

(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
2025年1月2日(02.01.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/004445 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)
B21C 37/15 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/006688

(22) 国際出願日: 2024年2月26日(26.02.2024)

(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 2023-107345 2023年6月29日(29.06.2023) JP

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

(72) 発明者: 岩田 直道 (IWATA Naomichi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 松本 晃英 (MATSUMOTO Akihide); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 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 J F E 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,

(54) Title: SQUARE STEEL PIPE, METHOD FOR MANUFACTURING SAME, AND BUILDING STRUCTURE

(54) 発明の名称: 角形鋼管およびその製造方法ならびに建築構造物

(57) Abstract: Provided is a square steel pipe having a low yield ratio and excellent low-temperature toughness and ductility. The square steel pipe according to the present invention has a prescribed steel component composition. The flat plate section of the pipe has, at the central area thereof in the plate thickness, a steel structure in which: ferrite is the main phase; the area ratio of a second phase, which is composed of one or more selected from perlite, pseudo-pearlite, and upper bainite, is 5-30%; and the average crystalline particle diameter is 10.0-30.0 μm . The steel structure includes at least 500 pieces, per mm^2 , of pearlite and pseudo-pearlite having an equivalent circle diameter of 2 μm to 20 μm . The yield strength of the flat plate section is 295 MPa or more, the tensile strength of the flat plate section is 400 MPa or more, the yield ratio of the flat plate section is 0.85 or less, the uniform elongation of the flat plate section is 8.0% or more, and the elongation at break of the flat plate section is 27.0 or more. The Charpy absorption energy at -10°C of a corner section is 80 J or more, and the ductile-to-brittle transition temperature of the corner section is -10°C or less.

(57) 要約: 降伏比が低く、低温靱性および延性に優れる角形鋼管を提供する。本発明の角形鋼管は、所定の鋼成分組成を有し、平板部の板厚中心部の鋼組織が、フェライトを主相とし、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5~30%であり、平均結晶粒径が10.0~30.0 μm であり、前記鋼組織には、円相当径が2 μm 以上20 μm 以下のパーライトおよび擬似パーライトが500個/ mm^2 以上存在し、平板部の降伏強度が295 MPa以上、平板部の引張強度が400 MPa以上、平板部の降伏比が0.85以下、平板部の均一伸びが8.0%以上、平板部の破断伸びが27.0%以上、角部の -10°C におけるシャルピー吸収エネルギーが80 J以上、角部の延性-脆性遷移温度が -10°C 以下である。

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)）

明 細 書

発明の名称：角形鋼管およびその製造方法ならびに建築構造物 技術分野

[0001] 本発明は、角形鋼管およびその製造方法ならびに建築構造物に関し、特に、冷間でロール成形により製造され、低降伏比を有し、低温靱性に優れ、高延性を具備する角形鋼管（角コラム）に関する。なかでも、本発明は、大型建築物の建築構造部材に好適に用いられる角形鋼管に関する。本発明は、さらに、この角形鋼管を用いて得られる建築構造物に関する。

背景技術

[0002] 近年、例えば工場、倉庫、商業施設などの大型建築物（以下、建築物と称する）に用いられる建築構造部材は、軽量化による施工コスト削減のため、高強度化が進んでいる。特に建築物の柱材として用いられる平板部と角部を有する角形鋼管では、平板部に高い強度が求められている。同時に、建築構造部材に用いられる角形鋼管は、耐震性の観点から、低い降伏比、優れた低温靱性および高延性を備えることも求められる。

[0003] 角形鋼管は、一般に熱延鋼板（熱延鋼帯）または厚鋼板を素材とし、この素材を冷間で成形することにより製造される。冷間で成形する方法としては、冷間でプレス曲げ成形する方法あるいは冷間でロール成形する方法がある。

[0004] 素材をロール成形して製造される角形鋼管（以下、ロール成形角形鋼管と称する場合もある）は、熱延鋼板を冷間でロール成形して円筒状のオープン管とし、その突合せ部分を電縫溶接して丸形鋼管とする。その後、丸形鋼管の上下左右に配置されたロールにより、丸形鋼管に対して管軸方向に数%の絞りを加え、続けて角形に成形して角形鋼管を製造する。一方、素材をプレス曲げ成形して製造される角形鋼管（以下、プレス成形角形鋼管と称する場合もある）は、厚鋼板を冷間でプレス曲げ成形して断面形状を口の字型（四角形状）あるいはコの字型（U字形状）とする。そして、これらをサブマー

ジアーク溶接により接合して製造する。

[0005] ロール成形角形鋼管の製造方法は、プレス成形角形鋼管の製造方法と比較して生産性が高く、短期間での製造が可能であるという利点がある。しかし、プレス成形角形鋼管では、平板部には冷間成形が加わらず角部のみが加工硬化するのに対し、ロール成形角形鋼管では、特に円筒状に冷間成形する際に鋼管全周にわたり管軸方向に大きな加工ひずみが導入される。この加工ひずみによって、ロール成形角形鋼管は、平板部においても管軸方向の降伏比が高く、靱性が低いという問題がある。ロール成形角形鋼管は、平板部に比べて角部の方が導入される加工ひずみが大きいため、角部は平板部に比べて高い降伏比および低い靱性を示す。

[0006] さらに、ロール成形角形鋼管は、肉厚が大きいほどロール成形時の加工硬化が大きくなるため、降伏比はより高くなり、靱性はより低下する。そのため、特に厚肉のロール成形角形鋼管を製造する場合には、ロール成形による降伏比の上昇および靱性の低下にも耐えうるような素材を選択する必要がある。

[0007] このような要求に対し、例えば、特許文献1には、重量%で、C：0.20%以下含有し、さらにMn：0.40～0.90%、Nb：0.005～0.040%およびTi：0.005～0.050%のうち1種または2種を含有する鋼素材を、未再結晶温度域における圧下率55%以上、圧延終了温度730～830℃、巻取り温度550℃以下の熱延によりコイルとする熱延工程により、鋼管成形工程における外周長絞りを板厚の3倍以下とすることで、降伏比が90%以下で試験温度0℃におけるシャルピー吸収エネルギーが27J以上である角形鋼管を製造する技術が提案されている。

[0008] 特許文献2には、質量%で、C：0.07～0.18%、Mn：0.3～1.5%を含む鋼を加熱温度：1100～1300℃に加熱し、次いで粗圧延終了温度：1150～950℃とする粗圧延と、仕上圧延開始温度：1100～850℃、仕上圧延終了温度：900～750℃とする仕上圧延を施した後、表面温度で冷却停止温度が550℃以上となるように冷却する一次

冷却と、3～15 s 間空冷する二次冷却と、板厚中央部温度で750～650℃の温度域の平均冷却速度が4～15℃/sとなる冷却速度で650℃以下まで冷却する三次冷却を施し、鋼組織に含まれる第二相頻度の値を0.20～0.42とすることによって、80%以下の低降伏比を示し、試験温度：0℃でシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが150 J以上の機械的特性を具備する角形鋼管を製造する技術が提案されている。

[0009] 特許文献3には、質量%で、C：0.07～0.18%、Mn：0.3～1.5%を含む鋼を加熱温度：1100～1300℃に加熱し、次いで粗圧延終了温度：1150～950℃とする粗圧延と仕上圧延開始温度：1100～850℃、仕上圧延終了温度：900～750℃とする仕上圧延を施した後、表面温度で750～650℃の温度域の平均冷却速度が20℃/s以下、板厚中心部温度が650℃に到達するまでの時間が35 s以内でかつ板厚中心部の750～650℃の温度域の平均冷却速度が4～15℃/sとなるように、500～650℃の巻取温度まで冷却することで、80%以下の低降伏比を示し、試験温度：0℃でシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが150 J以上の機械的特性を具備する角形鋼管を製造する技術が提案されている。

[0010] 特許文献4には、質量%で、C：0.07～0.20%、Mn：0.3～2.0%、P：0.03%以下、S：0.015%以下、Al：0.01～0.06%、N：0.006%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼を加熱温度：1100～1300℃に加熱し、次いで粗圧延終了温度：1150～950℃とする粗圧延と、仕上圧延開始温度：1100～850℃、仕上圧延終了温度：900～750℃とする仕上圧延を施した後、板厚中心温度で冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度が4～25℃/sとなる冷却速度で冷却停止温度：580℃以下まで冷却を施し、冷却開始から10 s間である初期冷却工程において0.2 s以上3.0 s未満の放冷工程を1回以上有し、その後巻取温度：580℃以下で巻取りを行った後、放冷することで、板厚中心部の鋼組織が、フェライトか

らなる主相と、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなり面積率が8～20%である第二相とを有し、主相と第二相とを含む鋼組織の平均結晶粒径が7～20 μm であり、板厚表裏面の鋼組織が、フェライト単相またはベイニティックフェライト単相であり、平均結晶粒径が2～20 μm となり、90%以下の低降伏比を示し、試験温度：0℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが27 J以上の機械的特性を具備する角形鋼管を製造する技術が提案されている。

- [0011] 特許文献5には、所定の成分組成を有した鋼板を冷間ロール成形によって角形に成形する際に、角成形スタンドの出側における角形鋼管の周長 C_{OUT} に対する鋼板の板幅 W の比が所定の式を満たし、かつ、角成形スタンドの出側における角形鋼管の周長 C_{OUT} に対する角成形スタンドの入側における電縫鋼管の周長 C_{IN} の比が所定の式を満たすように、角成形直前のサイジングスタンドのロールギャップおよび角成形スタンドのロールのギャップを制御して角形鋼管を製造することで、角部の外面から肉厚方向に $1/4t$ の位置における均一伸び E_2 が、平板部の外面から肉厚方向に $1/4t$ の位置における均一伸び E_1 に対して0.60倍以上であり、角部の外面から $1/4t$ の位置における-10℃でのシャルピー吸収エネルギーが100 J以上の機械的特性を具備する角形鋼管を製造する技術が提案されている。

先行技術文献

特許文献

- [0012] 特許文献1：特開平9-87743号公報
特許文献2：特許第5594165号公報
特許文献3：特許第5589885号公報
特許文献4：特許第6388091号公報
特許文献5：国際公開第2022/075026号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0013] ここで、冷間でのロール成形により製造される角形鋼管は、その肉厚が大きくなるほど、または、辺の長さが小さくなるほど角形鋼管に導入される加工ひずみが増加し、降伏比の上昇、延性の低下および靱性の低下がより大きくなる。そのため、特許文献1～3で開示された方法で製造される角形鋼管では、特に板厚が25mmを超える場合に、降伏比が高くなってしまい降伏比90%以下を満足できないという問題がある。

