスメタルアーク溶接
80	F	h	ガスメタルアーク溶接
81	V	e	ガスメタルアーク溶接
82	W	e	ガスメタルアーク溶接
83	X	e	ガスメタルアーク溶接
84	Y	e	ガスメタルアーク溶接
85	Z	e	ガスメタルアーク溶接

[0130] サブマージアーク溶接の場合の具体的な実験条件としては、予熱無し、下向き姿勢で、電流：４００～１０００Ａ、電圧：２６～４４Ｖ、溶接速度：５００～１２００ｍｍ／ｍｉｎで、パス間温度：２００℃以下、１層１パスとして実施した。その実験条件を表５に示す。

[0131]

[表5]

継手No.	先行極			後行極			溶接速度	溶接入熱	パス間温度範囲
	電流 (A)	電圧 (V)	ワイヤ径 (mm)	電流 (A)	電圧 (V)	ワイヤ径 (mm)	(mm/min)	(kJ/mm)	(℃)
1	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
2	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
3	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
4	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
5	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
6	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
7	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
8	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
9	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
10	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
11	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
12	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
13	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
14	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
15	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
16	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
17	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
18	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
19	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
20	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
21	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
22	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
23	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
24	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
25	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
26	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
27	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
28	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
29	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
30	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
31	1000	26	4.0	400	40	2.4	1200	2.90	<200
32	1000	26	4.0	400	40	2.4	1200	2.90	<200
33	1000	26	4.0	400	40	2.4	1200	2.90	<200
34	1000	26	4.0	400	40	2.4	1200	2.90	<200
35	800	32	4.0	500	44	2.4	1200	3.48	<200
36	800	32	4.0	500	44	2.4	1200	3.48	<200
37	800	32	4.0	500	44	2.4	1200	3.48	<200
38	800	32	4.0	500	44	2.4	1200	3.48	<200
39	400	26	4.0	400	28	2.4	500	3.94	<200
40	400	26	4.0	400	28	2.4	500	3.94	<200
41	400	26	4.0	400	28	2.4	500	3.94	<200
42	400	26	4.0	400	28	2.4	500	3.94	<200
43	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
44	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
45	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
46	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
47	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
48	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
49	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200
50	800	34	4.0	550	32	2.4	1000	3.74	<200

[0132] また、ガスメタルアーク溶接の場合の具体的な実験条件としては、予熱無し、下向き溶接で、電流：２００～４００Ａ、電圧：２６～４０Ｖ、溶接速度：１６０～４００ｍｍ／ｍｉｎで、パス間温度：２００℃以下、１層１パ

スとして実施した。その実験条件を表６に示す。

[0133] [表6]

継手No.	電流 (A)	電圧 (V)	ワイヤ径 (mm)	溶接速度 (mm/min)	溶接入熱 (kJ/mm)	パス間温度 (℃)
51	320	28	1.2	300	1.79	<200
52	320	28	1.2	300	1.79	<200
53	320	28	1.2	300	1.79	<200
54	320	28	1.2	300	1.79	<200
55	320	28	1.2	300	1.79	<200
56	320	28	1.2	300	1.79	<200
57	320	28	1.2	300	1.79	<200
58	320	28	1.2	300	1.79	<200
59	320	28	1.2	300	1.79	<200
60	320	28	1.2	300	1.79	<200
61	200	32	1.2	160	2.40	<200
62	200	32	1.2	160	2.40	<200
63	200	32	1.2	160	2.40	<200
64	200	32	1.2	160	2.40	<200
65	200	32	1.2	160	2.40	<200
66	400	40	1.2	400	2.40	<200
67	400	40	1.2	400	2.40	<200
68	400	40	1.2	400	2.40	<200
69	400	40	1.2	400	2.40	<200
70	400	40	1.2	400	2.40	<200
71	300	26	1.2	200	2.34	<200
72	300	26	1.2	200	2.34	<200
73	300	26	1.2	200	2.34	<200
74	300	26	1.2	200	2.34	<200
75	300	26	1.2	200	2.34	<200
76	320	28	1.2	300	1.79	<200
77	320	28	1.2	300	1.79	<200
78	320	28	1.2	300	1.79	<200
79	320	28	1.2	300	1.79	<200
80	320	28	1.2	300	1.79	<200
81	320	28	1.2	300	1.79	<200
82	320	28	1.2	300	1.79	<200
83	320	28	1.2	300	1.79	<200
84	320	28	1.2	300	1.79	<200
85	320	28	1.2	300	1.79	<200

[0134] ［溶接金属形状の評価］

図１に示すような垂直方向に沿う溶接継手の断面を形成し、その断面における溶接線方向の１／４Ｌ位置、２／４Ｌ位置、３／４Ｌ位置において、溶接継手の組織を採取してマクロ観察を行った。ここで、上記のＬは、溶接継

手の溶接線の長さのことであり、１／４Ｌ位置とは、鋼板の長手方向の端部から板幅の１／４の位置を表している。これと同様に、２／４Ｌ位置は、鋼板の長手方向の端部から板幅の２／４の位置（溶接線の中央）、３／４Ｌ位置は、鋼板の長手方向の端部から板幅の３／４の位置を表している。

[0135] 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および溶接層数ｐの第１比〔Ａ／ｐ〕を記録した。

[0136] 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第２比〔Ｈ／Ｗ〕を求め、溶接金属全体におけるそれらの第２比〔Ｈ／Ｗ〕の最大値と最小値を記録した。

[0137] ［鋼板の転位密度の測定］

各鋼板の長手方向の中央位置と幅方向の中央位置と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を評価した。

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

[0138] ［平均結晶粒径］

上記と同様に、各鋼板の長手方向の中央位置と幅方向の中央位置とにおける鋼板の表面下１ｍｍ位置と、鋼板の板厚中心位置の鋼板の長手方向断面と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）により結晶方位を測定した。結晶方位の測定領域は、３００μｍ×４００μｍ、測定ステップサイズは、１μｍとした。また、測定した結晶方位を自動解析することによって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。

[0139] ［耐高温割れ性および融合不良の評価］

鋼板同士の溶接後、ミクロカッターによって溶接線方向の中心位置から、厚さ１０ｍｍのマクロ試験片を採取した。採取した溶接金属の断面を光学顕微鏡で（３０倍）観察し、高温割れおよび融合不良の有無を判定した。高温割れの発生が認められる場合は、耐高温割れ性が低下しているとして「×」と評価した。高温割れの発生が認められない場合は、耐高温割れ性に優れるとして「○」と評価した。同様に、融合不良の発生が認められる場合は、「×」と評価し、融合不良の発生が認められない場合は、「○」と評価した。

[0140] ［溶接金属の機械的特性の評価］

溶接継手から、ＪＩＳ　Ｚ　３１１１：２００５の規定に準拠して、溶接金属の引張試験片（平行部径６ｍｍ）、およ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、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（$_{v}E_{-40}$）を求め、その平均値を当該溶接継手の溶接金属の極低温靭性とした。

[0141] また、ＪＩＳ　Ｚ　３１２１：２０１３の規定に準拠して、溶接継手の常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。

[0142] さらに、ＪＩＳ　Ｚ　３１２８：２０１７の規定に準拠して、溶接継手の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、溶融線上および溶融線＋１ｍｍの位置から採取した。

[0143] 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、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（$_{v}E_{-40}$）が３０Ｊ以上としている。

[0144] ［溶着効率］

溶接時に使用しているワイヤ径（ｍｍ）および、溶接中の各ワイヤの送給速度（ｍｍ／ｍｉｎ）を測定し、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。

[0145] 以上の実験結果から、溶接金属の化学組成の結果を表７（表７－１と表７－２）に示し、溶接金属の断面積および溶接層数などの溶接金属の形状、溶接金属の欠陥、および、溶接金属の各特性値などの結果を表８（表８－１と表８－２）に示す。

[0146]

[0147]

[表7-1]

