(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
2020年12月24日(24.12.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/255993 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 8/02 (2006.01) ***C22C 38/54*** (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2020/023693

(22) 国際出願日： 2020年6月17日(17.06.2020)

(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 2019-112153 2019年6月17日(17.06.2019) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 児島 明彦 (**KOJIMA Akihiko**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 吉村 信幸(**YOSHIMURA Nobuyuki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 田中 駿(**TANAKA Shun**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (**TANAI Sumio** et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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, 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, 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:** STEEL SHEET

(54) 発明の名称： 鋼板

(57) **Abstract:** This steel sheet has a predetermined chemical composition, wherein: a ratio Mn/Ni of Mn content to Ni content is at most 0.80; the carbon equivalent CeqWES is at least 0.43-0.53%, as calculated according to the following equation, CeqWES=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14; the tensile strength is 780-930 MPa or less; the yield strength is 630-750 MPa; the yield ratio is at most 85%; the sheet thickness is 40-120 mm; and Hvmin/Hvmax is at most 0.85, when Vickers hardness is measured at a position 1/4 of the sheet thickness from the surface of the steel sheet, the average value of the values ascending from the smallest Vickers hardness to 20% is Hvmin, and the average value of the values descending from the largest Vickers hardness to 20% is Hvmax.

(57) 要約：この鋼板は、所定の化学組成を有し、Ｍｎ含有量とＮｉ含有量との比であるＭｎ/Ｎｉが０．８０以下であり、ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４、で計算される炭素当量ＣｅｑＷＥＳが０．４３％以上、０．５３％以下であり、引張強度が７８０ＭＰａ以上、９３０ＭＰａ以下であり、降伏強度が６３０ＭＰａ以上、７５０ＭＰａ以下であり、降伏比が８５％以下であり、板厚が４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下であり、表面から板厚の１／４の位置で２２５点以上のビッカース硬さを測定し、前記ビッカース硬さの、小さいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍｉｎ、大きいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍａｘとしたとき、Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５以下である。

WO 2020/255993 A1

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板に関する。

本願は、２０１９年０６月１７日に、日本に出願された特願２０１９－１１２１５３号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、高層建築に代表される溶接構造物の鉄骨に対する要求は、建築物の大型化、建造の高能率化、地震時の破壊に対する安全性（耐震性）の向上の観点から、高度化している。そして、溶接構造物の鉄骨に使用される厚鋼板には、高強度化、厚手化に加えて、大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保が求められている。「大入熱溶接ＨＡＺ」とは、大入熱溶接によって形成された溶接熱影響部（Ｈｅａｔ　Ａｆｆｅｃｔｅｄ　Ｚｏｎｅ：ＨＡＺ）のことを意味する。以下、大入熱溶接ＨＡＺを単に、大入熱ＨＡＺという場合がある。大入熱溶接とは、大入熱の溶接であり、高能率なエレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接などが例として挙げられる。

[0003] 従来、高強度厚鋼板に上述の大入熱溶接を適用する場合、ＨＡＺにおいて良好な靭性を確保することは困難であるとされていた。例えば、引張強度７８０ＭＰａ級厚鋼板におけるエレクトロスラグ溶接部のＨＡＺ靭性が、非特許文献１及び非特許文献２に示されている。非特許文献１の図６によれば、溶融線（Ｆｕｓｉｏｎ　Ｌｉｎｅ、ＦＬ）、ＦＬから１ｍｍ（ＨＡＺ１）、ＦＬから３ｍｍ（ＨＡＺ３）、ＦＬから５ｍｍ（ＨＡＺ５）をノッチ位置とした場合のシャルピー吸収エネルギーの平均値は４０Ｊ以下である。また、非特許文献２の図３及び図５によれば、ＦＬをノッチ位置とした場合のシャルピー吸収エネルギーの平均値は５０Ｊ以下である。

[0004] 大入熱溶接ＨＡＺでは、溶接入熱によって高温に加熱された際にオーステナイト（γ）が粒成長する。また、高強度鋼板は合金元素を多く含むので、

大入熱溶接ＨＡＺでは、冷却後は旧γ粒径が粗大化したベイナイト主体の組織となる。その結果、大入熱溶接ＨＡＺの靭性が低下する。

このような結晶粒の粗大化に起因する靭性の低下を抑制するために、例えば、特許文献１～３には、溶接入熱によって加熱されたオーステナイト（γ）の粒界をピン止めする微細な粒子を厚鋼板（母材）に生成させる技術が提案されている。特許文献１～３で提案されている技術は、Ｍｇを含む微細な粒子のピン止め効果によって、溶接入熱によって加熱されたオーステナイト（加熱γ）の粒成長を抑制するものである。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：日本国特開２００６－２８６２７号公報

特許文献2：日本国特開平１１－２３６６４５号公報

特許文献3：日本国特開平１０－２９８７０８号公報

非特許文献

[0006] 非特許文献1：Kazushige TOKUNO et al, 780-N/mm2 Class High Tensile Strength Steel Plate with Large-Heat-Input-Weldability and Low-Weld-Cracking-Susceptibility for Architectural Construction、NIPPON STEEL THECHNICAL REPORT No.75 November 1997, ｐ．43～50

非特許文献2：廣田実、他５名、「オンライン製造プロセスによる建築構造用低降伏比７８０Ｎ／ｍｍ２級鋼材　その３　大入熱溶接部継手特性」、日本建築学会学術講演梗概集、２０１２年、Ｎｏ．１０１７

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 鋼板の高強度化を図るためには、鋼の焼入れ性の指標である炭素当量ＣｅｑＷＥＳを高めることが有効である。しかしながら、Ｍｎなどの合金元素の含有量を増加させると、大入熱ＨＡＺは粗大なベイナイトが主体の組織となるだけでなく、脆化相であるマルテンサイト・オーステナイト混合相（Ｍａ

ｒｔｅｎｓｉｔｅ － Ａｕｓｔｅｎｉｔｅ ｃｏｎｓｔｉｔｕｅｎｔ、ＭＡ）の生成が促進される。ＭＡは周囲の母相よりも硬い相であり、破壊の起点となるので、ＭＡが生成するとＨＡＺ靭性が低下する。

[0008] また、大入熱ＨＡＺは高温に加熱されるため、オーステナイトの粒成長が促進され、鋼の結晶粒が粗大化し、ＨＡＺ靭性が低下する。

このように、鋼板を高強度化するために炭素当量ＣｅｑＷＥＳを高めると、大入熱ＨＡＺにはＭＡが生成した粗大なベイナイト主体の組織が形成されて靭性が低下しやすくなる。

[0009] 以上のように、強度を高める合金元素であるＭｎ及びＮｉを含有する厚鋼板の場合、大入熱ＨＡＺの靭性は、ＭＡの生成、旧オーステナイト（γ）粒径の粗大化によって著しく低下する。

しかしながら、上述した特許文献１～３では、オーステナイトの粒成長を抑制することはできるものの、その他の靭性低下の要因に対しては、対策が十分ではなかった。

特に、４０ｍｍ以上の板厚の鋼板に大入熱溶接を行った場合、溶接部の冷却速度は、０．５℃／秒以下程度となり、通常の入熱の溶接部の冷却とは大きく異なる。しかしながら、従来このような溶接条件を想定した成分設計の指針はなかった。そのため、従来の厚鋼板の成分設計の指針に基づいて、鋼板（母材）の高強度化と、大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保とを両立させることは困難であった。

[0010] 本発明は、このような実情に鑑みなされたものであり、新たな成分設計の指針を提案し、これに基づいて、母材の強度及び大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保の両立が可能となる鋼板（大入熱溶接用高強度鋼板）を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、高強度鋼板の大入熱ＨＡＺを著しく脆化させるＭＡの生成を抑制するという視点から、鋼板（母材）の高強度化と大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保とを両立させるために検討を行った。その結果、ＭＡの生成は、

鋼板に含まれるＭｎやＮｉなどの合金元素が局所的に濃化して形成されるミクロ偏析部に起因することがわかった。具体的には、ミクロ偏析部が溶接熱影響によって加熱され、冷却されると、相変態によって金属組織の一部がＭＡとなって靭性の低下の原因となることが分かった。

本発明者らがさらに検討を行った結果、鋼成分（化学組成）において、Ｍｎ含有量とＮｉ含有量との比であるＭｎ／Ｎｉを０．８０以下に制御することが、ミクロ偏析に起因するＭＡの生成の抑制に有効であり、Ｃ含有量を０．１２％以上に高めることで、さらにＭＡの生成を抑制できるという知見を得た。

また、上述の方法でＭＡの生成を抑制した上で、Ｔｉ、Ｍｇ、Ｂを活用し、炭素当量ＣｅｑＷＥＳを制御して、結晶粒の粗大化を抑制することによって、母材の強度及び大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保の両立が可能となる、という新たな知見を得た。

[0012] 本発明はこのような知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0013] ［１］本発明の一態様に係る鋼板は、化学組成が、質量％で、Ｃ　：０．０３％以上、０．１８％以下、Ｍｎ：０．５％以上、１．５％以下、Ｎｉ：１．０％以上、３．０％以下、Ａｌ：０．００１０％以上、０．０１５０％以下、Ｂ　：０．０００３％以上、０．００３０％以下、Ｔｉ：０．００５％以上、０．０２０％以下、Ｎ　：０．００１０％以上、０．０１００％以下、Ｍｇ：０．０００３％以上、０．００５０％以下、Ｏ　：０．００１０％以上、０．００４０％以下、Ｃｕ：０％以上、２．０％以下、Ｃｒ：０％以上、１．０％以下、Ｍｏ：０％以上、１．０％以下、Ｗ　：０％以上、１．０％以下、Ｃｏ：０％以上、１．０％以下、Ｎｂ：０％以上、０．１０％以下、Ｖ　：０％以上、０．１０％以下、Ｃａ：０％以上、０．００５％以下、ＲＥＭ：０％以上、０．００５％以下、Ｚｒ：０％以上、０．００５％以下を含有し、Ｓｉ：０．３０％以下、Ｐ　：０．０１５％以下、Ｓ　：０．００５％以下に制限し、残部がＦｅ及び不純物からなり、Ｍｎ含有量とＮｉ

含有量との比であるＭｎ/Ｎｉが０．８０以下であり、下記（１）式で計算される炭素当量ＣｅｑＷＥＳが０．４３％以上、０．５３％以下であり、引張強度が７８０ＭＰａ以上、９３０ＭＰａ以下であり、降伏強度が６３０ＭＰａ以上、７５０ＭＰａ以下であり、降伏比が８５％以下であり、板厚が４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下であり、表面から板厚の１／４の位置で２２５点以上のビッカース硬さを測定し、前記ビッカース硬さの、小さいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍｉｎ、大きいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍａｘとしたとき、Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５以下である。

ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４　…　（１）

ここで、（１）式中の、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは各元素の含有量［質量％］であり、含有しない元素の項には０を代入する。

［２］上記［１］に記載の鋼板では、前記化学組成が、Ｃ：０．１２％以上、０．１８％以下、を含有してもよい。

［３］上記［１］または［２］に記載の鋼板では、前記Ｈｖｍｉｎ及び前記Ｈｖｍａｘが、下記の（２）式及び（３）式を満足してもよい。

７８０≦０．２５×Ｈｖｍｉｎ＋１．０７×Ｈｖｍａｘ＋３８７≦９３０　（２）

－０．００１４６×Ｈｖｍｉｎ＋０．００２４６×Ｈｖｍａｘ＋０．６５９×Ｈｖｍｉｎ/Ｈｖmax－０．１６３≦０．８５　（３）

［４］上記［１］～［３］のいずれかに記載の鋼板では、前記化学組成が、質量％で、Ｃｕ：０．１％以上、２．０％以下、Ｃｒ：０．１％以上、１．０％以下、Ｍｏ：０．１％以上、１．０％以下、Ｗ　：０．１％以上、１．０％以下、Ｃｏ：０．１％以上、１．０％以下、Ｎｂ：０．００５％以上、０．１０％以下、Ｖ　：０．００５％以上、０．１０％以下、Ｃａ：０．０００１％以上、０．００５％以下、ＲＥＭ：０．０００１％以上、０．００５％以下、Ｚｒ：０．０００１％以上、０．００５％以下からなる群から選

択される１種又は２種以上を含有してもよい。

［５］上記［１］～［４］のいずれかに記載の鋼板では、前記表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域において、ビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０以下であってもよい。

［６］上記［１］～［５］のいずれかに記載の鋼板では、前記表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域におけるビッカース硬さの最大値Ｈｖｓと前記表面から板厚の１／４の位置におけるビッカース硬さＨｖｑとの差ΔＨｖが７０以下であってもよい。

［７］上記［１］～［６］のいずれかに記載の鋼板では、６０～１５０ｋＪ／ｍｍの入熱に相当する溶接熱サイクルを付与したときの再現ＨＡＺにおける０℃でのシャルピー吸収エネルギーが、平均１００Ｊ以上であってもよい。

発明の効果

[0014] 本発明の上記態様によれば、新たな成分設計の指針に基づく、母材の強度及び大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保の両立が可能となる鋼板（大入熱溶接用高強度鋼板）を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]熱サイクル試験の試験片形状を示す図である。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明の一実施形態に係る鋼板（本実施形態に係る鋼板）について説明する。まず、本発明を完成するに至った本発明者らの検討結果や、得られた新たな知見について詳述する。

[0017] 本実施形態に係る鋼板（以下、単に「鋼板」とも称する。）は、焼入れ性を高める合金元素であるＣ、Ｍｎ、Ｎｉを含有する。そして、本実施形態に係る鋼板は、鋼を溶製、鋳造して得られた鋼片に熱間圧延を施すことで製造される。このようにして製造される鋼板は、鋳造時の凝固によって凝固組織の界面に形成されるミクロ偏析部を有している。このミクロ偏析部のＭｎ、Ｎｉなどの合金元素の濃化は、溶接の熱影響のような短時間の加熱では解消

され難い。そのため、Ｃ、Ｍｎ、Ｎｉを含有する鋼板に大入熱溶接を適用した場合、ＨＡＺのミクロ偏析部は、加熱によってＣが濃化した残留オーステナイトとなり、冷却後に硬質のＭＡとなる。このようなＭＡは破壊の起点となってＨＡＺ靭性を低下させるので、ＨＡＺ靭性の向上には、安定なオーステナイトの残留、換言すると残留オーステナイトの生成、を抑制することが望ましい。本発明者らは、検討の結果、ＭｎはＮｉに比較して、大入熱ＨＡＺの冷却時における残留オーステナイトの分解を遅延させるという新たな知見を得た。

[0018] 上述したように、大入熱ＨＡＺにおいて、ミクロ偏析部の残留オーステナイトが分解されずに室温まで冷却されると、この残留オーステナイトがＭＡとなって、ＨＡＺの靭性が劣化する。Ｍｎは、Ｎｉと比較すると、残留オーステナイトの分解を遅延させることから、ＭＡの増加を招きやすいと考えられる。換言すると、ＮｉはＭｎよりも大入熱ＨＡＺの靭性に及ぼす悪影響が小さいと考えられる。そこで、本発明者らは、鋼中のＭｎ含有量とＮｉ含有量とのバランスに着眼し、両者の比率の適正化を図ることによって鋼の焼入れ性を高めつつＭＡの生成量を抑制できると考えた。具体的には、本発明者らは、鋼中のＭｎ含有量をＮｉ含有量で除した比であるＭｎ／Ｎｉが０．８０以下になると、大入熱溶接ＨＡＺにおけるＭＡの生成量が低減する現象を見出した。この現象は、残留オーステナイトが分解される際、すなわち残留オーステナイトがフェライトとセメンタイトとに変態する際の異相界面におけるＣ原子の分配挙動に及ぼすＭｎ原子およびＮｉ原子の分配挙動に起因すると推察される。

[0019] また、本発明者らは、大入熱溶接によって加熱された際に、ミクロ偏析部に濃化するＣ含有量が多くなるほど、冷却時における残留オーステナイトの分解が促進され、大入熱ＨＡＺにおいて、ＭＡの生成が抑制されることを見出した。このように、鋼中のＣ含有量が多いほどＨＡＺのＭＡ分率が低減する現象は、残留オーステナイトからセメンタイトを生成させる駆動力がＣによって増加することが原因であると推察される。本発明者らは、さらに検討

を進めた結果、鋼成分において、Ｍｎ／Ｎｉを０．８０以下に制限し、かつＣ含有量を０．１２％以上に高めると、ＨＡＺ冷却時におけるミクロ偏析部の残留オーステナイトの分解がさらに促進され、ミクロ偏析部におけるＭＡの生成を、さらに抑制できることがわかった。

[0020] また、大入熱溶接用高強度鋼板では、結晶粒の粗大化が大入熱ＨＡＺの靭性を劣化させる原因となる。十分な母材の強度を確保するためには、焼入れ性を高める合金元素の含有量を低減しつつ、その分の焼入れ性を補うために、微量でも顕著に焼入れ性を高めるＢを利用することが有効である。一方、ＨＡＺの結晶粒の粗大化を抑制する有効な方法の一つは、オーステナイトの粒成長を抑制する微細な粒子の利用である。本発明者らは、大入熱溶接を模擬した再現熱サイクル（溶接熱サイクル）を付与した鋼に対して、金属組織と靭性との関係を調査した。その結果、合金元素の含有量を低減しつつＢを含有させた鋼にＴｉ、Ｍｇを含有させて、ＨＡＺの硬さの上昇を抑制し、ピン止めに作用する微細なＭｇ系酸化物やＴｉＮによって結晶粒を微細化すると共に、ＭＡの生成を抑制することによって、大入熱ＨＡＺの靭性が顕著に向上し得ることを見出した。

[0021] 更に、本発明者らは、大入熱ＨＡＺの靭性の劣化を抑制するため、炭素当量ＣｅｑＷＥＳの上限を制限し、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖの含有量を制御することが有効であることを見出した。具体的には、炭素当量ＣｅｑＷＥＳを０．５３％以下に制限すれば、大入熱ＨＡＺの靭性を確保できることがわかった。炭素当量ＣｅｑＷＥＳの上限を制限することで、強度不足が懸念されるが、Ｂ及びＴｉを含有させてＢＮの生成を抑制し、固溶Ｂの焼入れ性向上効果を利用することにより、炭素当量ＣｅｑＷＥＳを制限しても、鋼板（母材）の強度を確保することができる。炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、合金元素の含有量によって下記式（１）によって求めることができる。

[0022] ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４ … （１）

[0023] ここで、（１）式中の、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは鋼板に

おける各元素の含有量［質量％］であり、含有しない元素の項には０を代入する。

[0024] 以下、本実施形態に係る鋼板について説明する。

[0025] まず、本実施形態に係る鋼板の化学組成（鋼組成）について説明する。以下の各化学組成の説明では、質量％を単に％と表記する。

[0026]（Ｃ：０．０３％以上、０．１８％以下）

Ｃは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素である。７８０ＭＰａ以上の高強度を得るため、Ｃ含有量を０．０３％以上とする。また、Ｃは、ＭＡの生成に影響を及ぼす元素である。Ｃ含有量を高めることで、大入熱ＨＡＺにおいて、残留オーステナイトの分解、すなわち、フェライトへの変態とセメンタイトの析出とが促進され、ＭＡ分率が低減して靭性の劣化が抑制される。この効果を得る場合、Ｃ含有量は、好ましくは０．１２％以上である。Ｃ含有量は、より好ましくは０．１３％以上であり、さらに好ましくは０．１４％以上である。

一方、セメンタイトの過度な生成を防止して靭性を確保するという観点から、Ｃ含有量は０．１８％以下である。Ｃ含有量は、好ましくは０．１７％以下であり、より好ましくは０．１６％以下である。

[0027]（Ｍｎ：０．５％以上、１．５％以下）

Ｍｎは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素であり、本実施形態では、Ｍｎ含有量は０．５％以上である。Ｍｎ含有量は、好ましくは０．８％以上である。一方、大入熱ＨＡＺにおけるＭＡの生成を抑制し、靭性を確保するという観点から、本実施形態では、Ｍｎ含有量は１．５％以下である。Ｍｎ含有量は、好ましくは１．４％以下であり、より好ましくは１．３％以下であり、さらに好ましくは１．２％以下である。

[0028]（Ｎｉ：１．０％以上、３．０％以下）

Ｎｉは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素であり、同時に、大入熱ＨＡＺの靭性を高める元素でもある。強度および靭性を確保するという観点から、本実施形態では、Ｎｉ含有量は１．０％以上である。Ｎｉ含有

量は、好ましくは１．２％以上であり、より好ましくは１．４％以上であり、さらに好ましくは１．５％以上である。

一方、Ｎｉは高価な元素であり、製造コストの上昇を抑制するという観点から、本実施形態では、Ｎｉ含有量は３．０％以下である。Ｎｉ含有量は、好ましくは２．５％以下であり、より好ましくは２．２％以下であり、さらに好ましくは２．０％以下である。