[0014] 特許文献4に記載の技術で製造された角形鋼管は、試験温度：0℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが27J以上であり、角形鋼管が使用される環境によっては低温靱性が不十分な場合がある。

[0015] 特許文献5に記載の技術は、鋼板を角形状に成形する際のサイジングスタンドおよび角成形スタンドのロールギャップを適切に制御することが必要であり、角形鋼管の寸法毎に最適な製造条件を決定することが必要であるため多くの労力を要する、という問題がある。

[0016] 本発明は、上記の課題を鑑みてなされたものであり、低降伏比を有し、低温靱性に優れ、かつ高延性を有する角形鋼管を提供することを目的とする。

[0017] また、本発明は、上記角形鋼管の製造方法、および上記角形鋼管を用いた建築構造物を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0018] 本発明者らは上記課題を解決し、本発明で目的とする強度（降伏強度、引張強度）、降伏比、延性（均一伸び、破断伸び）、低温靱性（吸収エネルギーおよび延性－脆性遷移温度）を満足する角形鋼管について鋭意検討を行った。その結果、以下の知見（1）～（4）を得た。

[0019] （1）Cの含有量を0.07質量%以上とする必要がある。さらに、角形鋼管の板厚中心部の鋼組織の主相をフェライトとする必要がある。

（2）角形鋼管の板厚中心部の鋼組織において、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相を有し、第2相の面積率を5～30%とする必要がある。さらに、前記鋼組織において、平均結晶粒径を10.0～30.0 μm とし、かつ円相当径が

2 μm 以上20 μm 以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で500個/ mm^2 以上存在することが必要である。

(3) 上記鋼組織を得るためには、角形鋼管の素材となる熱延鋼板を製造する際の熱間圧延における圧下率を適切な範囲にすることが極めて重要である。具体的には、930℃以下での合計圧下率：40%以上、かつ仕上圧延の最終2パスの合計圧下率が15%以上であることが必要である。

(4) さらに、角形鋼管を製造する際に、熱延鋼板を丸形状の鋼管に成形した後、および／または角形状の鋼管に成形した後、管軸方向に0.20～3.00%の圧縮ひずみを付与することが必要である。

[0020] 本発明は、これらの知見に基づいて完成されたものであり、下記の要旨からなる。

[1] 平板部と角部を有する角形鋼管であって、

鋼成分組成は、質量%で、

C：0.07%以上0.20%以下、

Si：0.01%以上0.40%以下、

Mn：0.20%以上1.20%以下、

P：0.10%以下、

S：0.050%以下、

Al：0.005%以上0.100%以下、および

N：0.010%以下

を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

前記平板部の板厚中心部の鋼組織は、フェライトを主相とし、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5～30%であり、平均結晶粒径が10.0～30.0 μm であり、かつ前記鋼組織には、円相当径が2 μm 以上20 μm 以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で500個/ mm^2 以上存在し、前記平板部の降伏強度が295 MPa以上、前記平板部の引張強度が400 MPa以上、前記平板部の降伏比が0.85以下、前記平板部の均一伸びが

8. 0%以上、前記平板部の破断伸びが27.0%以上であり、
前記角部の-10℃におけるシャルピー吸収エネルギーが80J以上、前記
角部の延性-脆性遷移温度が-10℃以下である、角形鋼管。

[2] 前記鋼成分組成は、さらに、質量%で、

Nb : 0.020%以下、

Ti : 0.045%以下、

V : 0.10%以下、

Cr : 0.50%以下、

Mo : 0.50%以下、

Cu : 0.30%以下、

Ni : 0.30%以下、

Ca : 0.0100%以下、

B : 0.0100%以下、

Sn : 0.100%以下、および

Sb : 0.100%以下

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、[1]に記載の角形鋼
管。

[3] 前記[1]または[2]に記載の角形鋼管の製造方法であって、
前記鋼成分組成を有する鋼素材を加熱温度：1100℃以上1300℃以下
、加熱時間：40min以上200min以下で加熱した後、粗圧延終了温
度：850℃以上1150℃以下、仕上圧延終了温度：750℃以上850
℃以下、930℃以下での合計圧下率：40%以上、かつ仕上圧延の最終2
パスの合計圧下率：15%以上である熱間圧延を施し、次いで、
板厚中心部の平均冷却速度：10.0℃/s以下、板厚中心部の冷却停止温
度：480℃以上650℃以下で冷却を施し、次いで、
板厚中心部の温度：480℃以上650℃以下で巻取り熱延鋼板とし、次い
で、

ロール成形により、前記熱延鋼板を円筒状に成形した後、前記熱延鋼板の端

部を溶接して丸形状の鋼管に成形し、その後、角形状の鋼管に成形して角形鋼管とする際に、前記丸形状の鋼管に成形した後、および／または前記角形状の鋼管に成形した後、管軸方向に0.20～3.00%の圧縮ひずみを付与する、角形鋼管の製造方法。

〔4〕前記〔1〕または〔2〕に記載の角形鋼管が柱材として用いられた、建築構造物。

発明の効果

〔0021〕 本発明によれば、低降伏比を有し、低温靱性に優れ、かつ高延性を有する角形鋼管を提供することができる。

図面の簡単な説明

〔0022〕〔図1〕図1は、本発明の角形鋼管を使用した建築構造物の一例を模式的に示す斜視図である。

〔図2〕図2は、本発明で実施した引張試験において、引張試験片の採取位置を示す概略図である。

〔図3〕図3は、本発明で実施したシャルピー衝撃試験において、シャルピー試験片の採取位置を示す概略図である。

発明を実施するための形態

〔0023〕 以下、本発明について詳細に説明する。

〔0024〕 本発明の角形鋼管は、質量%で、C：0.07%以上0.20%以下、Si：0.01%以上0.40%以下、Mn：0.20%以上1.20%以下、P：0.10%以下、S：0.050%以下、Al：0.005%以上0.100%以下、およびN：0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼成分組成を有する。また、本発明の角形鋼管は、平板部と角部を有し、平板部の板厚中心部の鋼組織が、フェライトを主相とし、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5～30%であり、平均結晶粒径が10.0～30.0 μ mであり、かつ前記鋼組織には、円相当径が2 μ m以上20 μ m以下のパーライトおよび擬似パーライトが500個/mm²以上存在

する。本発明の角形鋼管は、平板部の降伏強度が295MPa以上、かつ平板部の引張強度が400MPa以上である強度と、平板部の降伏比が0.85以下である低降伏比を有する。また、本発明の角形鋼管は、平板部の均一伸びが8.0%以上、かつ平板部の破断伸びが27.0%以上である高延性と、角部の-10℃におけるシャルピー吸収エネルギーが80J以上、かつ角部の延性-脆性遷移温度が-10℃以下である優れた低温靱性を有する。

[0025] 以下に、本発明の角形鋼管の鋼成分組成について説明する。なお、特に断りがない限り、各成分の含有量を示す「%」は、「質量%」を意味する。

[0026] C : 0.07%以上0.20%以下

Cは、固溶強化により鋼の強度を上昇させる元素である。また、Cは、第2相の一つであるパーライトおよび擬似パーライトの形成に寄与する元素である。本発明で目的とする強度および降伏比を確保するためには、0.07%以上のCを含有することが必要である。しかしながら、C含有量が0.20%を超えると、硬質相の割合が高くなり低温靱性が低下し、また降伏比が0.85を超え所望の降伏比が得られなくなる。さらには、延性が低下し、所望の均一伸びおよび破断伸びが得られなくなる。また、溶接性も悪化する。このため、C含有量は0.07%以上0.20%以下とする。C含有量は、好ましくは0.08%以上である。また、C含有量は、好ましくは0.19%以下であり、より好ましくは0.18%以下である。

[0027] Si : 0.01%以上0.40%以下

Siは、固溶強化により鋼の強度を上昇させる元素である。このような効果を得るためには、0.01%以上のSiを含有することが必要である。しかし、Si含有量が0.40%を超えると、電縫溶接部に酸化物が生成しやすくなり溶接部特性が低下し、また延性が低下して所望の均一伸びおよび破断伸びが得られなくなる。さらに、電縫溶接部以外の母材部の靱性も低下する。このため、Si含有量は0.40%以下とする。Si含有量は、好ましくは0.02%以上であり、より好ましくは0.05%以上である。また、Si含有量は、好ましくは0.37%以下であり、より好ましくは0.35%

以下である。

[0028] Mn : 0.20%以上1.20%以下

Mnは、固溶強化および／またはベイナイトの生成量を増加させることにより鋼の強度を上昇させる元素である。また、Mnはフェライト変態開始温度を低下させることで組織の微細化に寄与する元素である。本発明で目的とする強度および組織を確保するためには、0.20%以上のMnを含有することが必要である。しかしながら、Mn含有量が1.20%を超えると、ベイナイトの生成量が多くなり降伏比が0.85を超え、所望の降伏比が得られなくなる。また、Mn含有量が1.20%を超えると、中心偏析部の硬度が上昇し、溶接時に割れの原因となる可能性が有る。このため、Mn含有量は0.20%以上1.20%以下とする。Mn含有量は、好ましくは0.25%以上であり、より好ましくは0.30%以上である。また、Mn含有量は、好ましくは1.10%以下であり、より好ましくは1.05%以下である。

[0029] P : 0.10%以下

Pは、粒界に偏析し材料の不均質を招くため、不可避免の不純物としてできるだけ低減することが好ましいが、0.10%の含有量までは許容できる。このため、P含有量は0.10%以下の範囲内とする。P含有量は、好ましくは0.030%以下であり、より好ましくは0.020%以下である。なお、特にP含有量の下限は規定しないが、過度の低減は製錬コストの高騰を招くため、P含有量は0.002%以上とすることが好ましい。

[0030] S : 0.050%以下

Sは、鋼中では通常、MnSとして存在するが、MnSは熱間圧延工程で薄く延伸され、延性に悪影響を及ぼす。このため、本発明ではSをできるだけ低減することが好ましいが、0.050%以下の含有量までは許容できる。このため、S含有量は0.050%以下とする。S含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下であり、より一層好ましくは0.008%以下である。なお、特にS含有量の下限は規定し

ないが、過度の低減は製錬コストの高騰を招くため、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

[0031] Al : 0.005%以上0.100%以下

Alは、強力な脱酸剤として作用する元素である。このような効果を得るためには、0.005%以上のAlを含有することが必要である。しかし、Al含有量が0.100%を超えると溶接性が悪化するとともに、アルミナ系介在物が多くなり、表面性状が悪化する。また溶接部の靱性も低下する。このため、Al含有量は0.005%以上0.100%以下とする。Al含有量は、好ましくは0.010%以上であり、より好ましくは0.015%以上である。また、Al含有量は、好ましくは0.070%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