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	開先		溶接金属の化学組成(質量%) *1																			
			形状	該当図面	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	B	W	Ca	Mg	REM
1	A	a	V	2(a)	0.10	0.21	1.08	0.014	0.005	0.072	0.025	0.016	0.007	0.112	0.974	0.110	0.511	0.006	0.021	0.006	—	—	—	—
2	A	a	V	2(e)	0.08	0.23	1.29	0.014	0.009	0.025	0.058	0.020	0.006	0.190	0.540	0.130	0.460	0.008	0.020	0.001	—	—	—	—
3	A	b	V	2(a)	0.14	0.57	1.13	0.014	0.005	0.013	0.025	0.016	0.004	0.137	0.923	0.299	0.190	0.006	0.072	0.003	—	—	—	—
4	A	c	V	2(a)	0.08	0.18	1.60	0.014	0.006	0.048	0.013	0.028	0.004	0.140	1.073	0.151	0.459	0.007	0.030	0.003	—	—	—	—
5	A	d	V	2(a)	0.03	0.24	0.18	0.014	0.006	0.049	0.027	0.025	0.002	0.115	0.104	0.466	0.161	0.007	0.080	0.003	—	—	—	—
6	B	a	X	2(c)	0.09	0.32	1.20	0.010	0.006	0.051	0.009	0.015	0.010	0.129	0.742	0.182	0.352	0.002	0.023	0.006	—	—	—	—
7	B	a	X	2(f)	0.06	0.32	1.35	0.011	0.005	0.049	0.010	0.010	0.008	0.100	0.700	0.140	0.330	0.002	0.020	0.004	—	—	—	—
8	B	b	X	2(c)	0.11	0.80	1.45	0.010	0.007	0.021	0.028	0.021	0.007	0.093	1.483	0.128	0.165	0.003	0.098	0.003	—	—	—	—
9	B	c	X	2(c)	0.05	0.16	1.48	0.007	0.010	0.053	0.022	0.021	0.006	0.216	0.291	0.142	0.117	0.009	0.034	0.002	—	—	—	—
10	B	d	X	2(c)	0.09	0.23	1.52	0.039	0.008	0.010	0.014	0.026	0.006	0.104	0.224	0.416	0.199	0.005	0.090	0.002	—	—	—	—
11	C	a	V	3(a)	0.07	0.36	1.21	0.012	0.009	0.062	0.010	0.017	0.010	0.081	0.973	0.134	0.352	0.008	0.021	0.005	—	—	—	—
12	C	a	V	3(e)	0.09	0.27	1.14	0.011	0.009	0.056	0.011	0.020	0.006	0.080	0.770	0.130	0.330	0.007	0.020	0.004	—	—	—	—
13	C	b	V	3(a)	0.14	0.99	0.94	0.013	0.008	0.016	0.024	0.019	0.007	0.128	0.858	0.263	0.200	0.010	0.057	0.003	—	—	—	—
14	C	c	V	3(a)	0.06	0.23	1.24	0.009	0.014	0.066	0.038	0.021	0.006	0.231	1.197	0.202	0.583	0.004	0.041	0.002	—	—	—	—
15	C	d	V	3(a)	0.03	0.36	0.60	0.014	0.008	0.015	0.020	0.019	0.008	0.184	0.041	0.430	0.266	0.006	0.110	0.002	—	—	—	—
16	D	a	X	3(c)	0.08	0.36	1.16	0.008	0.004	0.057	0.007	0.014	0.008	0.103	1.046	0.070	0.570	0.009	0.023	0.005	—	—	—	—
17	D	a	X	3(f)	0.10	0.41	1.06	0.011	0.007	0.031	0.006	0.020	0.008	0.090	1.000	0.050	0.550	0.007	0.020	0.005	—	—	—	—
18	D	b	X	3(c)	0.10	0.85	1.47	0.008	0.004	0.037	0.012	0.021	0.005	0.154	0.636	0.318	0.107	0.014	0.053	0.002	—	—	—	—
19	D	c	X	3(c)	0.06	0.23	1.83	0.006	0.008	0.057	0.007	0.028	0.005	0.207	0.848	0.053	0.087	0.005	0.021	0.003	—	—	—	—
20	D	d	X	3(c)	0.06	0.28	0.44	0.007	0.007	0.034	0.034	0.022	0.005	0.098	0.176	0.545	0.264	0.004	0.080	0.002	—	—	—	—
21	E	a	V	4(a)	0.11	0.26	1.34	0.011	0.012	0.048	0.012	0.015	0.010	0.032	0.629	0.187	0.331	0.006	0.022	0.005	—	—	—	—
22	E	a	V	4(e)	0.08	0.37	1.66	0.010	0.010	0.022	0.022	0.020	0.009	0.030	0.055	0.180	0.300	0.006	0.020	0.005	—	—	—	—
23	E	b	V	4(a)	0.15	1.09	1.22	0.012	0.009	0.024	0.011	0.016	0.008	0.148	0.353	0.246	0.238	0.005	0.062	0.002	—	—	—	—
24	E	c	V	4(a)	0.08	0.30	1.53	0.007	0.014	0.043	0.006	0.020	0.006	0.049	1.150	0.132	0.254	0.004	0.022	0.002	—	—	—	—
25	E	d	V	4(a)	0.06	0.22	1.19	0.012	0.010	0.033	0.007	0.022	0.006	0.111	0.179	0.212	0.375	0.005	0.098	0.002	—	—	—	—
26	F	a	X	4(c)	0.09	0.31	1.23	0.014	0.005	0.061	0.030	0.016	0.010	0.080	1.201	0.177	0.356	0.007	0.021	0.005	—	—	—	—
27	F	a	X	4(f)	0.08	0.31	1.41	0.011	0.006	0.025	0.020	0.020	0.005	0.050	1.120	0.150	0.380	0.006	0.020	0.006	—	—	—	—
28	F	b	X	4(c)	0.13	0.89	1.42	0.012	0.006	0.025	0.008	0.018	0.006	0.152	0.879	0.343	0.144	0.008	0.063	0.003	—	—	—	—
29	F	c	X	4(c)	0.06	0.45	1.28	0.012	0.008	0.063	0.023	0.024	0.005	0.122	1.448	0.121	0.317	0.011	0.034	0.001	—	—	—	—
30	F	d	X	4(c)	0.04	0.20	0.43	0.013	0.006	0.033	0.027	0.027	0.004	0.044	0.090	0.098	0.366	0.006	0.098	0.001	—	—	—	—
31	G	a	X	3(c)	0.09	0.32	1.21	0.010	0.010	0.072	0.040	0.013	0.008	0.553	0.763	0.231	0.185	0.006	0.026	0.006	—	—	—	—
32	H	a	X	3(c)	0.08	0.21	1.03	0.010	0.010	0.066	0.005	0.013	0.008	0.053	1.269	0.069	0.361	0.008	0.025	0.006	—	—	—	—
33	I	a	X	3(c)	0.08	0.11	0.29	0.007	0.005	0.051	0.042	0.013	0.010	0.137	0.514	0.693	0.317	0.003	0.020	0.006	—	—	—	—
34	J	a	X	3(c)	0.10	0.30	0.60	0.014	0.008	0.043	0.019	0.017	0.008	0.183	1.018	0.180	0.845	0.004	0.024	0.006	—	—	—	—
35	K	a	X	3(c)	0.12	0.18	1.03	0.010	0.010	0.057	0.026	0.015	0.007	0.044	1.055	0.120	0.354	0.048	0.018	0.006	—	—	—	—
36	L	a	X	3(c)	0.09	0.33	0.98	0.017	0.010	0.042	0.017	0.017	0.010	0.112	0.603	0.257	0.248	0.007	0.194	0.007	—	—	—	—
37	M	a	X	3(c)	0.09	0.23	1.04	0.009	0.003	0.059	0.002	0.017	0.010	0.136	0.794	0.087	0.526	0.006	0.010	0.008	—	—	—	—
38	N	a	X	3(c)	0.09	0.20	1.93	0.017	0.006	0.045	0.010	0.014	0.010	0.084	0.536	0.182	0.459	0.005	0.024	0.006	0.304	—	—	—
39	O	a	X	3(c)	0.08	0.13	1.10	0.011	0.005	0.107	0.036	0.014	0.005	0.156	0.334	0.146	0.142	0.007	0.020	0.007	—	0.0063	—	—
40	P	a	X	3(c)	0.09	0.41	1.71	0.012	0.007	0.059	0.015	0.010	0.008	0.097	0.499	0.109	0.639	0.005	0.029	0.008	—	—	0.0029	—
41	Q	a	X	3(c)	0.08	0.23	1.41	0.021	0.008	0.068	0.014	0.016	0.006	0.048	0.922	0.063	0.509	0.004	0.022	0.006	—	—	—	0.0066
42	R	a	X	3(c)	0.10	0.43	0.98	0.020	0.007	0.046	0.061	0.017	0.010	0.083	0.887	0.172	0.608	0.019	0.021	0.006	—	0.0057	—	0.0111
43	S	a	X	3(c)	0.08	0.21	1.16	0.014	0.006	0.091	0.020	0.017	0.003	0.116	1.244	0.435	0.294	0.004	0.017	0.011	—	—	0.0113	—
44	T	a	X	3(c)	0.11	0.36	0.85	0.011	0.007	0.058	0.019	0.015	0.007	0.090	2.138	0.102	0.468	0.004	0.040	0.006	—	—	—	—
45	U	a	X	3(c)	0.07	0.33	1.14	0.012	0.008	0.051	0.045	0.014	0.010	0.712	1.351	0.152	0.291	0.007	0.028	0.005	—	0.0061	—	0.0267
46	V	a	X	3(c)	0.15	0.49	0.80	0.011	0.006	0.053	0.110	0.016	0.011	0.151	0.515	0.150	0.422	0.006	0.020	0.007	—	—	—	—
47	W	a	X	3(c)	0.08	0.25	1.14	0.031	0.007	0.064	0.016	0.017	0.010	0.127	0.187	0.211	0.439	0.005	0.021	0.006	—	—	—	—
48	X	a	X	3(c)	0.10	0.15	0.83	0.013	0.023	0.082	0.007	0.016	0.008	0.096	0.222	0.153	0.648	0.007	0.021	0.007	—	—	—	—
49	Y	a	X	3(c)	0.10	0.23	1.82	0.013	0.007	0.049	0.014	0.015	0.007	0.089	1.064	0.093	0.426	0.006	0.018	0.007	—	—	—	—
50	Z	a	X	3(c)	0.08	0.43	1.73	0.013	0.003	0.073	0.024	0.016	0.007	0.078	0.775	0.145	0.501	0.005	0.026	0.007	—	—	—	—