[0029] （Ｍｎ／Ｎｉ：０．８０以下）

Ｍｎ及びＮｉはともに鋼の高強度化に寄与する元素であるが、大入熱ＨＡＺにおいて、ＭｎはＮｉに比べてＭＡの生成を促進しやすいことから、Ｍｎ含有量はＮｉ含有量よりも少ないことが好ましい。大入熱ＨＡＺの高強度化を図りつつ靭性を確保するという観点から、本実施形態に係る鋼板において、鋼中のＭｎ含有量をＮｉ含有量で除した比であるＭｎ／Ｎｉは０．８０以下である。Ｍｎ／Ｎｉは、好ましくは０．７０以下であり、より好ましくは０．６０以下である。Ｍｎ／Ｎｉは、Ｍｎ含有量の下限をＮｉ含有量の上限で除した比を下限としてもよく、すなわち、０．１７以上であってもよい。Ｍｎ／Ｎｉは０．２０以上であってもよい。

[0030] （Ａｌ：０．００１０％以上、０．０１５０％以下）

Ａｌは、Ｍｇ及びＯと結合して、Ｍｇ系酸化物を形成する重要な元素である。０．０１～０．１μｍの微細なＭｇ系酸化物はＴｉＮの析出核となり、ＴｉＮは大入熱ＨＡＺのγ粒成長を抑制するピン止め効果を発揮する。Ｍｇ系酸化物を形成させることは、ＨＡＺ靭性を向上させる上で重要であり、効果を発現させるために、本実施形態では、Ａｌ含有量は０．００１０％以上である。Ａｌ含有量は、好ましくは０．００３０％以上である。

一方、Ａｌ系酸化物の生成を抑制し、微細なＭｇ系酸化物を構成するＯを確保するために、本実施形態では、Ａｌ含有量は０．０１５０％以下である。Ａｌ含有量は、好ましくは０．０１００％以下であり、より好ましくは０．００５０％以下である。

[0031] （Ｂ：０．０００３％以上、０．００３０％以下）

Ｂは、炭素当量ＣｅｑＷＥＳを制限しつつ、鋼の焼入れ性を確保するための重要な元素である。Ｂは、鋼中の含有量が微量であっても焼入れ性を顕著に向上させ得る元素である。上記効果を得るため、本実施形態では、Ｂ含有量は０．０００３％以上である。Ｂ含有量は、好ましくは０．０００５％以上であり、より好ましくは０．０００７％以上である。

一方、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化を抑制するという観点から、本実施形態では、Ｂ含有量は０．００３０％以下である。Ｂ含有量は、好ましくは０．００２０％以下であり、より好ましくは０．００１５％以下である。

[0032] （Ｔｉ：０．００５％以上、０．０２０％以下）

Ｔｉは、ＴｉＮを形成する元素である。微細なＴｉＮの粒子は、大入熱ＨＡＺにおいてオーステナイトの粒成長を抑制する効果、いわゆるピン止め効果を発現する。また、ＴｉＮの形成によりＮが固定され、ＢＮの生成が抑制される。したがって、Ｔｉは、固溶Ｂを確保し、Ｂの焼入れ性を安定的に発揮させるためにも有効である。大入熱ＨＡＺにおいてγ粒成長抑制効果を発現させ、かつＢの焼入れ性を安定的に発揮させるために必要とされるＴｉ含有量は０．００５％以上である。そのため、本実施形態では、Ｔｉ含有量は０．００５％以上である。Ｔｉ含有量は、好ましくは０．００７％以上である。

一方、母材及びＨＡＺの靭性の劣化や鋳片の表面品質の劣化を抑制するという観点から、本実施形態では、Ｔｉ含有量は０．０２０％以下である。Ｔｉ含有量は、好ましくは０．０１８％以下であり、より好ましくは０．０１６％以下である。

[0033] （Ｎ：０．００１０％以上、０．０１００％以下）

Ｎは、オーステナイトの粒成長（γ粒成長）をピン止め効果によって抑制する微細なＴｉＮの粒子を構成する元素である。大入熱ＨＡＺにおけるγ粒成長を抑制するために、本実施形態では、Ｎ含有量は０．００１０％以上である。Ｎ含有量は、好ましくは０．００２０％以上であり、より好ましくは

０．００２５％以上である。

一方、ＢＮの生成を抑制して焼入れ性を高め、窒化物によるＨＡＺ靭性の低下を抑制するという観点から、本実施形態では、Ｎ含有量は０．０１００％以下である。Ｎ含有量は、好ましくは０．００８０％以下であり、より好ましくは０．００６０％以下である。

[0034] （Ｍｇ：０．０００３％以上、０．００５０％以下）

Ｍｇは、ＡＩ及びＯと結合して微細なＭｇ系酸化物を形成する、重要な元素である。微細なＭｇ系酸化物は、ＴｉＮの析出核として機能し、ピン止め効果を発現する複合析出粒子を微細に分散させる。大入熱ＨＡＺの靭性を確保するために必要とされるＭｇ含有量は０．０００３％以上である。そのため、本実施形態では、Ｍｇ含有量は０．０００３％以上である。Ｍｇ含有量は、好ましくは０．０００５％以上であり、より好ましくは０．０００８％以上であり、更に好ましくは０．００１０％以上である。

一方、Ｍｇは、蒸気圧が高くて酸化力が強い非常に活性な元素であることから、必要以上に鋼中に含有させることは製造コストの上昇を招き、好ましくない。したがって、本実施形態では、Ｍｇ含有量は０．００５０％以下である。Ｍｇ含有量は、好ましくは０．００４０％以下であり、より好ましくは０．００３０％以下である。

[0035] （Ｏ：０．００１０％以上、０．００４０％以下）

Ｏは、ＭｇやＡＩなどの脱酸元素と結合して酸化物を形成する元素である。ＴｉＮの微細分散に寄与するＭｇ系酸化物を生成させるために、必要とされるＯ含有量は０．００１０％以上である。そのため、本実施形態では、Ｏ含有量は０．００１０％以上である。

一方、Ｏ含有量が０．００４０％を超えると、鋼の清浄度が低下して母材及び大入熱ＨＡＺの靭性が劣化する。したがって、本実施形態では、Ｏ含有量は０．００４０％以下である。Ｏ含有量は、好ましくは０．００３０％以下である。

[0036] （Ｓｉ：０．３０％以下）

Ｓｉは、脱酸や高強度化のために鋼に含有される元素である。一方、Ｓｉは、ＭＡの生成を促進させる元素でもある。本発明者らは、大入熱ＨＡＺのミクロ偏析部におけるＭＡの生成にＳｉが極めて大きな影響を及ぼすという知見を得ている。したがって、大入熱ＨＡＺの靭性を確保するため、Ｓｉ含有量の制限が必要であり、本実施形態では、Ｓｉ含有量は０．３０％以下である。Ｓｉ含有量は、好ましくは０．２５％以下であり、より好ましくは０．２０％以下であり、さらに好ましくは０．１５％以下である。Ｓｉ含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Ｓｉ含有量は０．０１％以上であってもよい。

[0037]（Ｐ：０．０１５％以下）

Ｐは、靭性に有害な不純物である。Ｐ含有量は、大入熱ＨＡＺの靭性を安定的に確保するために制限する必要があり、本実施形態では、０．０１５％以下である。Ｐ含有量は、好ましくは０．０１０％以下であり、より好ましくは０．００８％以下である。Ｐ含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Ｐ含有量は０．００１％以上であってもよい。

[0038]（Ｓ：０．００５％以下）

Ｓは、不純物であり、鋼中に多量に含有されると粗大な介在物を形成して靭性を低下させる場合がある。したがって、Ｓ含有量は、大入熱ＨＡＺの靭性を安定的に確保するために制限する必要があり、本実施形態では、Ｓ含有量は０．００５％以下である。Ｓ含有量は、好ましくは０．００４％以下であり、より好ましくは０．００３％以下である。Ｓ含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Ｓ含有量は０．０００１％以上であってもよい。Ｓ含有量は０．００１％以上であってもよい。

[0039]（炭素当量ＣｅｑＷＥＳ：０．４３％以上、０．５３％以下）

炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、鋼板（母材）の強度及びＨＡＺの硬さに影響を及ぼす焼入れ性の指標である。母材の強度を確保するために、本実施形態では、炭素当量ＣｅｑＷＥＳは０．４３％以上である。炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、好ましくは０．４４％以上であり、より好ましくは０．４５％以上であ

る。

一方、大入熱ＨＡＺの靭性を確保するという観点から、本実施形態では、炭素当量ＣｅｑＷＥＳは０．５３％以下である。炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、好ましくは０．５２％以下であり、より好ましくは０．５１％以下である。

炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、合金元素の含有量によって下記の（１）式で計算される。

[0040] ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４ … （１）

[0041] ここで、（１）式中の、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは、鋼板中の各元素の含有量［質量％］であり、含有しない元素の項には０を代入する。

[0042] 本実施形態に係る鋼板の化学組成の残部は、鉄（Ｆｅ）及び不純物である。不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料やその他の要因により混入する成分であって、本実施形態に係る鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。ただし、不純物のうち、Ｐ及びＳについては上述のように含有量の上限が制限される。

[0043] 本実施形態に係る鋼板には、鋼板（母材）の強度や靭性を向上させるため、必要に応じて、下記に示す選択元素、Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｗ、Ｃｏ、Ｎｂ、Ｖからなる群から選択される１種又は２種以上、を含有させてもよい。

[0044] （Ｃｕ：０％以上、２．０％以下）

Ｃｕは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｃｕ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｃｕは、溶接性やＨＡＺの靭性に対する悪影響が小さく、母材の強度や靭性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｃｕ含有量は０．１％以上であってもよい。ただし、鋼板の熱間圧延時におけるＣｕクラックの発生抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｃｕ含有量は、２．０％以下である。Ｃｕ含有量は、好ましくは１．０％以下であり、より好ましくは０．７％以下であり、さらに好ましくは０．５％以

下である。

[0045] （Ｃｒ：０％以上、１．０％以下）

Ｃｒは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｃｒ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｃｒは、母材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｃｒ含有量は０．１％以上であってもよい。Ｃｒ含有量は、好ましくは０．２％以上であり、より好ましくは０．３％以上である。ただし、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｃｒ含有量は１．０％以下である。Ｃｒ含有量は、好ましくは０．８％以下であり、より好ましくは０．５％以下である。

[0046] （Ｍｏ：０％以上、１．０％以下）

Ｍｏは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｍｏ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｍｏは、母材の強度及び靭性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｍｏ含有量は０．１％以上であってもよい。Ｍｏ含有量は、好ましくは０．２％以上であり、より好ましくは０．３％以上である。ただし、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化抑制、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｍｏ含有量は１．０％以下である。Ｍｏ含有量は、好ましくは０．５％以下である。