[0032] N : 0.010%以下

Nは、不可避的不純物であり、転位の運動を強固に固着することで靱性を低下させる作用を有する元素である。本発明では、Nは不純物としてできるだけ低減することが望ましいが、Nの含有量は0.010%までは許容できる。このため、N含有量は0.010%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0080%以下であり、より好ましくは0.0040%以下であり、より一層好ましくは0.0035%以下である。なお、過度の低減は製錬コストの高騰を招くため、N含有量は0.0010%以上とすることが好ましく、0.0015%以上とすることがより好ましい。

[0033] 以上、本発明の角形鋼管における基本成分（必須成分）について説明した。本発明の角形鋼管における鋼成分組成のうち、上記以外の成分（残部）はFeおよび不可避的不純物とすることができる。なお、残部における不可避的不純物としては、例えば、As、Bi、Co、Pb、Zn、W、Oが挙げられ、これらの成分は原料、資材または製造設備に由来して不可避的に混入する。前記原料としては、鉄鉱石、還元鉄、合金鉄またはスクラップ等が挙げられる。ただし本発明の効果を損なわない範囲においては、AsおよびCoをそれぞれ0.05%以下、Bi、Pb、ZnおよびOをそれぞれ0.0

0.5%以下、Wを0.100%以下含有することを拒むものではない。

上記鋼成分組成を有することで、本発明で目的とする特性が得られる。

[0034] 本発明の角形鋼管の鋼成分組成は、さらに、任意選択元素として、Nb : 0.020%以下、Ti : 0.045%以下、V : 0.10%以下、Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下、Cu : 0.30%以下、Ni : 0.30%以下、Ca : 0.0100%以下、B : 0.0100%以下、Sn : 0.100%以下、Sb : 0.100%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

[0035] Nb : 0.020%以下、Ti : 0.045%以下

NbおよびTiはそれぞれ、鋼中で微細な炭化物、窒化物を形成し、析出強化を通じて鋼の強度向上に寄与する元素である。このような効果を得るため、Nb、Tiのそれぞれについて、0.005%以上含有することが好ましく、0.007%以上含有することがより好ましい。しかし、Nbの含有量が0.020%を超えると、降伏比が0.85を超え所望の降伏比が得られなくなる。また、Tiの含有量が0.045%を超えると、粗大な炭化物、窒化物が形成され、低温靱性および延性の低下を招く恐れがある。そのため、Nb、Tiを含有する場合には、Nb、Tiの含有量をそれぞれNb : 0.020%以下、Ti : 0.045%以下とする。Nb含有量は、好ましくはNb : 0.018%以下であり、より好ましくは0.016%以下である。また、Ti含有量は、好ましくはTi : 0.040%以下であり、より好ましくはTi : 0.035%以下である。

[0036] V : 0.10%以下、Cr : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下

V、Cr、Moはそれぞれ、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を上昇させる元素であり、必要に応じて含有することができる。このような効果を得るため、V、Cr、Moを含有する場合には、それぞれV : 0.01%以上、Cr : 0.01%以上、Mo : 0.01%以上含有することが好ましく、V : 0.02%以上、Cr : 0.10%以上、Mo : 0.10%以上含有することがより好ましい。しかし、V、Cr、Moの含有量がそれぞれ、V : 0.

10%超、Cr: 0.50%超、Mo: 0.50%超となると、延性が低下し所望の均一伸びおよび破断伸びが得られなくなり、また、低温靱性の低下を招く恐れがある。そのため、V、Cr、Moを含有する場合には、それぞれV: 0.10%以下、Cr: 0.50%以下、Mo: 0.50%以下とする。V、Cr、Moの含有量はそれぞれ、好ましくは、V: 0.08%以下、Cr: 0.40%以下、Mo: 0.40%以下である。

[0037] Cu: 0.30%以下、Ni: 0.30%以下

Cu、Niはそれぞれ、固溶強化により鋼の強度を上昇させる元素であり、必要に応じて含有することができる。このような効果を得るため、Cu、Niを含有する場合には、Cu、Ni含有量はそれぞれ、Cu: 0.01%以上、Ni: 0.01%以上とすることが好ましく、Cu: 0.10%以上、Ni: 0.10%以上とすることがより好ましい。しかし、Cu含有量が0.30%超になると低温靱性の低下を招き所望の低温靱性が得られなくなり、またNi含有量が0.30%超になると降伏比が0.85を超え所望の降伏比が得られなくなる。そのため、Cu、Niを含有する場合には、Cu、Ni含有量をそれぞれ、Cu: 0.30%以下、Ni: 0.30%以下とする。Cu、Ni含有量はそれぞれ、好ましくは、Cu: 0.20%以下、Ni: 0.20%以下である。

[0038] Ca: 0.0100%以下

Caは、熱間圧延工程で薄く延伸されるMnS等の硫化物を球状化することで鋼の靱性向上に寄与する元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るため、Caを含有する場合には、Ca含有量は0.0005%以上とすることが好ましく、0.0010%以上とすることがより好ましい。しかし、Ca含有量が0.0100%を超えると、延性が低下し所望の均一伸びおよび破断伸びが得られなくなり、また低温靱性が低下して所望の低温靱性が得られなくなる。そのため、Caを含有する場合には、Ca含有量は0.0100%以下とする。Ca含有量は、好ましくは0.0050%以下である。

[0039] B : 0.0100%以下

Bは、フェライト変態開始温度を低下させることで組織の微細化に寄与する元素である。このような効果を得るため、Bを含有する場合には、B含有量は、0.0003%以上が好ましく、0.0005%以上がより好ましい。しかし、B含有量が0.0100%を超えると、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が0.85を超え所望の降伏比が得られない。そのため、Bを含有する場合には、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は、好ましくは0.0050%以下である。

[0040] S_n : 0.100%以下

S_nは、固溶強化により鋼の強度を上昇させる元素であり、必要に応じて含有することができる。上記した効果を得るため、S_nを含有する場合には、S_n含有量は、0.001%以上が好ましく、0.002%以上がより好ましく、0.005%以上がさらに好ましい。しかし、S_n含有量が0.100%を超えると、熱間加工性が低下して熱間圧延時に割れが発生する可能性がある。このため、S_nを含有する場合には、S_n含有量は0.100%以下とする。S_n含有量は、好ましくは0.070%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

[0041] S_b : 0.100%以下

S_bは、固溶強化により鋼の強度を上昇させる元素であり、必要に応じて含有することができる。上記した効果を得るため、S_bを含有する場合には、S_b含有量は、0.001%以上が好ましく、0.002%以上がより好ましく、0.005%以上がさらに好ましい。しかし、S_b含有量が0.100%を超えると、熱間加工性が低下して熱間圧延時に割れが発生する可能性がある。このため、S_bを含有する場合には、S_b含有量は0.100%以下とする。S_b含有量は、好ましくは0.070%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

[0042] 次に、本発明の角形鋼管の鋼組織を限定した理由について説明する。

[0043] 本発明の角形鋼管は、板厚中心部の鋼組織が、フェライトからなる主相と

、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5～30%であり、平均結晶粒径が10.0～30.0 μm であり、かつ前記鋼組織には、円相当径が2 μm 以上20 μm 以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で500個/ mm^2 以上存在する。

[0044] なお、本発明において、結晶粒径とは、対象となる結晶粒と面積が等しい円の直径（円相当径）とする。

[0045] 主相：フェライト

フェライトは軟質な組織であり、所望の降伏強度および低降伏比を得るため、本発明において主相とする。本発明において、主相とは、面積率で70%以上を占める相を意味する。フェライトの面積率が70%未満であると、降伏応力が過度に大きくなり、また所望の降伏比が得られない場合がある。そのため、フェライトは面積率で70%以上であり、好ましくは72%以上である。一方、フェライトの面積率が95%を超えると強度が低下し、所望の降伏強度および引張強度が得られない場合がある。そのため、好ましくは、フェライトは面積率で95%以下であり、より好ましくは、フェライトは面積率で93%以下である。

[0046] パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率：5～30%

パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトは、フェライトに比べて硬質な組織であり、鋼の強度を上昇させ、また低降伏比を得るために重要な鋼組織である。本発明で目的とする降伏強度、引張強度、降伏比を得るためには、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5%以上であることが必要である。前記面積率は、好ましくは6%以上であり、より好ましくは8%以上である。一方、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が30%を超えると低温靱性が悪化し、降伏比が上昇する場合がある。そのため、パーライト、擬似

パーライトおよび上部ベイナイトから選択される１種または２種以上からなる第２相の面積率は３０％以下であることが必要である。前記面積率は、好ましくは２８％以下であり、より好ましくは２６％以下である。

[0047] また、パーライトおよび擬似パーライトの合計の面積率は５％以上であることが好ましい。パーライトおよび擬似パーライトの合計の面積率が５％以上であると、角形鋼管を製造した時に降伏比が低く抑えられるため、より優れた耐震性が得られる。また、パーライトおよび擬似パーライトの合計の面積率が２０％以下であると良好な低温靱性がより安定して得られやすくなるため、パーライトおよび擬似パーライトの合計の面積率は２０％以下が好ましい。

[0048] また、上部ベイナイトの面積率が１５％以下であると、本発明で目的とする低降伏比がより安定して得られやすくなるため、上部ベイナイトの面積率は１５％以下であることが好ましい。上部ベイナイトの面積率は、より好ましくは１３％以下である。

[0049] なお、フェライト、パーライト、擬似パーライト、上部ベイナイトの面積率は、実施例に記載の方法で測定することができる。

[0050] 板厚中心部の鋼組織の平均結晶粒径：１０．０～３０．０ μm

上述のとおり、本発明の鋼組織は、本発明で目的とする低降伏比、降伏強度、および引張強度を得るために、軟質組織と硬質組織を混合させた鋼（以下、「複合組織鋼」と称する）とする。しかし、複合組織鋼は、単一組織鋼と比較して靱性が劣る。そこで、本発明では、上記の機械特性と優れた靱性を両立するため、隣り合う結晶の方位差（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、平板部の板厚中心部の鋼組織の平均結晶粒径を規定する。平板部の板厚中心部の鋼組織の平均結晶粒径（円相当径）が１０．０ μm 未満であると、降伏比が増加して本発明で目的とする降伏比が得られない。一方、前記鋼組織の平均結晶粒径が３０．０ μm を超えると、低温靱性が悪化する。そのため、平板部の板厚中心部の鋼組織の平均結晶粒径は１０．０～３０．０ μm であることが必要である。前記平均