*1: 残部はFeおよび不可避不純物である。

[表7-2]

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	開先		溶接金属の化学組成(質量%) *1																			
			形状	該当図面	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	O	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	B	W	Ca	Mg	REM
51	A	e	V	2(b)	0.10	0.19	1.03	0.019	0.006	0.024	0.032	0.015	0.006	0.131	1.150	0.129	0.168	0.007	0.021	0.004	—	—	—	—
52	A	e	V	2(e)	0.06	0.18	1.14	0.015	0.009	0.021	0.032	0.020	0.005	0.070	1.100	0.080	0.170	0.005	0.020	0.005	—	—	—	—
53	A	f	V	2(b)	0.35	0.43	8.94	0.013	0.006	0.043	0.023	0.018	0.007	0.147	1.261	0.235	0.189	0.006	0.278	0.006	—	—	—	—
54	A	g	V	2(b)	0.08	0.23	1.41	0.013	0.010	0.020	0.035	0.020	0.005	0.144	0.359	0.089	0.315	0.011	0.040	0.003	—	—	—	—
55	A	h	V	2(b)	0.07	0.17	1.27	0.046	0.031	0.017	0.016	0.023	0.004	0.065	0.107	0.485	0.244	0.001	0.019	0.002	—	—	—	—
56	B	e	X	2(d)	0.09	0.24	1.73	0.010	0.009	0.011	0.018	0.014	0.007	0.140	0.619	0.260	0.048	0.006	0.017	0.002	—	—	—	—
57	B	e	X	2(f)	0.05	0.24	1.46	0.011	0.010	0.016	0.024	0.020	0.002	0.260	0.710	0.110	0.230	0.004	0.020	0.002	—	—	—	—
58	B	f	X	2(d)	0.45	0.39	4.87	0.009	0.009	0.012	0.003	0.016	0.008	0.097	0.748	0.202	0.191	0.010	0.283	0.003	—	—	—	—
59	B	g	X	2(d)	0.06	0.33	1.68	0.010	0.012	0.009	0.036	0.017	0.008	0.170	0.798	0.125	0.346	0.007	0.031	0.003	—	—	—	—
60	B	h	X	2(d)	0.06	0.16	1.53	0.023	0.016	0.008	0.011	0.014	0.005	0.104	0.088	0.501	0.236	0.009	0.026	0.001	—	—	—	—
61	C	e	V	3(b)	0.09	0.28	0.92	0.014	0.013	0.019	0.039	0.014	0.008	0.124	0.527	0.159	0.389	0.006	0.024	0.002	—	—	—	—
62	C	e	V	3(e)	0.01	0.20	1.22	0.010	0.009	0.038	0.044	0.020	0.005	0.090	0.440	0.100	0.300	0.007	0.030	0.003	—	—	—	—
63	C	f	V	3(b)	0.32	0.51	8.37	0.011	0.012	0.014	0.015	0.016	0.009	0.141	1.070	0.258	0.088	0.008	0.312	0.002	—	—	—	—
64	C	g	V	3(b)	0.06	0.26	1.20	0.011	0.013	0.010	0.025	0.017	0.009	0.127	1.010	0.171	0.397	0.007	0.042	0.004	—	—	—	—
65	C	h	V	3(b)	0.06	0.27	0.67	0.038	0.040	0.029	0.010	0.019	0.005	0.038	0.104	0.439	0.255	0.005	0.017	0.001	—	—	—	—
66	D	e	X	3(d)	0.07	0.30	1.11	0.006	0.008	0.041	0.013	0.013	0.004	0.140	1.100	0.250	0.348	0.009	0.017	0.001	—	—	—	—
67	D	e	X	3(f)	0.10	0.33	1.04	0.010	0.013	0.034	0.022	0.020	0.006	0.110	0.850	0.230	0.330	0.005	0.020	0.002	—	—	—	—
68	D	f	X	3(d)	0.23	0.47	5.88	0.007	0.007	0.034	0.016	0.017	0.005	0.050	0.715	0.279	0.167	0.007	0.317	0.004	—	—	—	—
69	D	g	X	3(d)	0.06	0.28	1.55	0.006	0.007	0.047	0.009	0.018	0.004	0.139	1.009	0.135	0.306	0.007	0.012	0.002	—	—	—	—
70	D	h	X	3(d)	0.06	0.36	1.61	0.021	0.008	0.044	0.022	0.017	0.004	0.047	0.217	0.475	0.199	0.004	0.022	0.001	—	—	—	—
71	E	e	V	4(b)	0.11	0.40	1.87	0.012	0.013	0.025	0.010	0.014	0.008	0.039	0.448	0.178	0.706	0.009	0.011	0.003	—	—	—	—
72	E	e	V	4(e)	0.09	0.35	1.44	0.015	0.009	0.011	0.017	0.020	0.004	0.090	0.550	0.130	0.680	0.008	0.020	0.004	—	—	—	—
73	E	f	V	4(b)	0.46	0.47	5.46	0.011	0.012	0.020	0.012	0.019	0.009	0.136	1.335	0.259	0.178	0.007	0.291	0.003	—	—	—	—
74	E	g	V	4(b)	0.06	0.21	1.47	0.011	0.013	0.025	0.011	0.016	0.009	0.116	1.196	0.132	0.312	0.005	0.038	0.003	—	—	—	—
75	E	h	V	4(b)	0.08	0.23	1.58	0.044	0.028	0.020	0.008	0.021	0.006	0.140	0.118	0.607	0.228	0.009	0.020	0.002	—	—	—	—
76	F	e	X	4(d)	0.10	0.34	1.27	0.014	0.009	0.031	0.021	0.014	0.005	0.111	0.883	0.254	0.463	0.004	0.028	0.003	—	—	—	—
77	F	e	X	4(f)	0.07	0.30	1.35	0.008	0.007	0.019	0.022	0.030	0.008	0.160	0.770	0.230	0.440	0.007	0.020	0.003	—	—	—	—
78	F	f	X	4(d)	0.37	0.55	6.81	0.014	0.009	0.020	0.014	0.017	0.007	0.131	1.293	0.206	0.248	0.006	0.280	0.003	—	—	—	—
79	F	g	X	4(d)	0.07	0.32	1.33	0.011	0.009	0.035	0.021	0.014	0.003	0.134	0.583	0.223	0.163	0.008	0.025	0.002	—	—	—	—
80	F	h	X	4(d)	0.06	0.30	0.98	0.021	0.024	0.023	0.012	0.019	0.004	0.090	0.191	0.259	0.426	0.007	0.014	0.000	—	—	—	—
81	V	e	X	3(d)	0.11	0.33	0.73	0.011	0.010	0.009	0.108	0.015	0.006	0.072	0.585	0.189	0.276	0.009	0.036	0.005	—	—	—	—
82	W	e	X	3(d)	0.08	0.19	0.85	0.020	0.011	0.046	0.030	0.015	0.007	0.088	0.550	0.558	0.167	0.006	0.052	0.004	—	—	—	—
83	X	e	X	3(d)	0.10	0.15	0.73	0.014	0.027	0.037	0.006	0.013	0.006	0.118	0.487	0.500	0.207	0.007	0.034	0.002	—	—	—	—
84	Y	e	X	3(d)	0.10	0.23	1.96	0.016	0.011	0.012	0.024	0.013	0.004	0.062	0.462	0.586	0.220	0.009	0.051	0.003	—	—	—	—
85	Z	e	X	3(d)	0.08	0.59	1.43	0.010	0.005	0.052	0.036	0.013	0.007	0.074	0.471	0.096	0.144	0.007	0.050	0.004	—	—	—	—