[0047] （Ｗ：０％以上、１．０％以下）

Ｗは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｗ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｗは、母材の強度及び靭性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｗ含有量は０．１％以上であってもよい。Ｗ含有量は、好ましくは０．２％以上であり、より好ましくは０．３％以上である。ただし、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化抑制、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｗ含有量は１．０％以下である。Ｗ含有量は、好ましくは０．５％以下である。

[0048] （Ｃｏ：０％以上、１．０％以下）

Ｃｏは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｃｏ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｃｏは、溶接性やＨＡＺの靭性に対する悪影響が小さく、母材の強度や靭性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｃｏ含有量は０．１％以上であってもよい。ただし、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｃｏ含有量は１．０％以下である。Ｃｏ含有量は、好ましくは０．５％以下である。

[0049] （Ｎｂ：０％以上、０．１０％以下）

Ｎｂは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｎｂ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｎｂは、母材の強度、靭性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｎｂ含有量は０．００５％以上であってもよい。ただし、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｎｂ含有量は０．１０％以下である。Ｎｂ含有量は、好ましくは０．０５％以下であり、より好ましくは０．０３％以下である。

[0050] （Ｖ：０％以上、０．１０％以下）

Ｖは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。Ｖ含有量の下限値は限定されず、０％であってもよい。

一方、Ｖは、母材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Ｖ含有量は０．００５％以上であってもよい。ただし、大入熱ＨＡＺの靭性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｖ含有量は０．１０％以下である。Ｖ含有量は、好ましくは０．０８％以下であり、より好ましくは０．０６％以下である。

[0051] さらに、本実施形態に係る鋼板は、介在物の形態を制御するため、必要に応じて、下記に示す選択元素Ｃａ、ＲＥＭ、Ｚｒからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。

[0052] （Ｃａ：０％以上、０．００５％以下）

Ｃａは、酸化物、硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及びＨＡＺの靭性を高める元素である。そのため、本実施形態では、Ｃａ含有量は０．０００１％以上であってもよい。好ましくは０．００１％以上である。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがあるＣａ系介在物の増加を抑制するという観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｃａ含有量は０．００５％以下である。Ｃａ含有量は、好ましくは０．００４％以下である。Ｃａ含有量は０％であってもよい。

[0053] （ＲＥＭ：０％以上、０．００５％以下）

ＲＥＭ（希土類元素）とは、Ｓｃ、Ｙの２元素と、Ｌａ、ＣｅやＮｄなどのランタノイド１５元素の総称を意味する。本実施形態でいうＲＥＭとは、これら希土類元素から選択される１種以上で構成されるものであり、以下に説明するＲＥＭ含有量とは、希土類元素の含有量の合計量である。

[0054] ＲＥＭは、Ｃａと同様に、酸化物、硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及びＨＡＺの靭性を高める元素である。そのため、本実施形態では、ＲＥＭ含有量は０．０００１％以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがあるＲＥＭ系介在物の増加を抑制するという観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、ＲＥＭ含有量は０．００５％以下である。ＲＥＭ含有量は、好ましくは０．００３％以下である。ＲＥＭ含有量は０％であってもよい。

[0055] （Ｚｒ：０％以上、０．００５％以下）

Ｚｒは、ＣａやＲＥＭと同様に、酸化物、硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及びＨＡＺの靭性を高める元素である。そのため、本実施形態では、Ｚｒ含有量は０．０００１％以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがあるＺｒ系介在物の増加を抑制するという観点から、本実施形態では、含有させる場合でも、Ｚｒ含有量は０．００５％以下である。Ｚｒ含有量は、好ましくは０．００３％以下である。Ｚｒ含有量は０％であってもよい。

[0056] 引張強度：７８０ＭＰａ以上、９３０ＭＰａ以下

降伏強度：６３０ＭＰａ以上、７５０ＭＰａ以下

降伏比：８５％以下

板厚：４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下

建築物の大型化、建造の高能率化、安全性の向上に伴い、溶接構造物用の厚鋼板に対する要求が高度化している。本実施形態に係る鋼板は、これらの要求に応えるため、板厚は４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下、降伏強度は６３０ＭＰａ以上、７５０ＭＰａ以下、引張強度は７８０ＭＰａ以上、９３０ＭＰａ以下とする。また、耐震性の観点から、本実施形態に係る鋼板の降伏比は８５％以下である。降伏比の下限は限定されず、例えば、降伏比は７０％以上であってもよい。更に、建造の高能率化、耐震性の観点から、大入熱溶接部のＨＡＺにおけるシャルピー吸収エネルギー（試験温度０℃）の平均値が７０Ｊ以上であることが好ましい。大入熱溶接とは、例えば、エレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接が挙げられる。

より好ましくは、入熱を６０～１５０ｋＪ／ｍｍとした大入熱溶接のＨＡＺにおける０℃でのシャルピー吸収エネルギーが、平均１００Ｊ以上であることが好ましい。ただし、通常、入熱は板厚に応じて決定される。

[0057] ある入熱で溶接を行った場合のＨＡＺのシャルピー吸収エネルギーは、その入熱に相当する熱履歴を与える熱サイクル試験によって評価することができる。

[0058] また、本実施形態に係る鋼板では、表面から板厚の１／４の位置で２２５点以上のビッカース硬さをマイクロビッカース硬さ試験で測定し、前記ビッカース硬さの、小さいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍｉｎ、大きいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍａｘとしたとき、Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５以下である。

Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５以下であると、降伏比８５％以下を満足しやすくなる。一方、Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５超になると、降伏比８５％以下を満たしにくくなるので好ましくない。

[0059] Ｈｖｍｉｎ、Ｈｖｍａｘは、以下のように得る。

鋼板のＬ断面（圧延方向に並行、板厚面）を機械研磨し、表面から板厚方向に鋼板の板厚の１／４の位置を中心とし、３０μｍ間隔で、各列１５点ずつを１５列、合計２２５点、またはそれ以上の点について、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４：２００９に準拠したビッカース硬さ（測定荷重１０ｇｆ）を測定する。

Ｈｖｍｉｎは、得られたビッカース硬さの値を小さいほうから順に並べ、小さい方から全測定点数の２０％までの測定点の硬さの値（例えば５００点測定した場合には、小さい方から順に１～１００番目までのビッカース硬さ）を平均することで得る。

また、Ｈｖｍａｘは、大きい方から全測定点数の２０％までの測定点の硬さの値を平均することで得る。

[0060] 本実施形態に係る鋼板では、ＨｖｍｉｎとＨｖｍａｘとが、下記の（２）式及び（３）式を満足する、ことが好ましい。

７８０≦０．２５×Ｈｖｍｉｎ＋１．０７×Ｈｖｍａｘ＋３８７≦９３０　（２）

－０．００１４６×Ｈｖｍｉｎ＋０．００２４６×Ｈｖｍａｘ＋０．６５９×Ｈｖｍｉｎ/Ｈｖmax－０．１６３≦０．８５　（３）

ＨｖｍｉｎとＨｖｍａｘとが上記関係を満たすことは、本実施形態に係る鋼板の化学組成を前提とすれば、金属組織がマルテンサイト（または焼き戻しマルテンサイト）とベイナイトとで構成されていることを示している。ＨｖｍｉｎとＨｖｍａｘとが上記関係を満たす場合、母材の引張強度、降伏強度、降伏比が上述した範囲を満足しやすくなる。

[0061] 鋼板表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域において、ビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０以下

本実施形態に係る鋼板は、鋼板表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域（表層領域と呼称する場合がある）において、ビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０以下であることが好ましい。表層領域のビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０超である場合、曲げ応力や引張応力が加わった際に亀裂

が生じ易くなるためである。

[0062] 鋼板表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域におけるビッカース硬さの最大値Ｈｖｓと鋼板１／４厚位置（表面から鋼板の板厚の１／４の位置）におけるビッカース硬さＨｖｑとの差ΔＨｖが７０以下

本実施形態に係る鋼板は、表層領域でのビッカース硬さの最大値Ｈｖｓと鋼板１／４厚位置におけるビッカース硬さＨｖｑとの差ΔＨｖが７０以下であることが好ましい。ΔＨｖが７０超であると、表層領域のビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０を超える、または、鋼板の引張強度、降伏強度が規定を満足しなくなるおそれがある。

[0063] 表層領域のビッカース硬さＨｖｓは、鋼板のＬ断面（圧延方向に並行、板厚面）を機械研磨し、鋼板表面から板厚方向に３ｍｍ以内の位置において、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４：２００９に準拠したビッカース硬さ（測定荷重１０ｋｇｆ）を３点測定し、その平均値を求める。

また、鋼板１／４厚位置（表面から板厚の１／４の位置）におけるビッカース硬さＨｖｑは、鋼板のＬ断面（圧延方向に並行、板厚面）を機械研磨し、表面から板厚方向に鋼板の板厚の１／４の位置において、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４：２００９に準拠したビッカース硬さ（測定荷重１０ｋｇｆ）を３点測定し、その平均値とする。

硬さ差ΔＨｖは、上記の方法で得られたＨｖｓとＨｖｑとから、下記（７）式にて計算される。

$$\Delta Hv = Hvs - Hvq \quad \cdots (7)$$

[0064] 本実施形態に係る鋼板は、上述の通り、４０ｍｍ以上の板厚であっても、７８０ＭＰａ以上の高い引張強度を示す。そのため、高強度で厚手の厚鋼板が必要とされる用途に好適である。また、本実施形態に係る鋼板は、大入熱溶接ＨＡＺ靭性に優れる。そのため、特に、溶接施工能率の高い大入熱溶接が施され、ＨＡＺの靭性に対する要求レベルが高い用途に好適である。

したがって、本実施形態に係る鋼板は、建築鉄骨用の四面ボックス柱など、ダイアフラム溶接（エレクトロスラグ溶接）が施され、ＨＡＺの靭性が要

求される高強度厚鋼板に好適である。

[0065] 次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法を説明する。

[0066] 本実施形態に係る鋼板は、鋼を溶製し、鋳造して鋼片を製造し、得られた鋼片に熱間圧延を施して製造される。鋼片の製造方法は限定されず、公知の方法で製造すればよい。例えば、鋼片は、転炉、電気炉等の通常の精錬プロセスで溶製した後、連続鋳造法、造塊－分塊法等の方法で製造される。

鋼片は、鋼の溶製及び鋳造によって製造された後、そのまま熱間圧延を施されてもよい。ただし、後述するように、鋼片は、好ましくは、鋳造後に冷却され、Ac_3以上の温度に再加熱されて、熱間圧延を施される。