結晶粒径は、好ましくは $11.0\mu\text{m}$ 以上であり、より好ましくは $11.5\mu\text{m}$ 以上である。また、前記平均結晶粒径は $28.0\mu\text{m}$ 以下が好ましく、より好ましくは $26.0\mu\text{m}$ 以下である。

[0051] なお、結晶方位差および平均結晶粒径は、SEM (Scanning Electron Microscope) /EBSD (ElectronBackscatter Diffraction) 法によって測定することが可能である。ここでは、実施例に記載の方法で測定することができる。

[0052] 平板部の板厚中心部の鋼組織において、円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で $500\text{個}/\text{mm}^2$ 以上存在

[0053] 本発明で目的とする低温靱性および高延性を兼ね備えた角形鋼管を得るために、パーライトおよび擬似パーライトの数密度を規定する。平板部の板厚中心部の鋼組織に存在する、円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で $500\text{個}/\text{mm}^2$ 未満の場合、靱性と延性が低下して、所望の降伏比、低温靱性および延性が得られない。よって、前記鋼組織に、円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下の擬似パーライトが合計で $500\text{個}/\text{mm}^2$ 以上存在するものとする。前記合計は、好ましくは $550\text{個}/\text{mm}^2$ 以上であり、より好ましくは $580\text{個}/\text{mm}^2$ 以上である。前記合計の上限値は特に定めないが、 $1200\text{個}/\text{mm}^2$ を超えると降伏比が増加する可能性があるため、前記合計は、 $1200\text{個}/\text{mm}^2$ 以下が好ましく、 $1150\text{個}/\text{mm}^2$ 以下がより好ましい。なお、平板部の板厚中心部の鋼組織において存在する、円相当径が $20\mu\text{m}$ 超のパーライトおよび円相当径が $20\mu\text{m}$ 超の擬似パーライトが合計で $50\text{個}/\text{mm}^2$ 以下であると、所望の低温靱性がより安定して得られやすくなる。そのため、前記鋼組織において存在する、円相当径が $20\mu\text{m}$ 超のパーライトおよび擬似パーライトの合計は $50\text{個}/\text{mm}^2$ 以下であることが好ましく、 $40\text{個}/\text{mm}^2$ 以下であることがより好ましい。なお、円相当径が $20\mu\text{m}$ 超のパーライトおよび擬似パーライトの合計は $0\text{個}/\text{mm}^2$ であってもよい。

[0054] 上記した鋼成分組成および鋼組織を満足することにより、本発明の目的とする強度（降伏強度、引張強度）、降伏比、延性（均一伸び、破断伸び）および低温靱性（シャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度）を有する角形鋼管を得ることが可能となる。

[0055] 本発明の角形鋼管は、管軸方向で、平板部において、降伏強度：295 MPa以上、引張強度：400 MPa以上の強度を有し、降伏比：0.85以下の低降伏比を有する。また、均一伸び：8.0%以上および破断伸び：27.0%以上の高延性を有する。また、角部において、試験温度：-10℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーが80 J以上、延性－脆性遷移温度が-10℃以下となる優れた低温靱性を具備する。本発明の角形鋼管は、低降伏比と優れた低温靱性、高延性を併せ持った角形鋼管である。なお、これらの特性値は、実施例に記載の方法で測定することができる。

[0056] 前記降伏強度は、320 MPa以上が好ましい。また、前記降伏強度の上限は、特に限定されないが、一例としては、前記降伏強度は、470 MPa以下である。前記引張強度は、420 MPa以上が好ましい。また、前記引張強度の上限は、特に限定されないが、一例としては、前記引張強度は、620 MPa以下である。前記降伏比は、0.80以下が好ましい。また、前記降伏比の下限は、特に限定されないが、一例としては、前記降伏比は、0.60以上である。前記均一伸びは、好ましくは9.0%以上である。前記破断伸びは、好ましくは29.0%以上である。前記-10℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーは、好ましくは90 J以上である。前記延性－脆性遷移温度は、好ましくは-15℃以下である。

[0057] 本発明の角形鋼管は、板厚（肉厚）が12 mm以上であることが好ましく、22 mm超であってもよい。本発明によれば、板厚が22 mmを超えるような板厚の大きい角形鋼管であっても、低降伏比と、優れた低温靱性および高延性を有する。本発明の角形鋼管は、板厚が12～32 mmであることが好ましい。

[0058] 次に、本発明の角形鋼管の角形鋼管の製造方法について説明する。はじめ

に、本発明の角形鋼管の素材である熱延鋼板（以下、角形鋼管用熱延鋼板ともいう）の製造方法の一実施形態について説明する。

[0059] 本発明の角形鋼管用熱延鋼板の製造方法は、例えば、熱間圧延工程と、冷却工程と、巻取工程を有する。熱間圧延工程では、上記した鋼成分組成を有する鋼素材を、加熱温度：1100℃以上1300℃以下、加熱時間：40min以上200min以下で加熱する。その後、粗圧延終了温度：850℃以上1150℃以下、仕上圧延終了温度：750℃以上850℃以下、930℃以下での合計圧下率：40%以上、かつ仕上圧延の最終2パスの合計圧下率が15%以上である熱間圧延を施す。熱間圧延工程後の冷却工程では、板厚中心部の平均冷却速度：10.0℃/s以下、板厚中心部の冷却停止温度：480℃以上650℃以下で冷却を施す。冷却工程後の巻取工程では、板厚中心部の温度：480℃以上650℃以下で巻取り、熱延鋼板とする。

[0060] 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、鋼素材や鋼板（熱延鋼板、後述の素材鋼板等）の表面温度とする。これらの表面温度は、放射温度計等で測定することができる。また、鋼板の板厚中心部の温度は、鋼板断面内の温度分布を伝熱解析により計算し、その結果を鋼板の表面温度によって補正することで求めることができる。また、「熱延鋼板」は、熱延鋼板、熱延鋼帯を含むものとする。

[0061] 本発明において、鋼素材（鋼スラブ）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。鑄造方法も特に限定されないが、連続鑄造法等の公知の鑄造方法により、所望寸法の鋼素材に製造される。なお、連続鑄造法に代えて、造塊一分塊圧延法を適用しても何ら問題はない。溶鋼にはさらに、取鍋精錬等の二次精錬を施してもよい。

[0062] 次いで、得られた鋼素材（鋼スラブ）を、加熱温度：1100℃以上1300℃以下、加熱時間：40min以上200min以下で加熱した後、粗圧延終了温度：850℃以上1150℃以下とする粗圧延を施し、仕上圧延

終了温度：750℃以上850℃以下とする仕上げ圧延を施し、930℃以下での合計圧下率：40%以上、かつ仕上圧延の最終2パスの合計圧下率：15%以上である熱間圧延工程を施して熱延板（熱延鋼板用素材鋼板、以下、素材鋼板ともいう）とする。

[0063] 鋼素材の加熱温度：1100℃以上1300℃以下

鋼素材の加熱温度が1100℃未満である場合、被圧延材である鋼素材の変形抵抗が大きくなり圧延が困難となる。一方、鋼素材の加熱温度が1300℃を超えると、オーステナイト粒が粗大化し、後の圧延（粗圧延、仕上圧延）において微細なオーステナイト粒が得られない。その結果、本発明で目的とする熱延鋼板の板厚中心部の鋼組織（以下、板厚中心部の鋼組織を、単に、鋼組織ともいう）の平均結晶粒径を確保することが困難となる。このため、熱間圧延工程における鋼素材の加熱温度は、1100℃以上1300℃以下とする。前記加熱温度は、好ましくは1120℃以上である。また、前記加熱温度は、好ましくは1280℃以下である。なお、本発明では、鋼素材（鋼スラブ）を製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、室温まで冷却しないで、温片のままで加熱炉に装入する、直送圧延の省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

[0064] 鋼素材の加熱時間：40min以上200min以下

所望の鋼組織（平均結晶粒径、円相当径が2μm以上20μm以下のパーライトおよび擬似パーライトの数密度）を得るため、本発明では鋼素材の加熱温度に加え、加熱時間を厳密に規定する。鋼素材の加熱時間が40min未満である場合、オーステナイト粒が微細になりすぎて、冷却工程においてフェライトが過剰に生成し、降伏強度および引張強度が低下する。一方、鋼素材の加熱時間が200minを超えると、オーステナイトが粗大になり、平均結晶粒径が10.0～30.0μmである鋼組織を得ることが困難となる。また、円相当径が2μm以上20μm以下のパーライトおよび擬似パーライトが500個/mm²以上である鋼組織を得ることが困難となる。このため、鋼素材の加熱時間は40min以上200min以下とする。前記加熱時

間は、好ましくは45min以上であり、より好ましくは50min以上である。また、前記加熱時間は、好ましくは190min以下であり、より好ましくは185min以下である。なお、前記加熱時間は、鋼素材を加熱炉に装入してから取り出すまでの時間である。

[0065] 粗圧延終了温度：850℃以上1150℃以下

粗圧延終了温度が850℃未満である場合、後の仕上圧延中に鋼板表面温度がフェライト変態開始温度以下になり、多量のフェライトが生成し、降伏強度および引張強度が低下する。一方、粗圧延終了温度が1150℃を超えると、オーステナイト未再結晶温度域での圧下量が不足し、微細なオーステナイト粒が得られない。その結果、平均結晶粒径が10.0～30.0μmである鋼組織を得ることが困難となる。このため、粗圧延終了温度は、850℃以上1150℃以下とする。粗圧延終了温度は、好ましくは860℃以上であり、より好ましくは870℃以上である。また、粗圧延終了温度は、好ましくは1100℃以下であり、より好ましくは1050℃以下である。

[0066] 仕上圧延終了温度：750℃以上850℃以下

仕上圧延終了温度が750℃未満である場合、仕上圧延中に鋼板表面温度がフェライト変態開始温度以下になり、圧延方向に伸長したフェライトが形成され、加工性が低下する可能性が有る。一方、仕上圧延終了温度が850℃を超えると、オーステナイト未再結晶温度域での圧下量が不足し、微細なオーステナイト粒が得られない。その結果、結晶粒が粗大になり、本発明で目的とする強度（降伏強度、引張強度）の確保が困難となる。このため、仕上圧延終了温度は、750℃以上850℃以下とする。仕上圧延終了温度は、好ましくは770℃以上であり、より好ましくは780℃以上である。また、仕上圧延終了温度は、好ましくは830℃以下であり、より好ましくは820℃以下である。