*1: 残部はFeおよび不可避不純物である。

[0148]

[0149]

[表8-1]

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	第2比(H/W)		溶接金属断面積A (mm^2)	溶接層数p	第1比 (A/p) (mm^2/層)	鋼板特性			耐溶接欠陥		溶接金属の機械的特性						溶着効率 (g/min)
			最大値	最小値				表面下1mm位置の転位密度ρ ($10^{14}m^{-2}$)	表面下1mm位置の平均結晶粒径 (μm)	板厚中心位置の平均結晶粒径 (μm)	耐高温割れ性	耐融合不良	溶接金属の常温降伏応力(MPa)	溶接金属の常温引張強さ(MPa)	溶接継手の常温引張強さ(MPa)	溶接金属のシャルピー吸収エネルギー(J)	溶融線のシャルピー吸収エネルギー(J)	溶融線+1mm位置のシャルピー吸収エネルギー(J)	
1	A	a	0.89	0.17	606	16	37.9	1.1	7.9	3.4	○	○	458.5	668.9	638.9	93.1	82.9	62.3	309
2	A	a	1.30	0.90	153	4	38.3	1.1	7.9	3.4	×	×	443.9	642.5	633.8	9.1	13.5	45.6	285
3	A	b	0.96	0.19	617	15	41.2	1.4	4.2	16.9	○	○	467.6	698.8	664.2	102.2	51.3	58.2	301
4	A	c	0.92	0.18	626	16	39.1	1.8	9.8	9.5	○	○	475.4	716.4	659.8	90.0	82.2	84.4	320
5	A	d	0.92	0.18	591	15	39.4	1.9	14.0	9.8	○	○	309.0	511.0	539.4	61.1	39.7	60.4	317
6	B	a	0.92	0.22	749	19	39.4	1.9	11.9	5.1	○	○	452.4	651.8	644.5	90.1	88.6	63.5	303
7	B	a	1.10	0.50	149	5	29.8	1.9	11.9	5.1	×	×	443.8	642.4	623.7	11.3	19.7	29.7	306
8	B	b	0.90	0.22	724	19	38.1	0.2	7.6	2.0	×	○	432.0	508.2	603.8	29.3	38.7	53.5	312
9	B	c	0.98	0.24	718	17	42.2	2.4	6.3	4.7	○	○	438.5	610.4	631.7	85.8	77.6	73.1	298
10	B	d	0.93	0.22	751	19	39.5	1.2	10.0	3.1	×	○	462.8	681.1	668.7	22.8	69.5	80.6	323
11	C	a	0.91	0.17	1319	34	38.8	2.9	9.8	9.3	○	○	449.7	646.9	604.6	101.2	71.5	83.5	312
12	C	a	1.50	1.00	660	14	47.1	2.9	9.8	9.3	×	×	432.9	639.9	623.7	15.6	24.4	56.7	269
13	C	b	0.94	0.18	1320	33	40.0	2.9	7.2	18.4	×	○	454.4	658.4	611.3	23.9	29.4	54.7	313
14	C	c	0.94	0.18	1325	33	40.2	1.0	8.3	10.5	○	○	467.3	694.4	600.3	81.8	90.5	63.0	297
15	C	d	0.91	0.17	1357	35	38.8	2.2	9.0	8.5	○	○	318.5	497.8	488.0	21.9	40.2	58.1	320
16	D	a	0.92	0.12	1651	42	39.3	0.7	8.7	12.6	○	○	457.4	666.6	654.7	84.4	56.0	70.8	317
17	D	a	1.20	0.90	731	21	34.8	0.7	8.7	12.6	×	×	459.0	673.1	650.4	22.4	26.0	64.2	293
18	D	b	0.90	0.12	1560	41	38.0	1.9	9.0	3.7	×	○	460.9	675.4	671.3	29.3	35.9	44.1	310
19	D	c	0.92	0.12	1536	39	39.4	2.0	5.6	9.4	○	○	454.9	657.6	633.3	85.0	92.7	84.1	302
20	D	d	0.97	0.13	1581	38	41.6	2.4	9.0	6.6	○	○	422.9	606.7	594.5	58.0	71.6	104.5	298
21	E	a	0.59	0.19	2607	62	42.0	2.5	7.0	7.4	○	○	458.4	668.2	662.3	82.3	82.3	55.7	324
22	E	a	1.20	0.40	1611	44	36.6	2.5	7.0	7.4	×	×	472.1	662.9	649.7	11.0	24.1	27.3	280
23	E	b	0.56	0.18	2629	66	39.8	1.0	6.4	5.7	×	○	461.3	678.4	672.2	24.6	44.3	55.0	283
24	E	c	0.56	0.18	2688	68	39.5	3.0	5.0	9.1	○	○	461.8	677.1	665.2	88.3	90.3	92.7	307
25	E	d	0.55	0.17	2627	68	38.6	3.1	10.0	9.2	○	○	442.7	624.9	642.4	59.0	62.3	123.8	297
26	F	a	0.58	0.13	3187	77	41.4	1.0	7.0	7.7	○	○	461.0	677.5	657.4	85.5	96.5	93.1	300
27	F	a	1.40	0.50	1352	44	30.7	1.0	7.0	7.7	×	×	419.2	661.3	665.9	8.8	13.9	32.9	292
28	F	b	0.55	0.12	3129	80	39.1	1.0	5.2	12.0	×	○	470.9	707.4	631.8	22.7	24.7	45.4	310
29	F	c	0.57	0.13	3159	78	40.5	2.2	11.5	12.2	○	○	457.7	666.6	611.4	107.7	71.1	71.8	307
30	F	d	0.53	0.12	3120	83	37.6	2.1	9.0	15.3	○	○	405.3	574.2	573.5	76.3	84.0	103.9	308
31	G	a	0.84	0.11	1578	45	35.1	1.3	14.8	8.0	○	○	456.2	662.2	638.0	80.7	46.4	81.9	335
32	H	a	0.81	0.10	1614	48	33.6	3.0	8.3	9.8	○	○	446.6	634.0	610.8	74.6	73.8	85.8	323
33	I	a	0.86	0.11	1557	43	36.2	1.1	5.2	11.1	○	○	389.2	510.9	521.8	72.5	71.1	78.1	339
34	J	a	0.82	0.11	1678	49	34.2	1.0	7.7	13.8	○	○	460.2	676.3	623.5	93.1	65.3	65.4	346
35	K	a	0.74	0.09	1620	53	30.6	2.1	9.6	9.7	○	○	453.2	654.4	648.0	92.9	85.5	70.5	271
36	L	a	0.78	0.10	1580	49	32.2	1.1	6.0	15.4	○	○	449.0	640.5	601.1	71.6	81.0	79.8	290
37	M	a	0.75	0.10	1582	51	31.0	1.7	11.8	10.5	○	○	450.4	647.9	626.1	96.2	73.0	94.8	287
38	N	a	0.72	0.09	1563	53	29.5	1.3	1.3	4.0	○	○	482.2	738.7	694.6	75.1	59.1	79.6	322
39	O	a	0.81	0.10	1598	47	34.0	1.3	7.9	11.1	○	○	430.3	586.5	580.1	17.2	22.1	43.1	137
40	P	a	0.89	0.12	1614	43	37.5	0.9	9.1	14.7	○	○	477.9	727.2	678.4	76.3	65.8	78.4	140
41	Q	a	0.80	0.10	1588	48	33.1	1.7	5.7	11.4	○	○	463.8	682.8	620.2	115.6	87.1	74.9	136
42	R	a	0.85	0.11	1604	45	35.6	1.6	12.6	9.4	○	○	459.6	670.4	669.4	92.9	62.3	83.4	129
43	S	a	0.87	0.11	1578	43	36.7	1.8	8.4	7.2	○	○	465.1	688.1	656.9	114.2	76.9	70.8	309
44	T	a	0.90	0.12	1613	42	38.4	1.1	5.4	12.4	○	○	466.8	693.9	651.9	114.8	84.2	63.7	296
45	U	a	0.94	0.12	1644	41	40.1	2.1	11.8	13.2	○	○	460.3	675.2	674.0	80.4	83.7	81.6	299
46	V	a	0.89	0.12	1587	42	37.8	1.7	5.1	14.7	×	×	651.4	717.0	695.6	10.9	24.3	18.2	324
47	W	a	0.88	0.12	1603	43	37.3	3.0	3.3	8.5	×	○	445.5	630.7	626.1	29.1	17.4	12.0	321
48	X	a	0.89	0.12	1577	42	37.5	0.5	8.7	12.1	×	○	445.3	632.8	489.4	16.9	18.3	15.2	339
49	Y	a	0.96	0.13	1613	39	41.4	5.9	7.0	8.8	○	○	483.8	740.7	759.4	81.4	26.4	19.6	288
50	Z	a	0.97	0.13	1625	39	41.7	2.5	5.2	13.6	○	○	475.1	719.3	666.9	43.2	25.1	26.0	280