また、鋼片は、熱間圧延を施された後、そのまま水冷等の制御冷却を施されるか、又は空冷された後、熱処理を施されてもよい。

[0067] 以下、本実施形態に係る鋼板の好ましい製造条件について説明する。

[0068] 上述した化学組成から構成され、連続鋳造法によって製造された厚み２００ｍｍ以上の鋼片は、一旦、４００℃以下に冷却される。その後、鋼片は、９００℃以上、１２５０℃以下の温度域に加熱され、熱間圧延を施されて、板厚が４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下の鋼板が製造される。鋼板は、必要に応じて各種の熱処理が施される。

[0069] 連続鋳造後の鋼片は、４００℃以下に冷却されずにホットチャージで加熱炉に装入されると、鋳造時に生成した粗大なγ組織が加熱後の鋼片にも残存し、鋼板の組織が十分に微細化せず低温靭性が劣化する場合がある。そのため、連続鋳造後の鋼片は、一旦、４００℃以下まで冷却されることが好ましい。

[0070] 鋼片の加熱温度は、鋳造後の鋼片に析出したＢＮを溶体化し、熱間圧延におけるＴｉＮの形成を促進するために、好ましくは９００℃以上である。加熱された鋼片中のＮは、熱間圧延時にＴｉＮを形成し、ＢＮの生成が抑制される。その結果、鋼板において、鋼の焼入れ性を向上させる固溶Ｂ及び粒成長を抑制するＴｉＮが十分に確保される。

一方、鋼片の加熱温度は、γ粒の粗大化を抑制によって、熱間圧延後の金

属組織を微細化させて、低温靭性の劣化を抑制するという観点から、１２５０℃以下であることが好ましい。加熱温度は、より好ましくは１２００℃以下である。

[0071] 熱間圧延後に直接焼入れする場合は、熱間圧延の終了温度（仕上げ温度）は、オーステナイト（γ）単相域、すなわちフェライト変態が開始するAr_3変態点以上であることが好ましい。このとき、熱間圧延終了時に鋼板の表層部の温度がオーステナイト（γ）／フェライト（α）の二相域であっても、板厚方向中心部の温度がγ単相域であれば問題はない。熱間圧延の終了温度は、７５０℃以上であってもよい。熱間圧延の終了温度は、金属組織の微細化とういう観点から、好ましくは９００℃以下である。本実施形態においては、Ar_3変態点は以下の（４）式によって求めることができる。

[0072] Ar_3変態点＝８６８－３９６×Ｃ＋２４．６×Ｓｉ－６８．１×Ｍｎ－３６．１×Ｎｉ－２０．７×Ｃｕ－２４．８×Ｃｒ＋２９．１×Ｍｏ … （４）

[0073] ここで、上記（４）式中のＣ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏは質量％で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には０を代入する。

[0074] 熱間圧延後に直接焼入れする場合は、熱間圧延をγ単相域で終え、鋼板の材質を調整するために、引き続き、水冷が施される。

一方、熱間圧延後に空冷される場合、鋼板は、γ単相域への再加熱とこれに続く焼入れ（γ再加熱焼入れ）が施される。

[0075] また、熱間圧延後、直接焼入れまたはγ再加熱焼入れが施された鋼板は、材質を調整するために、各種の熱処理が施される。具体的には、これらの焼入れ処理（直接焼入れまたはγ再加熱焼入れ）が施された鋼板は、降伏比を低下させるために、オーステナイト（γ）とフェライト（α）とが共存する二相域への再加熱とこれに続く焼入れ（二相域焼入れ）が施される。ここで二相域とはAc_1変態点以上Ac_3変態点未満であり、Ac_1変態点及びAc_3変態点は、それぞれ、以下の（５）式及び（６）式によって求めることがで

きる。

しかしながら、Ac_1変態点直上では大部分がフェライト（α）相で、Ac_3変態点直下では大部分がオーステナイト（γ）相であり、実質的には二相域とは言えない。したがって、二相域焼入れの効果を得る場合、本実施形態に係る鋼板の化学組成の範囲では、再加熱温度は、７３０～８１０℃とする。再加熱温度は、７５０～８１０℃であることが好ましい。

[0076] Ac_1変態点＝７５０．８－２６．６×Ｃ＋１７．６×Ｓｉ－１１．６×Ｍｎ－２２．９×Ｃｕ－２３．０×Ｎｉ＋２４．１×Ｃｒ＋２２．５×Ｍｏ－３９．７×Ｖ－５．７×Ｔｉ＋２３２．４×Ｎｂ－１６９．４×Ａｌ－８９４．７×Ｂ　…　（５）

Ac_3変態点＝９１０－２０３×$\sqrt{C}$＋４４．７×Ｓｉ－３０×Ｍｎ－４００×Ａｌ－１５．２×Ｎｉ＋１０４×Ｖ＋３１．５×Ｍｏ＋１３．１×Ｗ＋１１×Ｃｒ＋２０×Ｃｕ－７００×Ｐ－４００×Ｔｉ　…　（６）

[0077] ここで、上記（５）式及び（６）式中のＣ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｔｉ、Ｎｂ、Ａｌ、Ｂ、Ｗ、Ｐは、質量％で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には０を代入する。

[0078] さらに、鋼板の強度、降伏比、靭性を最終的に調整するために、鋼板は、焼戻しが施される。焼戻し条件は、目標とする強度、降伏比、靭性に応じて適宜選択すればよいが（例えば３００～６００℃）、Ｈｖｍｉｎ、Ｈｖｍａｘ、Ｈｖｓ、ΔＨｖ等を上述した好ましい範囲とする場合、焼戻し温度は３５０℃以上、６００℃以下であることが好ましい。

[0079] ここで、上述した熱間圧延の仕上げ温度、γ再加熱焼入れ温度、二相域焼入れ時の加熱温度、および焼戻し温度はすべて、板厚方向中心部での温度を指す。板厚方向中心部の温度は、放射温度計で測定した鋼板表面の温度から、伝熱計算によって求めることができる。

[0080] 以上の製造方法（直接焼入れまたはγ再加熱焼入れ＋二相域焼入れ＋焼戻しを含む製造方法）によって本実施形態に係る鋼板を製造することができる。

[0081] 本実施形態に係る鋼板は、エレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接など、溶接入熱量が６０ｋＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接が施されても、良好なＨＡＺ靭性が確保される。

[0082] また、本実施形態に係る大入熱高強度鋼板は、降伏強度が６３０ＭＰａ以上であり、大入熱溶接部（例えば、エレクトロスラグ溶接部）のＨＡＺにおけるシャルピー吸収エネルギー（試験温度０℃）の平均値が７０Ｊ以上となる。そのため、本実施形態に係る鋼板は建築鉄骨に好適であり、本実施形態に係る鋼板によって、建築物の高層化や大スパン化の進行を促進させることができ、さらに建設効率と耐震安全性を高めることができる。

実施例

[0083] 以下に本発明の実施例を示す。ただし、以下に示す実施例は本発明の一例であり、本発明は以下に説明する実施例に制限されるものではない。

[0084] 転炉による鋼の溶製、連続鋳造によって製造された鋼片の厚さは３００ｍｍであった。鋼片は、連続鋳造後、室温まで冷却され、１０００℃以上、１２００℃以下の温度範囲内に再加熱され、熱間圧延が施された。熱間圧延の仕上げ温度は、７５０℃以上、９００℃以下であった。熱間圧延後の鋼板に直接焼入れ（水冷）が施される場合は、熱間圧延の仕上げ温度は、γ単相域（$Ａｒ_3$変態点以上）であった。

次に、熱間圧延後の鋼板は、表３、表４に示す条件にて熱処理が施された。表３及び表４において、「γ再加熱焼入れ温度」とは、熱間圧延後に空冷された鋼板に、γ再加熱焼入れが施された場合の加熱温度であった。一方、「二相域焼入れ温度」とは、熱間圧延後に直接焼入れまたはγ再加熱焼入れが施され、更に、二相域焼入れが施された場合の加熱温度であった。

このようにして製造された厚鋼板から試料が採取され、化学分析が行われた。各厚鋼板の化学組成は表１及び表２に示されており、板厚は表５及び６に示されている。表１及び表２に示されている炭素当量ＣｅｑＷＥＳは、下記（１）式により求めた。

上記の温度は、いずれも板厚方向中心部での温度である。

表１～６において、下線は、本発明範囲外であることを示す。

[0085] ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４ … （１）

[0086] ここで、（１）式中の、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは各元素の含有量［質量％］であり、含有しない（表中空欄の）元素の項には０を代入した。

[0087]

[表1]