[0067] 930℃以下での合計圧下率：40%以上

本発明では、熱間圧延工程においてオーステナイト中のサブグレインを微細化することで、続く冷却工程、巻取工程で生成するフェライト、ベイナイ

トを微細化し、本発明で目的とする強度および低温靱性を有する熱延鋼板の鋼組織を得られる。熱間圧延工程においてオーステナイト中のサブグレインを微細化するためには、オーステナイト未再結晶温度域での圧下率を高くし、十分な加工ひずみを導入する必要がある。930℃以下での合計圧下率が40%未満となると、フェライトやベイナイトの結晶粒径が大きくなり、低温靱性の低下を招く。そのため、930℃以下での合計圧下率は40%以上とした。前記合計圧下率は、好ましくは42%以上であり、より好ましくは45%以上である。なお、前記合計圧下率が大きすぎると熱間圧延工程の製造設備に過大な負荷がかかり製造が困難となるため、前記合計圧下率は60%以下が好ましい。

[0068] なお、930℃以下での合計圧下率を規定したのは、930℃超の温度域では熱間圧延工程においてオーステナイトが再結晶し、圧延により導入された転位が消失してしまい、微細化したオーステナイトが得られないためである。また、上記した合計圧下率とは、930℃以下の温度域における各圧延パスの圧下率の合計をさす。

[0069] なお、鋼素材（鋼スラブ）を熱間圧延するに際し、上記した粗圧延および仕上圧延の両方において930℃以下での合計圧下率を40%以上とする熱間圧延としてもよい。あるいは、仕上圧延のみで930℃以下での合計圧下率を40%以上とする熱間圧延としてもよい。後者において、仕上圧延のみで930℃以下での合計圧下率を40%以上とすることができない場合には、粗圧延の途中でスラブを冷却して温度を930℃以下とした後、粗圧延と仕上圧延の両方における930℃以下の合計圧下率を40%以上とすることができる。

[0070] 仕上圧延の最終2パスの合計圧下率：15%以上

所望の鋼組織、特に所望の円相当径が2 μm 以上20 μm 以下のパーライトおよび擬似パーライトの数密度を得るため、本発明では仕上圧延の最終2パスの合計圧下率を規定する。仕上圧延の最終2パスの合計圧下率が15%未満であると、粗大なパーライトが生成するため、円相当径が2 μm 以上2

0 μ m以下のパーライトおよび擬似パーライトが500個/ mm^2 以上である鋼組織を得ることが困難となる。そのため、仕上圧延の最終2パスの合計圧下率を15%以上とする。好ましくは17%以上であり、より好ましくは19%以上である。仕上圧延の最終2パスの合計圧下率の上限は特に設けないが、前記合計圧下率が50%超になると、圧延設備にかかる負荷が増大するため、仕上圧延の最終2パスの合計圧下率は50%以下であることが好ましく、より好ましくは48%以下である。

[0071] 仕上圧延の最終2パスの合計圧下率は、次のように算出することができる。仕上圧延を n パスで、最終板厚を t_n としたとき、各パス圧延後の板厚を t_1 、 t_2 、 $\dots$ 、 t_{n-2} 、 t_{n-1} 、 t_n とすると、仕上圧延の最終2パスの合計圧下率は、 $((t_{n-2} - t_n) / t_{n-2}) \times 100$ (%)で求めることができる。

[0072] 上記熱間圧延工程により熱延板（素材鋼板）とする。次いで、熱間圧延工程後、前記熱延板に冷却工程を施す。冷却工程では、板厚中心部における冷却停止温度までの平均冷却速度：10.0℃/s以下、板厚中心部における冷却停止温度：480℃以上650℃以下で冷却する。

[0073] 板厚中心部の平均冷却速度：10.0℃/s以下

熱延板の板厚中心部の温度で、冷却開始から後述する冷却停止までの温度域における平均冷却速度が10.0℃/sを超えると、上部ベイナイトの生成量が多くなり、また所望の平均結晶粒径が得られなくなり、本発明で目的とする降伏比が得られない。よって、前記平均冷却速度は10.0℃/s以下とする。前記平均冷却速度は、好ましくは9.5℃/s以下であり、より好ましくは9.0℃/s以下である。なお、前記平均冷却速度の下限は、特に限定されないが、前記平均冷却速度が1.0℃/s未満では、後述する冷却停止温度を得にくくなる。よって、前記平均冷却速度は、好ましくは1.0℃/s以上であり、より好ましくは1.5℃/s以上であり、さらに好ましくは2.0℃/s以上である。なお、本発明では、結晶粒径が粗大になることを抑制する観点から、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始することが好ま

しい。

[0074] 冷却停止温度：480℃以上650℃以下

熱延板の板厚中心部の温度で、冷却停止温度が480℃未満では、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が0.85を超え所望の降伏比が得られない場合がある。また、冷却中に熱延板の長さ方向および／または幅方向で温度ムラが生じやすく、機械特性にバラつきが生じる可能性が有る。一方で、熱延板の板厚中心部の温度で、冷却停止温度が650℃を超えると、フェライト粒が粗大化し、所望の結晶粒径が得られない。よって、熱延板の板厚中心部の温度で、冷却停止温度は480℃以上650℃以下とする。前記冷却停止温度は、好ましくは490℃以上であり、より好ましくは495℃以上である。前記冷却停止温度は、好ましくは640℃以下であり、より好ましくは635℃以下である。

[0075] なお、本発明において、平均冷却速度は、 $(\text{冷却前の熱延板の板厚中心部の温度} - \text{冷却後の熱延板の板厚中心部の温度}) / \text{冷却時間}$ で求められる値である。前記平均冷却速度は、伝熱解析によって得られた熱延板断面内の温度分布から算出することができる。冷却方法は、ノズルからの水の噴射等の水冷や、冷却ガスの噴射による冷却等が挙げられる。本発明では、熱延板の両面が同条件で冷却されるように、熱延板両面に冷却操作（処理）を施すことが好ましい。また、上記した平均冷却速度を得るために、冷却水または冷却ガスの量や圧力、噴射時間・角度および熱延板の搬送速度等を調整する。本発明で規定した平均冷却速度が得られるように、あらかじめ伝熱解析を行って熱延板の冷却処理の条件を決定したのち、製造することが必要である。

[0076] 上記冷却工程後に、熱延板を巻き取る巻取工程を施す。巻取工程では、鋼組織の観点より、熱延板の板厚中心部の温度で、巻取温度：480℃以上650℃以下で巻取る。巻取温度が480℃未満では、鋼板表面に多量の上部ベイナイトが生成し、所望の降伏比が得られない。巻取温度が650℃超えでは、フェライト粒が粗大化するとともに、所望の平均結晶粒径が得られな

い。よって、巻取温度は480℃以上650℃以下とする。巻取温度は、好ましくは490℃以上であり、より好ましくは495℃以上である。また、巻取温度は、好ましくは640℃以下であり、より好ましくは635℃以下である。

[0077] 巻取工程後に、熱延鋼板を放冷する冷却工程を施す。以上により、本発明の熱延鋼板（角形鋼管用熱延鋼板）を製造できる。

[0078] 本発明の角形鋼管は、上記熱延鋼板を素材としたものである。本発明の角形鋼管は、熱延鋼板をロール成形（冷間ロール成形）により円筒状のオープン管とし、その突合せ部分（前記熱延鋼板の端部）を溶接して丸形状の鋼管に成形する。その後、丸形鋼管に対して上下左右に配置されたロールにより、角形状の鋼管に成形して、角形鋼管を得る。熱延鋼板を前記丸形状の鋼管とした後、および／または角形の鋼管に成形した後に、管軸方向に0.20～3.00%の圧縮ひずみを付与する。

[0079] 管軸方向の圧縮ひずみ：0.20～3.00%

鋼管の管軸方向に圧縮ひずみを付与すると、管軸方向の降伏比が低下し、延性が増加（均一伸びおよび破断伸びが上昇）する。そのため、本発明で所望とする低降伏比、高延性（高い均一伸びおよび高い破断伸び）を得るために、圧縮ひずみを付与する工程は最も重要である。圧縮ひずみが0.20%未満では、降伏比を低下、延性を高める（均一伸びおよび破断伸びを上昇させる）効果が得られない。一方、圧縮ひずみが3.00%を超えると鋼管が座屈する可能性がある。そのため、管軸方向の圧縮ひずみは0.20～3.00%とする。圧縮ひずみは、好ましくは0.25%以上であり、より好ましくは0.30%以上である。圧縮ひずみは、好ましくは2.80%以下であり、より好ましくは2.60%以下である。座屈が生じなければ、圧縮ひずみを付与する方法は問わない。また、圧縮ひずみは、成形した丸形状の鋼管または角形状の鋼管のいずれかに付与するか、丸形状の鋼管と角形状の鋼管の両方に付与してもよい。丸形状の鋼管と角形状の鋼管の両方に付与する場合は、丸形状の鋼管と角形状の鋼管のそれぞれに付与した圧縮ひずみの合

計が上記した範囲になるようにする。

[0080] なお、本発明における角形鋼管は、各々の辺長がすべて等しい（（長辺長さ／短辺長さ）の値が1.0）角形鋼管に限られず、（長辺長さ／短辺長さ）の値が1.0超の角形鋼管も含まれる。ただし、角形鋼管の（長辺長さ／短辺長さ）の値が2.5を超えると、長辺側で局部座屈が生じやすくなり管軸方向の圧縮強度が低下する。そのため、角形鋼管の（長辺長さ／短辺長さ）の値は、1.0以上2.5以下とするのが好ましい。（長辺長さ／短辺長さ）の値は、より好ましくは1.0以上2.0以下である。

[0081] 以上により、本発明の角形鋼管が製造される。本発明によれば、平板部の降伏強度が295MPa以上、平板部の引張強度が400MPa以上、平板部の降伏比が0.85以下、平板部の均一伸びが8.0%以上、平板部の破断伸びが27.0%以上、角部の -10°C におけるシャルピー吸収エネルギーが80J以上、角部の延性－脆性遷移温度が -10°C 以下である角形鋼管が得られる。本発明の角形鋼管は延性－脆性遷移温度が -10°C 以下であり、気温または室温が氷点下になるような寒冷地の建築物の構造部材として好適に使用することができ、優れた耐震性を確保することができる。また、本発明によれば、熱延鋼板から角形鋼管を成形する際に、サイジングスタンドや角成形スタンドのロールギャップ等をあえて特別に制御する必要がなく、上記角形鋼管を効率よく製造できる。