[表8-2]

継手No.	鋼板鋼種	ワイヤ鋼種	第2比(H/W)		溶接金属断面積A (mm^2)	溶接層数p	第1比(A/p) (mm^2/層)	鋼板特性			耐溶接欠陥		溶接金属の機械的特性						溶着効率 (g/min)
			最大値	最小値				表面下1mm位置の転位密度ρ ($10^{14}m^{-2}$)	表面下1mm位置の平均結晶粒径 (μm)	板厚中心位置の平均結晶粒径 (μm)	耐高温割れ性	耐融合不良	溶接金属の常温降伏応力(MPa)	溶接金属の常温引張強さ (MPa)	溶接継手の常温引張強さ (MPa)	溶接金属のシャルピー吸収エネルギー(J)	溶融線のシャルピー吸収エネルギー(J)	溶融線+1mm位置のシャルピー吸収エネルギー(J)	
51	A	e	0.85	0.09	443	50	8.9	1.6	4.6	15.8	○	○	445.4	630.1	631.9	87.3	65.2	66.7	19
52	A	e	1.50	0.30	136	14	9.7	1.6	4.6	15.8	×	×	456.7	642.5	631.5	9.4	27.4	42.9	20
53	A	f	0.81	0.08	454	54	8.5	1.5	5.5	16.4	×	○	614.5	952.7	780.6	24.0	33.2	53.5	20
54	A	g	0.83	0.09	455	53	8.7	1.3	8.1	6.0	○	○	449.4	642.0	673.8	75.2	65.3	79.5	20
55	A	h	0.86	0.09	431	47	9.1	1.7	5.3	8.1	×	○	450.6	644.8	646.7	13.6	16.1	31.2	19
56	B	e	0.78	0.05	478	59	8.1	1.6	7.0	12.7	○	○	461.6	677.0	643.5	90.1	85.8	81.8	19
57	B	e	1.30	0.40	159	16	9.9	1.6	7.0	12.7	×	×	465.1	666.9	649.8	11.6	24.5	26.4	32
58	B	f	0.76	0.05	503	64	7.9	0.5	5.8	17.4	×	○	677.7	923.7	716.1	11.7	43.7	59.4	19
59	B	g	0.78	0.05	478	59	8.1	1.7	11.1	7.1	○	○	462.9	682.0	645.4	94.3	65.7	85.3	19
60	B	h	0.80	0.05	477	58	8.3	1.9	6.2	14.1	○	○	458.9	670.7	654.4	38.9	35.1	64.3	20
61	C	e	0.82	0.05	913	139	6.6	1.7	5.9	6.6	○	○	442.1	620.7	583.3	85.3	71.7	72.0	7
62	C	e	1.20	0.23	664	49	13.6	1.7	5.9	6.6	×	×	498.3	590.0	594.1	24.1	29.8	47.3	9
63	C	f	0.81	0.04	920	143	6.5	2.3	8.5	15.2	×	×	583.7	816.1	606.8	86.6	78.8	75.6	7
64	C	g	0.84	0.05	871	129	6.8	1.0	4.2	13.1	○	○	452.7	653.0	597.2	108.1	87.1	86.9	7
65	C	h	0.81	0.04	905	141	6.4	0.8	8.9	8.0	×	○	421.5	563.1	558.3	11.8	40.5	63.7	6
66	D	e	0.93	0.08	1095	92	11.9	2.2	5.2	10.0	○	○	453.6	658.4	662.4	83.4	73.1	80.8	30
67	D	e	1.20	0.30	623	56	11.1	2.2	5.2	10.0	×	×	441.2	649.3	647.2	19.5	31.7	49.7	37
68	D	f	0.93	0.08	1130	95	11.9	1.8	4.7	5.2	×	×	666.7	800.8	694.5	23.8	44.9	54.7	33
69	D	g	0.87	0.08	1147	103	11.1	2.7	4.4	8.6	○	○	459.3	674.4	648.6	94.0	56.5	90.7	30
70	D	h	1.03	0.09	1099	83	13.2	2.2	5.7	6.1	×	○	458.7	669.2	633.6	46.7	45.7	65.7	29
71	E	e	0.96	0.11	1709	112	15.3	1.7	5.9	13.5	○	○	491.8	765.3	672.7	94.7	72.4	98.1	18
72	E	e	1.10	0.20	1397	57	24.5	1.7	5.9	13.5	×	×	478.5	728.6	713.1	17.8	19.1	45.0	22
73	E	f	0.91	0.10	1721	117	14.7	0.9	7.3	6.6	×	○	657.0	713.0	665.5	71.8	76.7	91.0	18
74	E	g	0.87	0.10	1740	123	14.2	1.3	5.6	15.1	○	○	460.2	676.9	670.3	77.1	76.2	67.0	17
75	E	h	0.94	0.10	1727	115	15.1	1.6	5.6	14.3	×	○	468.3	698.6	668.5	19.2	44.7	62.3	18
76	F	e	0.84	0.07	2061	191	10.8	2.0	6.0	13.5	○	○	467.5	694.0	639.6	81.0	72.4	75.7	20
77	F	e	1.60	0.40	1120	75	14.9	2.0	6.0	13.5	×	×	456.9	700.4	669.0	15.8	17.2	33.1	16
78	F	f	0.84	0.07	2060	191	10.8	1.5	6.4	12.7	×	○	748.8	1002.8	700.2	22.8	30.9	66.0	19
79	F	g	0.95	0.08	2067	170	12.2	2.5	12.4	12.3	○	○	444.2	628.4	608.7	84.8	76.1	66.9	18
80	F	h	0.90	0.08	2051	178	11.5	1.9	9.9	17.7	×	○	435.8	604.2	605.3	16.7	37.0	53.3	20
81	V	e	0.87	0.08	1092	98	11.2	2.0	4.6	9.9	×	×	434.6	601.4	597.9	26.9	15.8	21.8	21
82	W	e	0.83	0.07	1097	103	10.7	3.6	1.5	0.7	○	○	444.1	629.8	600.4	49.2	16.4	20.0	20
83	X	e	0.82	0.07	1114	106	10.5	2.3	5.6	14.0	×	○	443.1	544.5	468.2	20.5	23.3	21.8	21
84	Y	e	0.84	0.08	1130	104	10.8	9.7	4.1	6.2	○	○	491.6	767.9	751.1	80.1	21.8	16.8	20
85	Z	e	0.92	0.08	1124	95	11.8	2.2	10.2	18.9	○	○	444.0	628.3	599.5	68.7	19.0	14.3	20