符号	化学成分(質量%):残部Feおよび不純物																						CeqIWES	Mn/Ni
	C	Mn	Ni	Al	B	Ti	N	Mg	O	Si	P	S	Cu	Cr	Mo	W	Co	Nb	V	Ca	REM	Zr		
A1	0.14	1.1	1.6	0.0012	0.0011	0.005	0.0034	0.0030	0.0032	0.06	0.004	0.003	0.3	0.3	0.1				0.03				0.45	0.69
A2	0.15	1.4	2.6	0.0020	0.0014	0.009	0.0052	0.0021	0.0010	0.05	0.006									0.002			0.45	0.54
A3	0.14	0.5	3.0	0.0103	0.0019	0.015	0.0054	0.0011	0.0011	0.13	0.009	0.003		0.4	0.3								0.46	0.17
A4	0.17	1.0	1.3	0.0090	0.0008	0.012	0.0039	0.0015	0.0032	0.11	0.012	0.004		0.2	0.1			0.01					0.44	0.77
A5	0.14	1.1	1.8	0.0039	0.0011	0.013	0.0044	0.0019	0.0032	0.24	0.011			0.5	0.2		0.3						0.53	0.61
A6	0.15	1.0	2.1	0.0031	0.0029	0.014	0.0053	0.0026	0.0018	0.05	0.003	0.005		0.6				0.04			0.003		0.49	0.48
A7	0.17	0.8	2.5	0.0053	0.0030	0.016	0.0081	0.0025	0.0021	0.09	0.005	0.003	0.5	0.1	0.2								0.44	0.32
A8	0.17	0.8	2.6	0.0071	0.0013	0.018	0.0072	0.0015	0.0012	0.06	0.006	0.002			0.3				0.07			0.002	0.45	0.31
A9	0.18	1.0	1.9	0.0132	0.0004	0.015	0.0031	0.0031	0.0029	0.29	0.008				0.4			0.02		0.003			0.51	0.53
A10	0.15	1.4	1.9	0.0010	0.0017	0.016	0.0059	0.0003	0.0031	0.10	0.010	0.001											0.44	0.74
A11	0.15	1.0	1.4	0.0024	0.0014	0.007	0.0020	0.0032	0.0019	0.09	0.002	0.003			0.5		0.5						0.48	0.71
A12	0.12	0.8	2.0	0.0026	0.0020	0.011	0.0052	0.0030	0.0035	0.03	0.006	0.002	0.2	0.3	0.3			0.01		0.001			0.44	0.40
A13	0.15	0.6	1.6	0.0033	0.0024	0.012	0.0043	0.0026	0.0034	0.06	0.004	0.002		0.7					0.04	0.002			0.44	0.38
A14	0.18	0.5	1.5	0.0044	0.0014	0.010	0.0041	0.0009	0.0029	0.05	0.008	0.001	0.5	0.4	0.5				0.02	0.002			0.51	0.33
A15	0.15	0.9	1.8	0.0046	0.0008	0.013	0.0046	0.0008	0.0027	0.04	0.010	0.001		0.4	0.2			0.01		0.002			0.48	0.50
A16	0.13	1.0	2.2	0.0051	0.0009	0.011	0.0057	0.0016	0.0025	0.02	0.009	0.002	0.4		0.4				0.03	0.003			0.45	0.45
A17	0.16	0.6	2.4	0.0024	0.0013	0.011	0.0045	0.0030	0.0034	0.16	0.008	0.003		0.3	0.4				0.04	0.001			0.49	0.25
A18	0.16	0.7	1.2	0.0038	0.0021	0.010	0.0045	0.0037	0.0022	0.17	0.009	0.001	0.6	0.6				0.01	0.03	0.002			0.44	0.58
A19	0.15	0.8	1.6	0.0057	0.0008	0.012	0.0039	0.0038	0.0026	0.16	0.010	0.002		0.4	0.3					0.003			0.49	0.50
A20	0.04	1.3	2.5	0.0035	0.0012	0.013	0.0067	0.0027	0.0024	0.15	0.006	0.003	0.2	0.6				0.01		0.003			0.45	0.52
A21	0.06	1.2	2.4	0.0054	0.0014	0.011	0.0055	0.0033	0.0019	0.17	0.004	0.002			0.5			0.01		0.002			0.45	0.50
A22	0.08	1.3	1.9	0.0034	0.0008	0.010	0.0048	0.0016	0.0031	0.05	0.008	0.004	0.4	0.2	0.3					0.002			0.46	0.68
A23	0.11	0.9	1.2	0.0036	0.0007	0.010	0.0044	0.0028	0.0024	0.08	0.009	0.001		0.1	0.6			0.01		0.003			0.46	0.75
A24	0.16	1.3	1.9	0.0090	0.0026	0.012	0.0039	0.0015	0.0032	0.11	0.012	0.004		0.2	0.2			0.01					0.52	0.68
A25	0.13	0.9	1.9	0.0039	0.0008	0.013	0.0044	0.0019	0.0032	0.24	0.011			0.4	0.1		0.2						0.44	0.47
A26	0.16	0.8	2.2	0.0031	0.0006	0.014	0.0053	0.0026	0.0018	0.05	0.003	0.005		0.4				0.03			0.003		0.43	0.36
A27	0.15	1.0	2.1	0.0031	0.0029	0.014	0.0053	0.0026	0.0018	0.05	0.003	0.005		0.6		0.2		0.04			0.003		0.49	0.48
A28	0.08	1.3	1.9	0.0034	0.0008	0.010	0.0048	0.0016	0.0031	0.05	0.008	0.004	0.4	0.2	0.3	0.4				0.002			0.46	0.68

空欄は元素の含有量が検出限界未満であることを意味する。

[0088]

[表2]

符号	化学成分(質量%):残部Feおよび不純物																					CeqWES	Mn/Ni
	C	Mn	Ni	Al	B	Ti	N	Mg	O	Si	P	S	Cu	Cr	Mo	W	Co	Nb	V	Ca	REM	Zr	
B1	0.19	1.1	1.4	0.0011	0.0013	0.010	0.0049	0.0022	0.0024	0.04	0.005	0.001	0.3		0.3				0.03				0.49	0.79
B2	0.14	1.6	2.5	0.0132	0.0014	0.012	0.0033	0.0007	0.0034	0.05	0.005		0.3		0.2				0.04	0.003	0.001		0.52	0.64
B3	0.15	0.5	0.9	0.0124	0.0022	0.013	0.0056	0.0009	0.0022	0.16	0.010	0.002		0.5	0.3								0.44	0.56
B4	0.17	0.8	1.0	0.0009	0.0005	0.010	0.0032	0.0016	0.0031	0.09	0.009	0.004		0.3	0.2				0.05				0.45	0.80
B5	0.13	0.7	1.9	0.0311	0.0021	0.013	0.0059	0.0026	0.0011	0.11	0.012	0.003	0.8	0.4	0.3	0.4		0.02		0.002			0.45	0.37
B6	0.16	1.3	2.1	0.0037	0.0031	0.015	0.0044	0.0017	0.0033	0.27	0.011				0.3		0.5						0.52	0.62
B7	0.14	0.7	1.5	0.0034	0.0027	0.004	0.0073	0.0024	0.0019	0.06	0.006	0.004		0.4	0.5						0.003		0.50	0.47
B8	0.13	1.0	2.9	0.0048	0.0030	0.021	0.0048	0.0026	0.0014	0.12	0.005	0.005	0.4	0.2	0.1			0.03		0.002			0.44	0.34
B9	0.16	0.7	2.4	0.0073	0.0016	0.017	0.0009	0.0013	0.0012	0.07	0.004	0.002		0.1	0.3				0.10			0.003	0.44	0.29
B10	0.17	0.8	1.5	0.0121	0.0003	0.014	0.0041	0.0002	0.0010	0.29	0.008	0.001		0.6	0.1					0.003			0.50	0.53
B11	0.13	0.4	1.9	0.0025	0.0013	0.014	0.0039	0.0016	0.0016	0.04	0.005	0.002	0.3	0.5	0.4				0.05	0.002			0.45	0.21
B12	0.15	1.1	1.8	0.0024	0.0013	0.011	0.0145	0.0022	0.0022	0.02	0.005	0.001		0.4						0.002			0.46	0.61
B13	0.14	0.6	2.2	0.0023	0.0016	0.010	0.0034	0.0020	0.0054	0.03	0.006	0.001		0.3	0.6				0.02	0.003			0.51	0.27
B14	0.15	0.8	2.4	0.0035	0.0014	0.010	0.0040	0.0016	0.0021	0.36	0.006	0.002	0.3		0.5					0.002			0.48	0.33
B15	0.15	0.9	2.0	0.0037	0.0010	0.012	0.0044	0.0026	0.0026	0.05	0.016	0.002		0.4	0.3				0.03	0.003			0.51	0.45
B16	0.13	1.0	2.5	0.0026	0.0016	0.013	0.0042	0.0024	0.0018	0.10	0.008	0.006		0.5	0.2				0.03	0.002			0.52	0.40
B17	0.16	1.4	1.3	0.0027	0.0012	0.010	0.0041	0.0021	0.0024	0.08	0.006	0.002	0.2		0.1				0.04	0.003			0.46	1.08
B18	0.02	1.2	2.6	0.0010	0.0016	0.010	0.0044	0.0021	0.0018	0.03	0.008	0.003	0.3	0.6	0.4			0.01		0.002			0.51	0.46
B19	0.14	0.9	2.3	0.0024	0.0015	0.011	0.0045	0.0021	0.0018	0.03	0.006	0.001	0.2	0.4	0.3			0.01	0.03	0.002			0.51	0.39
B20	0.15	1.4	2.6	0.0020	0.0014	0.009	0.0052	0.0021	0.0010	0.05	0.006									0.002			0.45	0.54
B21	0.16	1.3	2.0	0.0026	0.0028	0.012	0.0050	0.0023	0.0020	0.12	0.008	0.001		0.2	0.2			0.01	0.02	0.002			0.52	0.65

空欄は元素の含有量が検出限界未満であることを意味する。

[0089]

[表3]

符号	熱間圧延後の熱処理条件			
	熱間圧延後冷却	γ再加熱焼入れ温度(℃)	γ/α再加熱焼入れ温度(℃)	焼戻し温度(℃)
A1	水冷	−	760	490
A2	空冷	900	730	460
A3	水冷	−	750	420
A4	空冷	930	750	530
A5	水冷	−	770	490
A6	空冷	900	760	390
A7	水冷	−	760	440
A8	空冷	880	750	430
A9	空冷	930	750	410
A10	空冷	880	740	570
A11	水冷	−	780	540
A12	空冷	900	780	480
A13	水冷	−	780	460
A14	空冷	900	790	440
A15	水冷	−	760	460
A16	空冷	900	770	500
A17	水冷	−	780	480
A18	空冷	900	790	480
A19	水冷	−	780	490
A20	空冷	890	780	470
A21	水冷	−	780	510
A22	空冷	920	770	500
A23	水冷	−	760	500
A24	空冷	920	750	300
A25	空冷	910	730	420
A26	空冷	900	760	300
A27	空冷	900	760	390
A28	空冷	920	770	500

[0090]

[表4]

符号	熱間圧延後の熱処理条件			
	熱間圧延後冷却	γ再加熱焼入れ温度(℃)	γ/α再加熱焼入れ温度(℃)	焼戻し温度(℃)
B1	空冷	900	760	380
B2	空冷	880	740	580
B3	水冷	-	780	550
B4	水冷	-	770	490
B5	空冷	930	780	420
B6	空冷	950	750	470
B7	空冷	900	790	380
B8	水冷	-	750	450
B9	空冷	880	760	440
B10	空冷	930	770	420
B11	空冷	910	800	490
B12	水冷	-	760	400
B13	空冷	910	770	450
B14	水冷	-	780	440
B15	空冷	900	760	420
B16	水冷	-	760	400
B17	空冷	900	750	430
B18	水冷	-	800	480
B19	空冷	910	-	420
B20	空冷	910	700	440
B21	空冷	910	750	-

[0091] ＜母材の機械的性質＞

また、製造された厚鋼板について、母材の機械的性質の評価が行われた。

母材の機械的性質の評価、すなわち、引張試験及びシャルピー衝撃試験に用いた試験片は、厚鋼板の表面から板厚の１／４の位置から採取された。

引張試験は、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１に準拠し、２本の試験片を用いて室温で行われた。ＹＳ（０．２％降伏強度）及びＴＳ（引張強度）は、それぞれ、２本の試験片の平均値である。ＹＲ（降伏比）は、ＴＳに対するＹＳの割合であり、百分率、すなわち、１００×（ＹＳ／ＴＳ）で表される。ＹＲ（降伏比）の単位は％である。