[0082] <建築構造物>

図1は、本発明の建築構造物の一例を示す模式図である。

[0083] 本発明の建築構造物は、前述した本発明の角形鋼管（角形鋼管1）を柱材として使用されてなる。符号4、5、6、7は、順に、大梁、小梁、ダイアフラム、間柱を示す。本発明の角形鋼管は、前述したように、平板部の機械的特性に優れる。そのため、この角形鋼管を柱材として使用した本発明の建築構造物は、優れた耐震性能を発揮する。

実施例

[0084] 以下、実施例に基づいてさらに本発明を詳細に説明する。なお、本発明は

以下の実施例に限定されない。

[0085] 表 1 に示す鋼成分組成を有する溶鋼を鑄造して鋼素材（鋼スラブ）とした。得られた鋼スラブに対し、表 2－1、表 2－2 に示す条件の熱間圧延工程、冷却工程、巻取工程を行って、熱延鋼板とした。その後、以下に示す造管工程を行った。

[0086]

[表1]

銅種	銅成分組成(質量%)																	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	V	Cr	Mo	Cu	Ni	Ca	B	Sn	Sb
A	0.10	0.11	0.65	0.013	0.002	0.031	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.09	0.07	0.52	0.014	0.004	0.028	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.13	0.05	0.44	0.010	0.005	0.022	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0.17	0.19	0.89	0.017	0.003	0.035	0.0037	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	0.08	0.22	1.12	0.013	0.005	0.043	0.0042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
F	0.12	0.31	1.07	0.012	0.006	0.041	0.0037	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	0.07	0.09	0.32	0.011	0.002	0.022	0.0036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H	0.19	0.12	0.24	0.010	0.003	0.028	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I	0.20	0.18	1.18	0.015	0.005	0.025	0.0024	0.017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
J	0.15	0.16	1.03	0.017	0.006	0.039	0.0027	-	0.022	-	-	-	-	-	-	-	-	-
K	0.16	0.24	0.99	0.016	0.005	0.037	0.0027	-	-	0.06	-	-	-	-	-	-	-	-
L	0.14	0.36	0.78	0.014	0.004	0.030	0.0031	-	-	-	0.22	-	-	-	-	-	-	-
M	0.11	0.40	0.64	0.015	0.004	0.028	0.0036	-	-	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-
N	0.10	0.08	0.55	0.011	0.002	0.020	0.0035	-	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-	-
O	0.08	0.11	0.32	0.012	0.004	0.033	0.0033	-	-	-	-	-	-	0.08	-	-	-	-
P	0.09	0.10	0.44	0.014	0.003	0.025	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-
Q	0.11	0.22	0.98	0.015	0.004	0.044	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	0.0007	-	-	-
R	0.12	0.25	0.81	0.018	0.005	0.031	0.0025	0.009	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S	0.13	0.19	1.02	0.012	0.005	0.028	0.0029	0.008	-	-	0.11	-	-	-	-	-	-	-
T	0.14	0.14	1.12	0.013	0.004	0.026	0.0031	-	0.036	-	-	-	0.09	-	-	-	-	-
U	0.17	0.09	0.22	0.010	0.002	0.026	0.0032	0.013	-	-	-	-	-	0.11	-	-	-	-
V	0.04	0.06	0.55	0.012	0.003	0.025	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
W	0.33	0.10	0.25	0.012	0.003	0.022	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	0.15	0.55	0.66	0.014	0.003	0.033	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Y	0.12	0.12	0.05	0.015	0.005	0.036	0.0042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Z	0.10	0.09	2.10	0.012	0.006	0.038	0.0046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	0.08	0.05	0.90	0.010	0.003	0.039	0.0053	0.034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AB	0.14	0.33	0.88	0.016	0.004	0.041	0.0043	-	0.075	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AC	0.15	0.28	1.12	0.014	0.002	0.044	0.0049	-	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-
AD	0.17	0.25	1.07	0.012	0.005	0.045	0.0033	-	-	-	1.53	-	-	-	-	-	-	-
AE	0.16	0.19	0.65	0.011	0.004	0.040	0.0031	-	-	-	-	0.81	-	-	-	-	-	-
AF	0.20	0.15	0.58	0.017	0.004	0.030	0.0038	-	-	-	-	-	0.66	-	-	-	-	-
AG	0.09	0.10	0.77	0.016	0.003	0.028	0.0033	-	-	-	-	-	-	0.53	-	-	-	-
AH	0.08	0.11	0.73	0.013	0.003	0.020	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	0.022	-	-	-
AI	0.11	0.22	0.49	0.012	0.005	0.025	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0231	-	-
AJ	0.12	0.09	0.67	0.013	0.002	0.033	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.093	-
AK	0.09	0.14	0.82	0.015	0.003	0.041	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.098

上記以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[表2-1]

熱延銅板 No.	銅種	熱間圧延工程						冷却工程		巻取工程		熱延銅板の 板厚 (mm)
		加熱温度 (°C)	加熱時間 (min)	粗圧延終了温度 (°C)	仕上圧延終了温度 (°C)	930°C以下での 合計圧下率 (%)	仕上圧延の最終2パ スの合計圧下率 (%)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	巻取温度 (°C)	巻取速度 (°C)	
1	A	1160	55	1070	820	55	23	7.7	570	560		22
2	B	1210	61	1020	830	47	18	8.3	640	635		25
3	C	1200	59	1140	750	50	33	5.2	490	485		22
4	D	1180	49	1130	820	52	40	7.3	490	480		25
5	E	1150	68	1060	800	52	35	6.6	610	600		22
6	F	1145	72	1140	800	48	28	7.2	650	645		22
7	G	1205	66	1010	830	46	19	8.6	580	565		22
8	H	1230	60	910	790	42	16	7.5	520	515		22
9	I	1120	52	870	750	47	15	3.4	590	580		22
10	J	1110	59	1030	800	57	33	5.6	620	605		19
11	K	1260	47	1070	840	45	37	3.9	570	565		22
12	L	1280	45	940	810	48	42	8.5	490	485		25
13	M	1200	67	890	830	52	45	2.0	490	485		28
14	N	1185	70	950	760	43	32	4.1	620	610		25
15	O	1155	71	1130	820	48	27	9.3	540	535		28
16	P	1165	68	960	820	49	26	4.8	500	485		25
17	Q	1220	62	1140	790	42	19	9.0	510	495		22
18	R	1200	64	930	840	42	34	9.1	550	545		19
19	S	1195	69	1020	770	42	27	4.2	540	530		22
20	T	1145	68	1010	810	51	29	9.1	540	530		22
21	U	1135	55	1020	810	48	30	1.6	520	505		25

[0088] [表2-2]

熱延鋼板 No.	鋼種	熱間圧延工程						冷却工程		巻取工程 巻取温度 (°C)	熱延鋼板の 板厚 (mm)
		加熱温度 (°C)	加熱時間 (min)	粗圧延終了温度 (°C)	仕上圧延終了温度 (°C)	930°C以下での 合計圧下率 (%)	仕上圧延の最終2パ スの合計圧下率 (%)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)		
22	V	1155	58	1080	760	43	36	6.8	650	645	16
23	W	1205	47	1080	790	55	44	4.9	650	640	16
24	X	1265	49	990	750	56	41	3.8	550	540	22
25	Y	1245	50	890	810	44	37	8.4	610	605	25
26	Z	1230	51	860	800	57	47	2.0	490	485	22
27	AA	1210	44	950	780	41	37	4.8	650	640	25
28	AB	1200	100	1090	750	57	18	8.9	540	530	25
29	AC	1260	42	1080	760	48	22	5.5	630	620	25
30	AD	1185	98	880	760	54	29	4.9	490	485	22
31	AE	1170	80	1050	760	50	34	7.2	630	615	22
32	AF	1170	81	960	760	59	18	4.3	490	480	22
33	AG	1150	180	850	750	58	20	1.5	560	545	19
34	AH	1200	64	1010	800	48	30	4.6	500	485	19
35	AI	1210	68	1010	800	54	21	8.5	510	495	19
36	AJ	1180	70	950	770	48	24	6.8	530	515	22
37	AK	1200	90	1020	760	55	31	2.1	600	590	19
38	U	1350	52	980	830	47	24	6.8	570	555	25
39	U	1280	60	1180	820	58	19	3.0	530	520	25
40	U	1225	70	1135	890	59	27	1.3	590	580	25
41	U	1220	73	1110	840	31	15	9.7	510	505	25
42	U	1195	69	1110	750	59	32	25	510	500	25
43	U	1165	165	980	850	48	28	5.5	410	400	25
44	U	1160	77	910	770	52	37	4.7	750	730	25
45	U	1170	82	1150	830	54	35	8.3	485	420	25
46	U	1130	130	1120	770	51	25	3.0	550	545	25
47	U	1200	93	1000	760	49	22	5.5	580	575	25
48	U	1180	30	970	770	50	20	4.2	600	590	25
49	U	1170	250	950	800	53	21	7.0	585	570	25
50	U	1200	63	985	795	48	5	5.2	605	590	25

[0089] 得られた熱延鋼板を、ロール成形（冷間ロール成形）により円筒状のオープン管に成形し、その突合せ部分を電縫溶接して丸形状の鋼管とした。その後、前記丸形状の鋼管の上下左右に配置したロールにより角形状の鋼管（管軸方向垂直断面視で正形状）に成形した。得られた角形状の鋼管は、角部および平板部を有し、表 3-1、表 3-2 に示す辺長（mm）および肉厚（mm）を有していた。

[0090] 得られた角形状の鋼管について、長さ 3.0 m に切断したのち、長さ方向（管軸方向）に圧縮ひずみを付与して角形鋼管とした。なお、角形鋼管の座屈を防止するため、圧縮ひずみを付与する前に切断面を研削し、平行出しを行った。圧縮ひずみの値は、角形状の鋼管の長さ方向中央部（端部から 1.5 m の位置）において、鋼管外表面側の平板部（溶接部を 12 時方向としたときの 3 時の辺部）の幅中央の位置に貼り付けたひずみゲージの値で評価した。

[0091] 上記製造した熱延鋼板または角形鋼管から試験片を採取して、以下に示す組織観察、引張試験、シャルピー衝撃試験を実施した。

[0092] [組織観察]

組織観察用の試験片は、熱延鋼板の幅方向中央部かつ板厚中心部（板厚 t / 2 の位置（ t : 板厚））から採取した。観察面が熱間圧延時の圧延方向断面となるようにし、研磨した後、ナイトール腐食して観察面を作製した。