[0150] 本発明の鋼板および溶接金属としての好適範囲内である実施例（以下、本

発明例と記す。）ではいずれも、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った。また、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以上であり、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以上であった。さらに、本発明例ではいずれも、溶接金属および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（$_{v}E_{-40}$）が３０Ｊ以上であり、高強度と優れた低温靭性とを兼備する溶接金属を有する溶接継手であった。

[0151] 一方、本発明の鋼板および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た。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（$_{v}E_{-40}$）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。

符号の説明

[0152] １　鋼板

２　溶接金属

３　溶融線

Ｔ　板厚

Ａ　溶接金属全体の断面積

L_i　溶接層（ｉ＝１～ｐ層）、（L_1：初層、L_p：最表面層）

H_i　溶接層（ｉ＝１～ｐ層）の高さ

W_i　溶接層（ｉ＝１～ｐ層）の幅

請求の範囲

[請求項1] 板厚Ｔ（ｍｍ）が５０ｍｍ以上の鋼板の溶接継手であって、

溶接金属が１層あたり１パスの多層からなり、

前記溶接金属の溶接線に対して垂直方向の断面積Ａ（ｍｍ^2）と溶接層数ｐ（層）の第１比〔Ａ／ｐ〕が、１２０．０ｍｍ^2／層以下であり、

前記溶接金属における各層の高さＨ（ｍｍ）と幅Ｗ（ｍｍ）との第２比〔Ｈ／Ｗ〕が、１．００以下である鋼板の溶接継手。

[請求項2] 前記溶接金属が、開先角度が２０°以下で、前記鋼板間の最大開先幅が前記板厚Ｔの５０％以下である狭開先による多層盛溶接で施工された請求項１に記載の鋼板の溶接継手。

[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、および、

Ｎ　：０．０１００％以下を含み、

残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、

下記（２）式で定義されるＣｅｑと板厚（Ｔ）とが、

０．０００４Ｔ＋０．２５≦Ｃｅｑ≦０．０００４Ｔ＋０．４５

・・・（１）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、４．０×１０^{14}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、１５．０μ

ｍ以下であり、板厚の中心位置における平均結晶粒径が、２０．０μｍ以下である請求項１または２に記載の鋼板の溶接継手。

Ｃｅｑ＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５　・・・（２）

ただし、上記（２）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、

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、および、
ＲＥＭ：０．０５００％以下

からなる群より選択される１種または２種以上を含む請求項３に記載の鋼板の溶接継手。

［請求項5］　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、および、

Ｎ　：０．０１０％以下を含み、

残部がＦｅおよび不可避不純物からなる請求項１または２に記載の鋼板の溶接継手。

［請求項6］　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、および、

Ｎ　：０．０１０％以下を含み、

残部がＦｅおよび不可避不純物からなる請求項３に記載の鋼板の溶接継手。

[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、および、

Ｎ　：０．０１０％以下を含み、

残部がＦｅおよび不可避不純物からなる請求項４に記載の鋼板の溶接継手。

[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、および、

ＲＥＭ：０．０５００％以下

からなる群より選択される１種または２種以上を含む請求項５に記載の鋼板の溶接継手。

[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、および、

ＲＥＭ：０．０５００％以下

からなる群より選択される１種または２種以上を含む請求項６に記載の鋼板の溶接継手。

[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、および、

ＲＥＭ：０．０５００％以下

からなる群より選択される１種または２種以上を含む請求項７に記載の鋼板の溶接継手。

[請求項11] 請求項１または２に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項12] 請求項３に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項13] 請求項４に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項14] 請求項５に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項15] 請求項６に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生さ

せて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項16] 請求項７に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項17] 請求項８に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

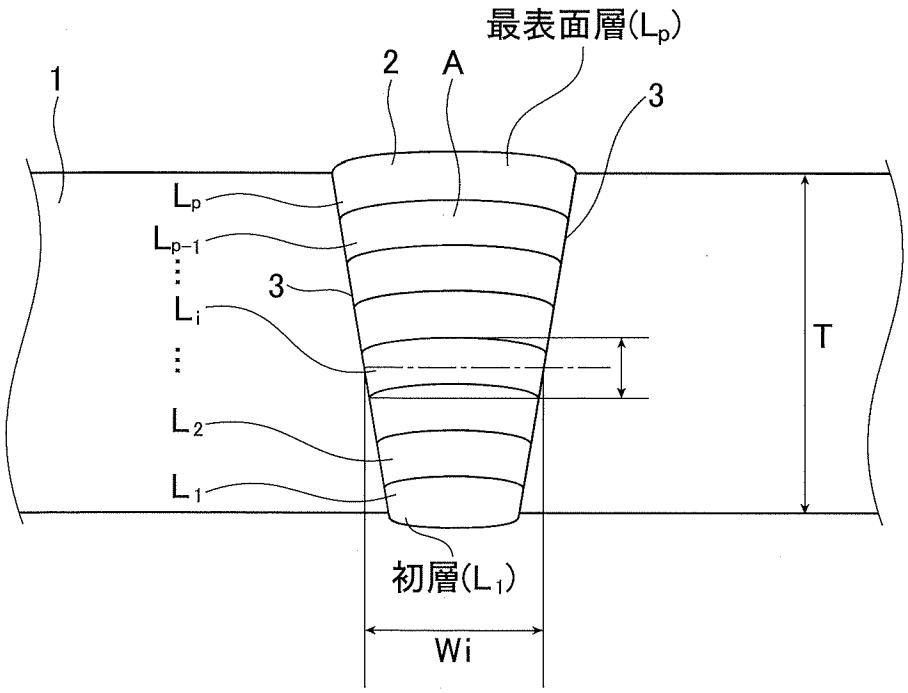
[請求項18] 請求項９に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[請求項19] 請求項１０に記載の鋼板の溶接継手の製造方法であって、