シャルピー衝撃試験は、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２：２０１８に準拠し、３本

のＶノッチ試験片を用いて行われ、吸収エネルギーが測定された。試験温度は０℃である。母材の吸収エネルギー（KV_2（０℃））は、このようにして測定された３本の試験片の吸収エネルギーの平均値（相加平均）である。

[0092] また、Ｈｖｓ、Ｈｖｑ、ΔＨｖ、Ｈｖｍｉｎ、Ｈｖｍａｘを上述の方法で得た。

[0093] ＜熱サイクル試験＞

また、製造された厚鋼板に対し、大入熱ＨＡＺの靭性を評価するため、熱サイクル試験が行われた。

熱サイクル試験では、厚鋼板から採取した図１の形状の試験片（表中の数字の単位はｍｍ）に対し、エレクトロスラグ溶接したときに溶融線（Ｆｕｓｉｏｎ　Ｌｉｎｅ：ＦＬ）から母材側１ｍｍの領域（ＦＬ＋１ｍｍ）が受ける熱履歴を模擬した熱サイクル（溶接熱サイクル）を付与し、大入熱ＨＡＺ組織を模した組織を得た。具体的には、熱履歴として、室温から１４００℃まで１０℃／ｓの平均加熱速度で昇温したのち、１４００℃で６０ｓ保持し、その後、１０００℃までの平均冷却速度が３℃／ｓ、１０００℃から室温までの平均冷却速度が０．５℃／ｓとなるように冷却した。

その後、熱サイクルを付与した試験片からシャルピー衝撃試験用の試験片が採取され、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２：２０１８に準拠し、０℃及び－２０℃での吸収エネルギーが測定された。

表５及び表６には、厚鋼板の板厚、母材の機械的性質、熱サイクル試験での相当入熱量、ＨＡＺ靭性が示される。KV_2（０℃）およびKV_2（－２０℃）は、それぞれ、０℃での吸収エネルギーおよび－２０℃での吸収エネルギーであり、それぞれの温度で測定された３本の試験片の吸収エネルギーの平均値（相加平均）である。

[0094]

[表5]

符号	板厚 (mm)	母材の機械的性質											熱サイクル	再現HAZ靭性 (シャルピー吸収エネルギー)		備考
		YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	KV_2 (0℃) (J)	Hvs (Hv)	Hvq (Hv)	ΔHv (Hv)	Hvmin (Hv)	Hvmax (Hv)	Hvmin/ Hvmax (-)	(2) 式	(3) 式	相当 入熱量 (kJ/mm)	KV_2(0℃) (J)	KV_2(-20℃) (J)	
A1	100	652	844	77	199	307	291	16	276	340	0.81	820	0.81	150	119	50	本発明例
A2	100	649	793	82	258	302	283	19	254	326	0.78	799	0.78	150	110	53	本発明例
A3	70	674	854	79	250	304	294	10	274	331	0.83	810	0.80	100	114	59	本発明例
A4	80	655	809	81	230	295	279	16	260	316	0.82	790	0.78	115	121	50	本発明例
A5	50	649	856	76	290	310	295	15	276	330	0.84	809	0.80	70	104	55	本発明例
A6	60	683	854	80	189	308	294	14	279	336	0.83	816	0.80	80	119	50	本発明例
A7	70	673	856	79	276	316	306	10	277	341	0.81	821	0.81	100	121	55	本発明例
A8	80	657	811	81	271	297	280	17	264	328	0.80	804	0.79	115	114	60	本発明例
A9	90	689	843	82	287	308	291	17	269	334	0.81	812	0.80	130	102	56	本発明例
A10	80	684	853	80	245	312	294	18	271	354	0.77	834	0.82	115	122	50	本発明例
A11	90	669	824	81	272	310	294	16	265	329	0.81	805	0.79	130	121	53	本発明例
A12	40	645	787	82	221	296	281	15	250	316	0.79	788	0.77	60	120	61	本発明例
A13	100	651	814	80	230	306	291	15	266	328	0.81	804	0.79	150	119	63	本発明例
A14	80	648	800	81	199	292	276	16	258	317	0.81	791	0.78	115	110	55	本発明例
A15	80	671	839	80	251	303	289	14	266	329	0.81	806	0.79	115	109	64	本発明例
A16	100	662	838	79	206	313	299	14	265	327	0.81	803	0.79	150	105	49	本発明例
A17	120	664	810	82	237	305	289	16	261	330	0.79	805	0.79	150	118	55	本発明例
A18	100	660	857	77	240	313	296	17	277	357	0.78	838	0.82	150	120	56	本発明例
A19	80	648	790	82	219	295	282	13	254	318	0.80	791	0.77	115	121	58	本発明例
A20	60	637	796	80	228	291	275	16	249	317	0.79	788	0.77	80	114	61	本発明例
A21	80	655	840	78	233	317	300	17	266	320	0.83	796	0.78	115	109	48	本発明例
A22	100	646	808	80	236	295	278	17	264	324	0.81	800	0.79	150	110	51	本発明例
A23	100	639	809	79	246	297	279	18	257	326	0.79	800	0.78	150	106	52	本発明例
A24	120	740	908	81	182	319	303	16	284	390	0.73	875	0.86	150	112	45	本発明例
A25	50	638	785	81	177	278	262	16	245	296	0.83	765	0.75	70	108	44	本発明例
A26	50	633	784	81	192	332	261	71	250	312	0.80	783	0.77	70	116	46	本発明例
A27	60	691	863	80	188	313	298	15	286	344	0.83	827	0.81	80	122	49	本発明例
A28	100	660	816	81	226	294	281	13	277	336	0.82	816	0.80	150	116	46	本発明例

[0095]

[表6]

符号	母材の機械的性質												熱サイクル	再現HAZ靭性（シャルピー吸収エネルギー）		備考
	板厚 (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	KV_2 (0°C) (J)	Hvs (Hv)	Hvq (Hv)	ΔHv (Hv)	Hvmin (Hv)	Hvmax (Hv)	Hvmin/ Hvmax (-)	(2) 式	(3) 式	相当入熱量 (kJ/mm)	KV_2 (0°C) (J)	KV_2 (-20°C) (J)	
B1	90	670	825	81	265	313	295	18	260	315	0.83	789	0.78	130	64	29	比較例
B2	50	645	855	75	260	311	295	16	282	348	0.81	830	0.82	70	50	31	比較例
B3	60	640	808	79	280	299	279	20	260	321	0.81	795	0.78	80	60	40	比較例
B4	70	640	765	84	271	297	273	24	245	297	0.82	766	0.75	100	66	58	比較例
B5	90	654	811	81	150	311	290	21	259	307	0.84	780	0.77	130	62	45	比較例
B6	100	690	841	82	285	306	290	16	274	354	0.77	834	0.82	150	40	27	比較例
B7	80	627	770	81	269	282	266	16	248	305	0.81	775	0.76	115	39	14	比較例
B8	90	681	852	80	213	308	294	14	274	364	0.75	845	0.83	130	25	11	比較例
B9	80	670	827	81	199	301	285	16	270	367	0.74	847	0.83	115	35	15	比較例
B10	90	650	813	80	201	308	290	18	266	334	0.80	811	0.80	130	33	15	比較例
B11	100	602	753	80	180	290	269	21	246	292	0.84	761	0.75	150	112	89	比較例
B12	80	640	810	79	175	301	279	22	262	330	0.79	806	0.79	115	58	44	比較例
B13	80	636	826	77	165	310	295	15	267	333	0.80	810	0.79	115	56	40	比較例
B14	40	654	828	79	221	311	296	15	270	355	0.76	834	0.82	60	48	28	比較例
B15	120	650	802	81	198	293	277	16	260	331	0.79	806	0.79	150	47	26	比較例
B16	90	647	789	82	187	300	282	18	255	311	0.82	784	0.77	130	39	30	比較例
B17	100	649	811	80	268	306	290	16	266	334	0.80	811	0.80	150	50	42	比較例
B18	80	591	672	88	240	252	232	20	221	270	0.82	731	0.72	115	115	84	比較例
B19	80	712	821	87	268	309	293	16	280	323	0.87	803	0.79	115	115	79	比較例
B20	100	733	794	92	159	296	274	22	269	306	0.88	782	0.78	150	109	68	比較例
B21	100	758	948	80	180	384	327	57	315	398	0.79	892	0.88	150	101	49	比較例

[0096] 表５に示されるように、本発明例の鋼板は、板厚が４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下である場合において、６３０～７５０ＭＰａの降伏強度（ＹＳ）と

、７８０～９３０ＭＰａの引張強度（ＴＳ）と、８５％以下の降伏比（ＹＲ）とを有する。さらに、本発明例の鋼板は大入熱溶接を模擬した熱サイクル試験後に、０℃で７０Ｊ以上の優れたＨＡＺ靭性を有する。また、試験温度－２０℃とした場合でも、２７Ｊ以上の非常に優れたＨＡＺ靭性を有する。

[0097] 一方、表６に示されるように、比較例Ｂ１～Ｂ１８の鋼板は化学組成が本発明の範囲から外れており、母材の機械的性質、ＨＡＺ靭性の少なくとも１つが劣る。

[0098] 符号Ｂ１８はＣ含有量が低すぎるために降伏強度、引張強度が劣り、降伏比も８５％超えている。符合Ｂ１はＣ含有量が高すぎるために、ＨＡＺ靭性が劣る。符号Ｂ１１はＭｎ含有量が低すぎるため、降伏強度、引張強度が劣り、符合Ｂ２はＭｎ含有量が高すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ３はＮｉ含有量が低すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ４はＡｌ含有量が低すぎるために、符合Ｂ５はＡｌ含有量が高すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ６はＢ含有量が多すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。

[0099] 符合Ｂ７はＴｉ含有量が低すぎるために降伏強度、引張強度およびＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ８はＴｉ含有量が高すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ９はＮ含有量が低すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ１２はＮ含有量が高すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ１０はＭｇ含有量が低すぎるために、符合Ｂ１３はＯ含有量が高すぎるために、ＨＡＺ靭性が劣る。符合Ｂ１４はＳｉ含有量が高すぎるために、符合Ｂ１５はＰ含有量が高すぎるために、符合Ｂ１６はＳ含有量が高すぎるために、ＨＡＺ靭性が劣る。