[0093] 組織観察は、光学顕微鏡（倍率：1000 倍）を用いて、熱延鋼板の板厚 t / 2 位置（板厚中心部）における組織を観察し、光学顕微鏡像を撮像して行った。得られた光学顕微鏡像から、フェライト、パーライト、擬似パーライト、上部ベイナイトの面積率を求めた。

[0094] 各組織の面積率は、5 視野で観察を行い、各視野で得られた値の平均値として算出した。ここでは、組織観察により得られた面積率を、各組織の面積率とした。ここで、フェライトは拡散変態による生成物のことであり、転位密度が低くほぼ回復した組織を呈する。ポリゴナルフェライトおよび擬ポリ

ゴナルフェライトがこれに含まれる。パーライトはセメンタイトとフェライトが層状に並んだ組織であり、擬似パーライトはフェライト中に点列状に並んだセメンタイトが確認される組織である。また、上部ベイナイトは転位密度が高いラス状のフェライトとセメンタイトの複相組織である。上記の形状の他に、フェライトは白色、パーライトは黒色、擬似パーライトは黒色または灰色、上部ベイナイトは白色または灰色であることから判別した。

[0095] また、パーライトおよび擬似パーライトの数密度（個／ mm^2 ）は、5視野で観察を行い、5視野に認められるパーライトおよび擬似パーライトの個数を合計し、観察面積（ mm^2 ）で除して算出した。なお、パーライトおよび擬似パーライトの個数は、円相当径が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトの合計の個数と、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 超のパーライトおよび擬似パーライトの合計の個数をそれぞれ測定した。そして、円相当径が $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトの数密度および円相当径が $20\text{ }\mu\text{m}$ 超のパーライトおよび擬似パーライトの数密度をそれぞれ算出した。

[0096] 平均結晶粒径（平均円相当径）は、板厚 $t/2$ 位置（板厚中心部）を対象にして、SEM／EBSD法を用いて測定した。測定領域は $500\text{ }\mu\text{m} \times 1000\text{ }\mu\text{m}$ （ $=0.5\text{ mm}^2$ ）、測定ステップサイズは $0.5\text{ }\mu\text{m}$ とした。結晶粒径は、隣接する結晶粒の間の方位差を求め、方位差が 15° 以上の境界を結晶粒界として測定した。得られた結晶粒界から各結晶粒の粒径（円相当径）を算出し、その算術平均を求めて、平均結晶粒径（平均円相当径）とした。結晶粒径解析においては、結晶粒径が $2.0\text{ }\mu\text{m}$ 未満のものは測定ノイズとして解析対象から除外した。

[0097] [引張試験]

図2は、平板部の引張試験片の採取位置を示す概略図である。図2に示すように、引張試験は、引張方向が管軸方向と平行になるように、角形鋼管の平板部からJIS 5号引張試験片を採取して行った。採取した引張試験片について、JIS Z 2241（2011）の規定に準拠して引張試験を

実施し、降伏強度（Y S）、引張強度（T S）、均一伸び（E u）、破断伸び（E t）を測定し、（降伏強度）／（引張強度）で定義される降伏比を算出した。均一伸びは最大荷重時の全伸びの値とした。なお、平板部の引張試験片は、角形鋼管の溶接部を 1 2 時方向としたときの 3 時の辺部における、平板部の幅中央部の位置且つ角形鋼管の長さ方向中央部から採取した（図 2 を参照）。試験片本数は 2 本とし、それらの平均値を算出して Y S、T S、降伏比、均一伸び、破断伸びを求めた。強度については、平板部の降伏強度：295 MPa 以上、かつ引張強度：400 MPa 以上を合格とした。降伏比については、降伏比：0.85 以下を、低降伏比を有するとして合格とした。延性については、均一伸び：8.0% 以上、かつ破断伸び：27.0% 以上を、高延性を有するとして合格とした。

[0098] [シャルピー衝撃試験]

シャルピー衝撃試験は、JIS Z 2242（2018）の規定に準拠した V ノッチ標準試験片を用いて行った。図 3 は、シャルピー衝撃試験に用いたシャルピー試験片の採取位置を示す概略図である。図 3 に示すように、シャルピー試験片は、角形鋼管の管外面から肉厚 t の $t/4$ 位置において、試験片長手方向が管軸方向と平行となるように、角形鋼管の角部から採取した。ただし、肉厚 19 mm 以下の角形鋼管については、角形鋼管の管外面から肉厚 t の $t/2$ 位置から V ノッチ標準試験片を採取した。JIS Z 2242（2018）の規定に準拠して、試験温度：-70℃、-50℃、-30℃、-10℃、10℃でシャルピー衝撃試験を実施した。試験片本数は各試験温度で 3 本とし、延性－脆性遷移温度および吸収エネルギーの平均値（J）を求めた。試験温度：-10℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー：80 J 以上、かつ延性－脆性遷移温度：-10℃以下を、低温靱性に優れるとして合格とした。

[0099] 得られた結果を表 3－1、表 3－2 に示す。

[0100]

[表3-1]

角形 銅管 No.	熱延 銅板 No.	管軸方向の 圧縮ひずみ (%)	一辺の長さ (mm)	肉厚 (mm)	平板部の板厚中心部の鋼組織										機械特性						備考		
					各相の面積率(%) ※1					平均結 晶粒径 (μm)	円相当径2 μm 以上 20 μm 以下のパーラ イトおよび擬似パー ライトの数密度 (個/ mm^2)	円相当径20 μm 超 のパーライトおよび 擬似パーライトの数 密度 (個/ mm^2)	平板部				角部						
					F	P	DP	B	P+DP+B				降伏強度 YS (MPa)	引張強度 TS (MPa)	降伏比 (%)	均一伸び E _u (%)	破断伸び E _t (%)	-10℃における シャルピー 吸収エネルギー (J)	延性- 脆性遷移温度 (℃)				
1	1	2.30	300	22	79	8	3	10	21	16.0	767	29	397	522	0.76	14.5	35.7	200	-43	本発明例			
2	2	0.65	350	25	79	4	3	14	21	18.4	622	40	404	525	0.77	13.3	36.2	209	-39	本発明例			
3	3	0.70	400	22	80	4	4	12	20	17.6	617	38	403	516	0.78	13.2	35.1	217	-43	本発明例			
4	4	2.50	450	25	77	7	7	9	23	18.2	754	35	402	529	0.76	13.4	36.8	212	-42	本発明例			
5	5	0.75	400	22	77	4	1	18	23	13.8	586	39	417	534	0.78	14.1	34.8	211	-53	本発明例			
6	6	2.85	300	22	72	6	7	15	28	14.1	754	33	460	605	0.76	10.7	33.9	218	-54	本発明例			
7	7	2.80	300	22	82	9	7	2	18	21.7	784	30	389	492	0.79	14.9	35.6	161	-32	本発明例			
8	8	0.90	300	22	91	3	3	3	9	28.7	829	29	332	420	0.79	17.5	38.3	100	-44	本発明例			
9	9	1.70	300	22	91	3	2	4	9	26.2	599	36	398	498	0.80	19.1	35.5	126	-24	本発明例			
10	10	2.55	300	19	76	10	3	11	24	16.9	940	20	440	586	0.75	11.6	36.1	191	-43	本発明例			
11	11	0.65	500	22	85	7	5	3	15	20.4	691	33	369	462	0.80	17.3	37.6	178	-34	本発明例			
12	12	2.10	550	25	90	7	2	1	10	23.3	637	37	353	425	0.83	19.0	36.8	171	-24	本発明例			
13	13	2.80	550	28	84	7	6	3	16	21.2	717	35	385	453	0.85	17.4	39.9	166	-37	本発明例			
14	14	1.45	500	25	84	8	4	4	16	17.8	696	37	395	487	0.81	16.3	38.7	203	-44	本発明例			
15	15	2.60	550	28	82	7	5	6	18	16.5	740	30	393	517	0.76	13.1	39.1	228	-46	本発明例			
16	16	2.85	450	25	81	3	9	7	19	16.1	693	40	413	523	0.79	13.0	35.8	193	-45	本発明例			
17	17	2.80	400	22	79	7	4	10	21	18.1	708	32	414	517	0.80	14.7	34.6	201	-42	本発明例			
18	18	2.70	300	19	71	10	5	14	29	13.3	1003	19	465	620	0.75	8.9	33.6	217	-49	本発明例			
19	19	1.65	300	22	77	9	2	12	23	16.2	704	32	447	588	0.76	11.2	36.5	224	-48	本発明例			
20	20	1.90	400	22	86	9	2	3	14	26.2	690	30	416	495	0.84	15.8	35.5	121	-21	本発明例			
21	21	1.55	400	25	77	8	2	13	23	16.2	690	31	452	565	0.80	12.6	37.8	228	-45	本発明例			

※1 F:フェライト、P:パーライト、DP:擬似パーライト、B:上部ベイナイト

[0101] [表3-2]