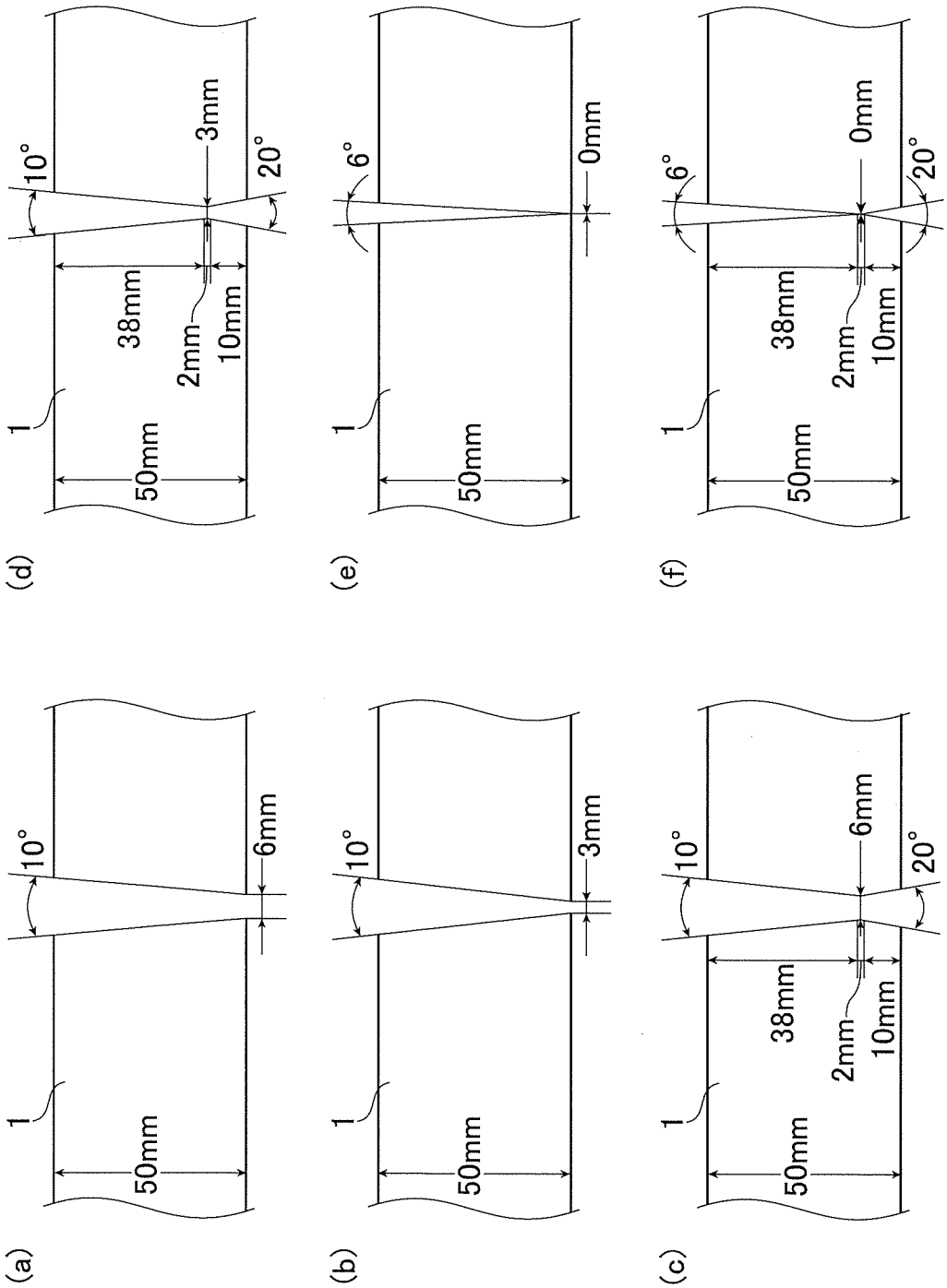
サブマージアーク溶接によって複数の溶接電極からアークを発生させて溶接する鋼板の溶接継手の製造方法。

[図1]