符合Ｂ１７はＭｎ／Ｎｉが高すぎるためにＨＡＺ靭性が劣る。

[0100] 一方、比較例Ｂ１９～Ｂ２１の鋼板は、化学組成は好ましい範囲にあるものの、製造方法が好ましくなかったことで、母材の機械的性質が劣る。

[0101] 符号Ｂ１９は、化学組成は好ましい範囲にあるものの、二相域焼入れが実施されなかったことで、降伏比が８５％を超えている。

符号Ｂ２０は、化学組成は好ましい範囲にあるものの、二相域焼入れの加熱温度が好ましい範囲でなかったことで、降伏比が８５％を超えている。

符号Ｂ２１は、化学組成は好ましい範囲にあるものの、焼戻し熱処理が実施されなかったことで、ＹＳが７５０ＭＰａ、ＴＳが９３０ＭＰａを超えている。

産業上の利用可能性

[0102] 本発明によれば、新たな成分設計の指針に基づく、母材の強度及び大入熱溶接ＨＡＺの靭性の確保の両立が可能となる大入熱溶接用高強度鋼板を提供することができる。

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量％で、

Ｃ　：０．０３％以上、０．１８％以下、

Ｍｎ：０．５％以上、１．５％以下、

Ｎｉ：１．０％以上、３．０％以下、

Ａｌ：０．００１０％以上、０．０１５０％以下、

Ｂ　：０．０００３％以上、０．００３０％以下、

Ｔｉ：０．００５％以上、０．０２０％以下、

Ｎ　：０．００１０％以上、０．０１００％以下、

Ｍｇ：０．０００３％以上、０．００５０％以下、

Ｏ　：０．００１０％以上、０．００４０％以下、

Ｃｕ：０％以上、２．０％以下、

Ｃｒ：０％以上、１．０％以下、

Ｍｏ：０％以上、１．０％以下、

Ｗ　：０％以上、１．０％以下、

Ｃｏ：０％以上、１．０％以下、

Ｎｂ：０％以上、０．１０％以下、

Ｖ　：０％以上、０．１０％以下、

Ｃａ：０％以上、０．００５％以下、

ＲＥＭ：０％以上、０．００５％以下、

Ｚｒ：０％以上、０．００５％以下

を含有し、

Ｓｉ：０．３０％以下、

Ｐ　：０．０１５％以下、

Ｓ　：０．００５％以下

に制限し、

残部がＦｅ及び不純物からなり、

Ｍｎ含有量とＮｉ含有量との比であるＭｎ/Ｎｉが０．８０以下で

あり、

下記（１）式で計算される炭素当量ＣｅｑＷＥＳが０．４３％以上、０．５３％以下であり、

引張強度が７８０ＭＰａ以上、９３０ＭＰａ以下であり、

降伏強度が６３０ＭＰａ以上、７５０ＭＰａ以下であり、

降伏比が８５％以下であり、

板厚が４０ｍｍ以上、１２０ｍｍ以下であり、

表面から板厚の１／４の位置で２２５点以上のビッカース硬さを測定し、前記ビッカース硬さの、小さいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍｉｎ、大きいほうから２０％までの値の平均値をＨｖｍａｘとしたとき、Ｈｖｍｉｎ／Ｈｖｍａｘが０．８５以下である、

鋼板。

ＣｅｑＷＥＳ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｓｉ／２４＋Ｎｉ／４０＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｖ／１４　…　（１）

ここで、（１）式中の、Ｃ、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖは各元素の含有量［質量％］であり、含有しない元素の項には０を代入する。

[請求項2] 前記化学組成が、

Ｃ：０．１２％以上、０．１８％以下、

を含有する、

請求項１に記載の鋼板。

[請求項3] 前記Ｈｖｍｉｎ及び前記Ｈｖｍａｘが、下記の（２）式及び（３）式を満足する、

請求項１または２に記載の鋼板。

７８０≦０．２５×Ｈｖｍｉｎ＋１．０７×Ｈｖｍａｘ＋３８７≦９３０　（２）

－０．００１４６×Ｈｖｍｉｎ＋０．００２４６×Ｈｖｍａｘ＋０．６５９×Ｈｖｍｉｎ/Ｈｖmax－０．１６３≦０．８５　（３）

[請求項4] 前記化学組成が、質量％で、

Ｃｕ：０．１％以上、２．０％以下、

Ｃｒ：０．１％以上、１．０％以下、

Ｍｏ：０．１％以上、１．０％以下、

Ｗ　：０．１％以上、１．０％以下、

Ｃｏ：０．１％以上、１．０％以下、

Ｎｂ：０．００５％以上、０．１０％以下、

Ｖ　：０．００５％以上、０．１０％以下、

Ｃａ：０．０００１％以上、０．００５％以下、

ＲＥＭ：０．０００１％以上、０．００５％以下、

Ｚｒ：０．０００１％以上、０．００５％以下

からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、

請求項１～３のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項5] 前記表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域において、ビッカース硬さの最大値Ｈｖｓが３２０以下である、

請求項１～４のいずれか一項に記載の鋼板。

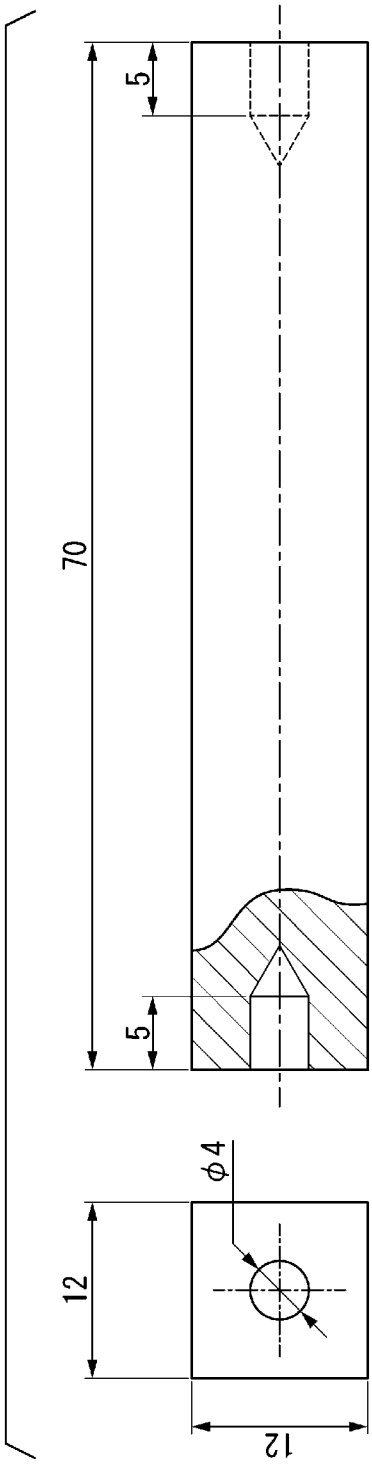
[請求項6] 前記表面を起点として深さ方向に３ｍｍまでの領域におけるビッカース硬さの最大値Ｈｖｓと前記表面から板厚の１／４の位置におけるビッカース硬さＨｖｑとの差ΔＨｖが７０以下である、

請求項１～５のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項7] ６０～１５０ｋＪ／ｍｍの入熱に相当する溶接熱サイクルを付与したときの再現ＨＡＺにおける０℃でのシャルピー吸収エネルギーが、平均１００Ｊ以上である、

請求項１～６のいずれか一項に記載の鋼板。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2020/023693

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C21D8/02(2006.01)n, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i
FI: C22C38/00301B, C22C38/54, C21D8/02B
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)
Int.Cl. C21D8/02, C22C38/00, C22C38/54

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	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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.
Y	JP 2012-172243 A (JFE STEEL CORPORATION) 10.09.2012 (2012-09-10), paragraphs [0001], [0017], [0021]-[0036], [0044], tables 1-3	1-7
Y	JP 2013-91845 A (JFE STEEL CORPORATION) 16.05.2013 (2013-05-16), paragraphs [0001], [0026]-[0044], [0056], table 1	1-7
Y	JP 2013-194316 A (JFE STEEL CORPORATION) 30.09.2013 (2013-09-30), paragraphs [0001]-[0004], [0028]-[0055], [0078]	1-7
A	CN 104046898 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 17.09.2014 (2014-09-17)	1-7
A	JP 2017-190481 A (JFE STEEL CORPORATION) 19.10.2017 (2017-10-19)	1-7
P, A	JP 2019-119934 A (JFE STEEL CORPORATION) 22.07.2019 (2019-07-22), paragraphs [0001], [0025]-[0046], tables 1, 4, 5	1-7

☐ 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
08.09.2020	24.09.2020

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

JP 2012-172243 A	10.09.2012	(Family: none)
JP 2013-91845 A	16.05.2013	US 2014/0246131 A1 paragraphs [0002], [0043]-[0062], table 1 WO 2013/051231 A1 EP 2765210 A1 CN 103874777 A KR 10-2014-0064933 A SG 11201400459W A
JP 2013-194316 A	30.09.2013	(Family: none)
CN 104046898 A	17.09.2014	(Family: none)
JP 2017-190481 A	19.10.2017	(Family: none)
JP 2019-119934 A	22.07.2019	(Family: none)

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2020/023693

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 8/02(2006.01)n; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i
FI: C22C38/00 301B; C22C38/54; C21D8/02 B

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））

C21D8/02; C22C38/00; C22C38/54

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	１９７１－２０２０年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２０年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２０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
Y	JP 2012-172243 A（ＪＦＥスチール株式会社）10.09.2012（2012-09-10） 段落0001,0017, 0021-0036, 0044, 表1-3	1-7
Y	JP 2013-91845 A（ＪＦＥスチール株式会社）16.05.2013（2013-05-16） 段落0001, 0026-0044, 0056, 表1	1-7
Y	JP 2013-194316 A（ＪＦＥスチール株式会社）30.09.2013（2013-09-30） 段落0001-0004, 0028-0055,0078	1-7
A	CN 104046898 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 17.09.2014 (2014-09-17)	1-7
A	JP 2017-190481 A（ＪＦＥスチール株式会社）19.10.2017（2017-10-19）	1-7
P, A	JP 2019-119934 A（ＪＦＥスチール株式会社）22.07.2019（2019-07-22） 段落0001,0025-0046, 表1,4-5	1-7

☐ 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
08.09.2020	24.09.2020

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）

川口　由紀子 4K 5798

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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/JP2020/023693

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2012-172243 A	10.09.2012	（ファミリーなし）	
JP 2013-91845 A	16.05.2013	US 2014/0246131 A1 段落0002，0043-0062，表1 WO 2013/051231 A1 EP 2765210 A1 CN 103874777 A KR 10-2014-0064933 A SG 11201400459W A	
JP 2013-194316 A	30.09.2013	（ファミリーなし）	
CN 104046898 A	17.09.2014	（ファミリーなし）	
JP 2017-190481 A	19.10.2017	（ファミリーなし）	
JP 2019-119934 A	22.07.2019	（ファミリーなし）	