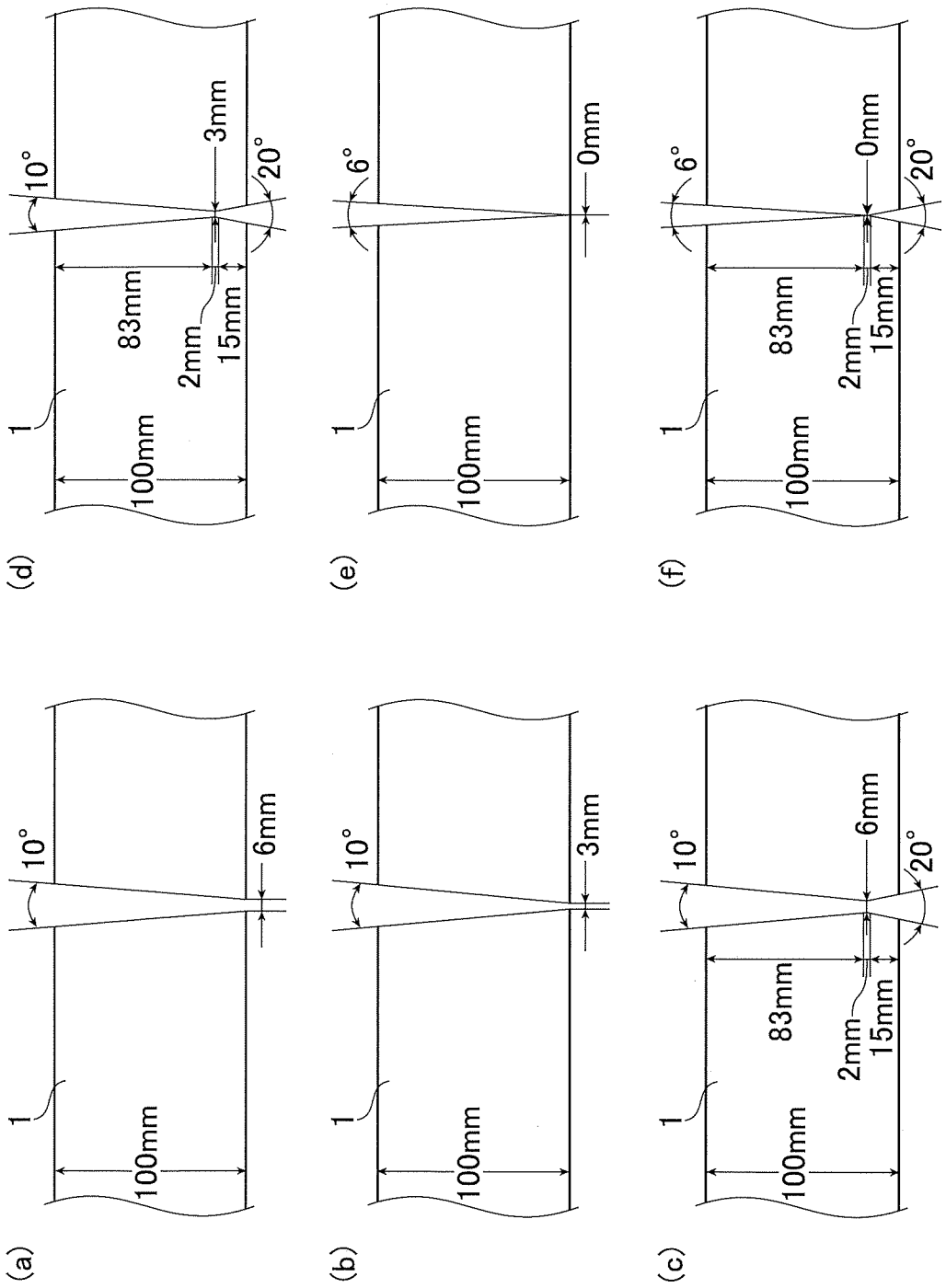


A/p≦120.0(mm²/層)
Hi/Wi≦1.00

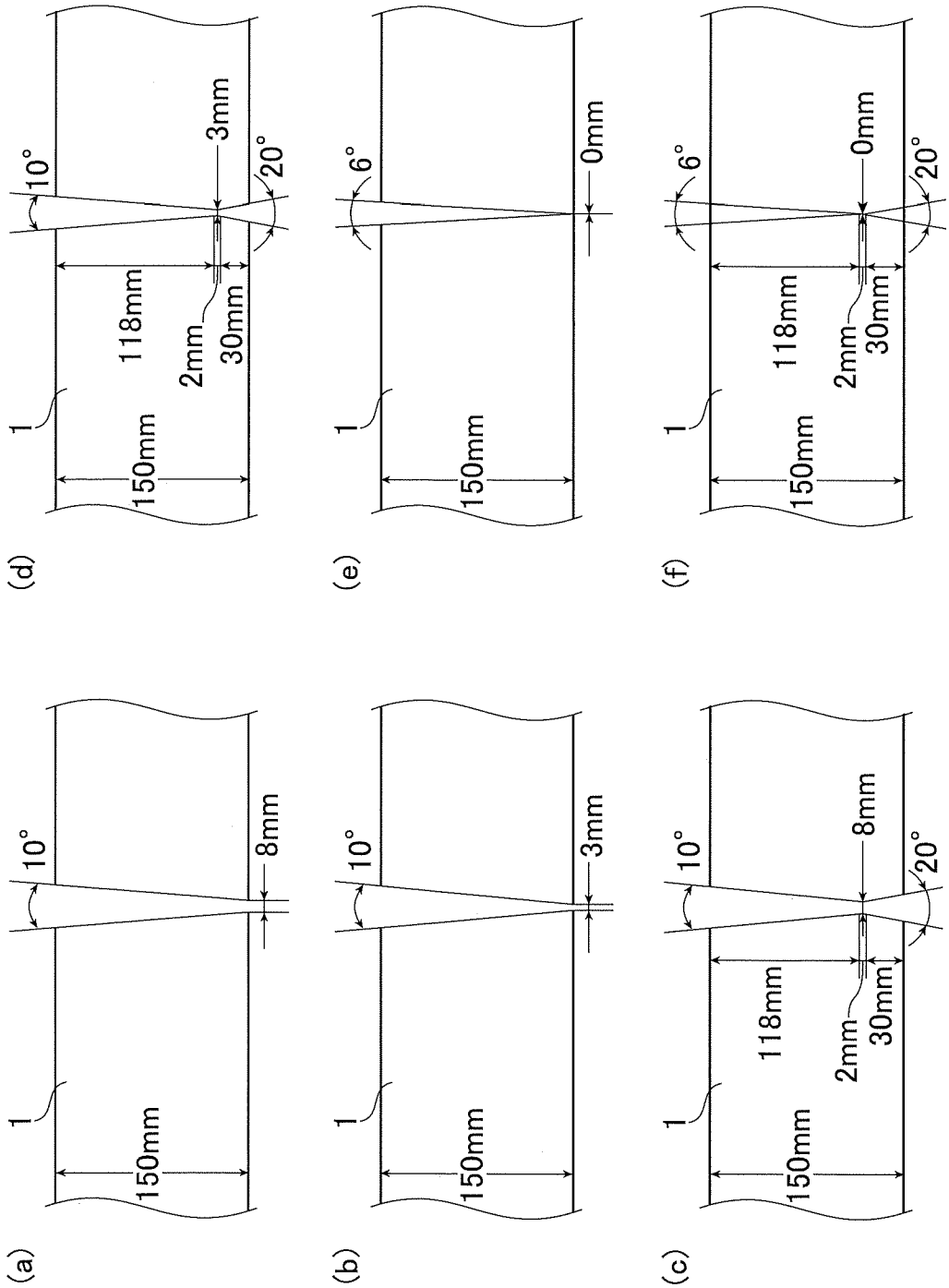
[図2]


(a)
1
50mm
10°
6mm
(b)
1
50mm
10°
3mm
(c)
1
50mm
38mm
2mm
10mm
10°
6mm
20°
(d)
1
50mm
38mm
2mm
10mm
10°
3mm
20°
(e)
1
50mm
6°
0mm
(f)
1
50mm
38mm
2mm
10mm
6°
0mm
20°

[図3]


(a)
1
100mm
10°
6mm
(b)
1
100mm
10°
3mm
(c)
1
100mm
10°
83mm
2mm
15mm
6mm
20°
(d)
1
100mm
10°
83mm
2mm
15mm
3mm
20°
(e)
1
100mm
6°
0mm
(f)
1
100mm
6°
83mm
2mm
15mm
0mm
20°

[図4]


(a)
1
150mm
10°
8mm
(b)
1
150mm
10°
3mm
(c)
1
150mm
118mm
2mm
30mm
10°
8mm
20°
(d)
1
150mm
118mm
2mm
30mm
10°
3mm
20°
(e)
1
150mm
6°
0mm
(f)
1
150mm
118mm
2mm
30mm
6°
0mm
20°

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/003364

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B23K 9/18(2006.01)i; ***B23K 9/095***(2006.01)i; ***B23K 35/30***(2006.01)i; ***C21D 8/02***(2006.01)i; ***C22C 38/00***(2006.01)i; ***C22C 38/12***(2006.01)i; ***C22C 38/58***(2006.01)i

FI: B23K9/18 F; B23K9/095 501G; B23K9/18 A; B23K35/30 320A; C21D8/02 B; C22C38/00 301B; C22C38/12; C22C38/58

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)

B23K9/18; B23K9/095; B23K35/30; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/12; C22C38/58

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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.
X	JP 55-84278 A (NIPPON STEEL CORP.) 25 June 1980 (1980-06-25) specification, column 1, lines 18-20, column 4, line 12 to column 11, line 16, table 1, fig. 5	1-2, 5, 8, 11, 14, 17
Y		3-4, 6-7, 9-10, 12-13, 15-16, 18-19
Y	WO 2021/054344 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 25 March 2021 (2021-03-25) paragraphs [0019]-[0024]	3-4, 6-7, 9-10, 12-13, 15-16, 18-19
A	JP 55-120488 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 16 September 1980 (1980-09-16) entire text, all drawings	1-19
A	JP 55-84280 A (NIPPON STEEL CORP.) 25 June 1980 (1980-06-25) entire text, all drawings	1-19
A	JP 59-212176 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 01 December 1984 (1984-12-01) entire text, all drawings	1-19

☐ 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
"D" document cited by the applicant in the international application
"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
22 March 2024	**02 April 2024**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/003364

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 55-84278 A	25 June 1980	(Family: none)	
WO 2021/054344 A1	25 March 2021	EP 4032992 A1 paragraphs [0024]-[0026] CN 114402089 A KR 10-2022-0047363 A	
JP 55-120488 A	16 September 1980	(Family: none)	
JP 55-84280 A	25 June 1980	(Family: none)	
JP 59-212176 A	01 December 1984	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/003364

A.　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

B23K 9/18(2006.01)i; B23K 9/095(2006.01)i; B23K 35/30(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: B23K9/18 F; B23K9/095 501G; B23K9/18 A; B23K35/30 320A; C21D8/02 B; C22C38/00 301B; C22C38/12; C22C38/58

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））

B23K9/18; B23K9/095; B23K35/30; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/12; 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	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４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
X	JP 55-84278 A (新日本製鉄株式会社) 25.06.1980 (1980-06-25) 明細書第１欄第１８－２０行，第４欄第１２行－第１１欄第１６行，第１表，第５図	1-2,5,8,11,14,17
Y		3-4,6-7,9-10,12-13,15-16,18-19
Y	WO 2021/054344 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 25.03.2021 (2021-03-25) 段落００１９－００２４	3-4,6-7,9-10,12-13,15-16,18-19
A	JP 55-120488 A (新日本製鐵株式会社) 16.09.1980 (1980-09-16) 全文、全図	1-19
A	JP 55-84280 A (新日本製鉄株式会社) 25.06.1980 (1980-06-25) 全文、全図	1-19
A	JP 59-212176 A (川崎製鉄株式会社) 01.12.1984 (1984-12-01) 全文、全図	1-19

☐ 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
"D"　国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
"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抵触するものではなく、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
22.03.2024	02.04.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）

山内　隆平 3P 1958

電話番号 03-3581-1101 内線 3363

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/003364

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 55-84278 A	25.06.1980	（ファミリーなし）	
WO 2021/054344 A1	25.03.2021	EP 4032992 A1 段落００２４－００２６ CN 114402089 A KR 10-2022-0047363 A	
JP 55-120488 A	16.09.1980	（ファミリーなし）	
JP 55-84280 A	25.06.1980	（ファミリーなし）	
JP 59-212176 A	01.12.1984	（ファミリーなし）	