角形 銅管 No.	熱延 銅板 No.	管軸方向の 圧縮ひずみ (%)	一辺の長さ (mm)	肉厚 (mm)	平板部の板厚中心部の銅組織										機械特性						備考
					各相の面積率(%) ※1					平均結 晶粒径 (μm)	円相当径20μm以上 のバースライトおよび 擬似バースライトの数 密度 (個/mm ²)	円相当径20μm超 のバースライトおよび 擬似バースライトの数 密度 (個/mm ²)	平板部				角部				
					F	P	DP	B	P+DP+B				降伏強度 YS (MPa)	引張強度 TS (MPa)	降伏比	均一伸び Eu (%)	破断伸び Et (%)	-10℃における シャルピー 吸収エネルギー (J)	延性- 脆性遷移温度 (℃)		
22	22	2.90	300	16	96	2	2	0	4	28.8	578	317	0.87	23.4	28.9	81	-13	比較例			
23	23	1.70	300	16	66	18	14	2	34	22.1	1089	480	0.90	6.3	25.7	70	-9	比較例			
24	24	1.30	400	22	86	6	7	1	14	25.0	722	419	0.85	7.3	26.1	77	-8	比較例			
25	25	1.10	450	25	96	3	1	0	4	18.3	585	327	0.88	15.3	28.9	96	-12	比較例			
26	26	2.55	500	22	71	8	4	17	29	18.8	725	388	0.90	17.0	29.1	159	-30	比較例			
27	27	1.05	500	25	68	10	6	16	32	17.7	774	389	0.89	15.2	30.1	143	-30	比較例			
28	28	0.80	500	25	84	9	3	4	16	20.4	725	392	0.80	7.6	27.3	65	-8	比較例			
29	29	2.30	500	25	88	4	2	6	12	21.7	625	387	0.84	6.5	26.4	78	-9	比較例			
30	30	1.90	450	22	87	5	2	6	13	19.6	610	373	0.84	7.2	26.8	75	-9	比較例			
31	31	1.85	450	22	81	7	5	7	19	17.1	740	383	0.78	5.1	25.3	63	-7	比較例			
32	32	2.00	550	22	87	8	7	1	16	21.3	756	358	0.78	15.9	30.7	71	-9	比較例			
33	33	0.80	550	19	71	5	6	18	29	16.3	712	417	0.91	16.8	31.6	139	-18	比較例			
34	34	0.55	500	19	85	4	7	4	15	20.5	700	332	0.75	5.7	26.4	66	-6	比較例			
35	35	1.35	500	19	76	6	2	16	24	14.8	631	405	0.87	19.0	31.1	126	-18	比較例			
36	36	0.80	500	22	85	7	6	2	15	18.9	633	402	0.80	12.7	37.5	188	-35	本発明例			
37	37	0.65	450	19	80	7	5	8	20	12.4	612	386	0.76	10.6	34.2	207	-41	本発明例			
38	38	0.40	400	25	77	9	9	5	23	43.5	821	293	0.81	11.8	30.2	77	-8	比較例			
39	39	0.25	400	25	77	10	9	4	23	33.1	821	267	0.76	18.8	33.6	67	-6	比較例			
40	40	1.90	400	25	77	9	8	6	23	33.9	826	288	0.75	10.9	31.3	64	-7	比較例			
41	41	2.40	400	25	78	10	6	6	22	34.1	784	449	0.80	12.7	31.1	66	-8	比較例			
42	42	2.70	400	25	79	3	1	17	21	9.2	593	447	0.89	12.0	30.8	166	-33	比較例			
43	43	1.65	400	25	78	2	2	18	22	13.4	589	448	0.88	11.7	28.9	157	-25	比較例			
44	44	2.80	400	25	69	16	14	1	31	34.4	1035	293	0.79	6.5	26.3	75	-6	比較例			
45	45	2.70	400	25	70	7	7	16	30	10.7	771	450	0.89	10.5	29.9	171	-32	比較例			
46	46	0.15	400	25	73	9	11	7	27	11.0	867	448	0.87	6.6	26.7	160	-39	比較例			
47	47	4.30	400	25	83	9	6	2	17	16.4	764	-	-	-	-	-	-	比較例			
48	48	0.80	400	25	96	2	2	0	4	25.1	503	284	0.86	15.2	36.8	113	-12	比較例			
49	49	1.10	400	25	86	7	6	1	14	38.4	372	301	0.72	7.3	25.7	72	-3	比較例			
50	50	2.40	400	25	81	9	8	2	19	18.7	336	300	0.69	6.5	24.2	66	-1	比較例			

※1 F:フエライト、P:バースライト、DP:擬似バースライト、B:上部ベイナイト

[0102] 表3-1、表3-2において、鋼No. 1~21、36、37は本発明例であり、鋼No. 22~35、38~50は比較例である。

[0103] 表3-1、表3-2に示すように、本発明例の角形鋼管は、いずれも平板部における降伏強度が295 MPa以上、平板部における引張強度が400 MPa以上であった。また、平板部における降伏比が0.85以下となる低降伏比を有していた。また、平板部の均一伸びが8.0%以上、平板部の破断伸びが27.0%以上の高延性を有していた。また、角部の-10℃におけるシャルピー吸収エネルギーが80 J以上、角部の延性-脆性遷移温度が-10℃以下の優れた低温靱性を有していた。

[0104] これに対し、比較例のNo. 22（鋼V）は、Cの含有量が本発明の範囲を下回っていたため、第2相の面積率が本発明の範囲外となり、降伏強度、引張強度および降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例のNo. 23（鋼W）は、Cの含有量が本発明の範囲を上回っていたため、第2相の面積率が本発明の範囲外となり、-10℃における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性-脆性遷移温度、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例のNo. 24（鋼X）は、Siの含有量が本発明の範囲を上回ったため、靱性が低下し、-10℃における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性-脆性遷移温度、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例のNo. 25（鋼Y）は、Mnの含有量が本発明の範囲を下回ったため、第2相の面積率が本発明の範囲外となり、引張強度および降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例のNo. 26（鋼Z）は、Mnの含有量が本発明の範囲を上回ったため、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が所望の値に達しなかった。

[0105] 比較例のNo. 27（鋼AA）は、Nbの含有量が本発明の範囲を上回り、第2相の面積率が過度に増加した。その結果、降伏比が所望の値に達しな

かった。

比較例の N o. 28 (鋼 A B) は、T i の含有量が本発明の範囲を上回ったため、粗大な炭化物や窒化物の形成が生じたと考えられる。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度および均一伸びが所望の値に達しなかった。

比較例の N o. 29 (鋼 A C) は、V の含有量が本発明の範囲を上回ったため、靱性および延性が低下した。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度、均一伸び、および破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例の N o. 30 (鋼 A D) は、C r の含有量が本発明の範囲を上回ったため、靱性がおよび延性が低下した。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度、および均一伸び、および破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例の N o. 31 (鋼 A E) は、M o の含有量が本発明の範囲を上回ったため、靱性および延性が低下した。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度および、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

[0106] 比較例の N o. 32 (鋼 A F) は、C u の含有量が本発明の範囲を上回ったため、C u が粗大に析出したと考えられる。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性－脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

比較例の N o. 33 (鋼 A G) は、N i の含有量が本発明の範囲を上回ったため、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例の N o. 34 (鋼 A H) は、C a の含有量が本発明の範囲を上回ったため、C a 酸化物クラスターが形成されたと考えられる。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性－脆性遷移温度および、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 35 (鋼A1) は、Bの含有量が本発明の範囲を上回ったため、平板部の降伏比が本発明の範囲外となった。

比較例のN o. 38 (鋼U) は、鋼素材 (鋼スラブ) 加熱温度が本発明の範囲を上回っており、結晶粒が粗大化し、平均結晶粒径が、本発明の範囲外となった。その結果、降伏強度、引張強度、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性-脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

[0107] 比較例のN o. 39 (鋼U) は、粗圧延終了温度が本発明の範囲を上回ったため、平均結晶粒径が本発明の範囲外となった。その結果、降伏強度、引張強度、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性-脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 40 (鋼U) は、仕上圧延終了温度が本発明の範囲を上回ったため、オーステナイトが粗大化し、平均結晶粒径が本発明の範囲外となった。その結果、降伏強度、引張強度、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性-脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 41 (鋼U) は、 930°C 以下での合計圧下率が本発明の範囲を下回っており、オーステナイトが粗大となり、平均結晶粒径が本発明の範囲外となった。その結果、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性-脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 42 (鋼U) は、板厚中心の平均冷却速度が本発明の範囲を上回ったため、上部ベイナイトの生成量が多くなり、また平均結晶粒径が本発明の範囲外となった。その結果、降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 43 (鋼U) は、冷却停止温度および巻取温度が本発明の範囲を下回ったため、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が所望の値に達しなかった。

[0108] 比較例のN o. 44 (鋼U) は、冷却停止温度および巻取温度が本発明の範囲を上回ったため、平均結晶粒径が本発明の範囲外となった。その結果、降伏強度、引張強度、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギー、延性-脆性遷移温度、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 4 5 (鋼U) は、巻取温度が本発明の範囲を下回ったため、上部ベイナイトの生成量が多くなり、降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 4 6 (鋼U) は、圧縮ひずみが本発明の範囲を下回ったため、降伏比、均一伸びおよび破断伸びが所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 4 7 (鋼U) は、圧縮ひずみが本発明の範囲を上回ったため、角形鋼管に座屈が生じた。そのため、引張試験およびシャルピー試験を実施しなかった。

[0109] 比較例のN o. 4 8 (鋼U) は、鋼素材の加熱時間が本発明の範囲を下回ったため、フェライトが過剰に生成し、第2相の面積率が本発明の範囲外となった。そのため、降伏強度、引張強度および降伏比が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 4 9 (鋼U) は、鋼素材の加熱時間が本発明の範囲を上回ったため、平均結晶粒径および円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトの数密度が本発明の範囲外となった。そのため、均一伸び、破断伸び、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性－脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

比較例のN o. 5 0 (鋼U) は、仕上圧延の最終2パスの合計圧下率が本発明の範囲を下回ったため、円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下のパーライトおよび擬似パーライトの数密度が本発明の範囲外となった。そのため、均一伸び、破断伸び、 -10°C における角部のシャルピー吸収エネルギーおよび延性－脆性遷移温度が所望の値に達しなかった。

符号の説明

- [0110] 1 角形鋼管
4 大梁
5 小梁
6 ダイアフラム
7 間柱

請求の範囲

[請求項1]

平板部と角部を有する角形鋼管であって、

鋼成分組成は、質量%で、

C : 0.07%以上0.20%以下、

Si : 0.01%以上0.40%以下、

Mn : 0.20%以上1.20%以下、

P : 0.10%以下、

S : 0.050%以下、

Al : 0.005%以上0.100%以下、および

N : 0.010%以下

を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

前記平板部の板厚中心部の鋼組織は、フェライトを主相とし、パーライト、擬似パーライトおよび上部ベイナイトから選択される1種または2種以上からなる第2相の面積率が5～30%であり、平均結晶粒径が10.0～30.0 μ mであり、かつ前記鋼組織には、円相当径が2 μ m以上20 μ m以下のパーライトおよび擬似パーライトが合計で500個/mm²以上存在し、

前記平板部の降伏強度が295MPa以上、前記平板部の引張強度が400MPa以上、前記平板部の降伏比が0.85以下、前記平板部の均一伸びが8.0%以上、前記平板部の破断伸びが27.0%以上であり、

前記角部の-10℃におけるシャルピー吸収エネルギーが80J以上、前記角部の延性-脆性遷移温度が-10℃以下である、角形鋼管。

[請求項2]

前記鋼成分組成は、さらに、質量%で、

Nb : 0.020%以下、

Ti : 0.045%以下、

V : 0.10%以下、

Cr : 0.50%以下、

Mo : 0.50%以下、
Cu : 0.30%以下、
Ni : 0.30%以下、
Ca : 0.0100%以下、
B : 0.0100%以下、
Sn : 0.100%以下、および
Sb : 0.100%以下

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の角形鋼管。

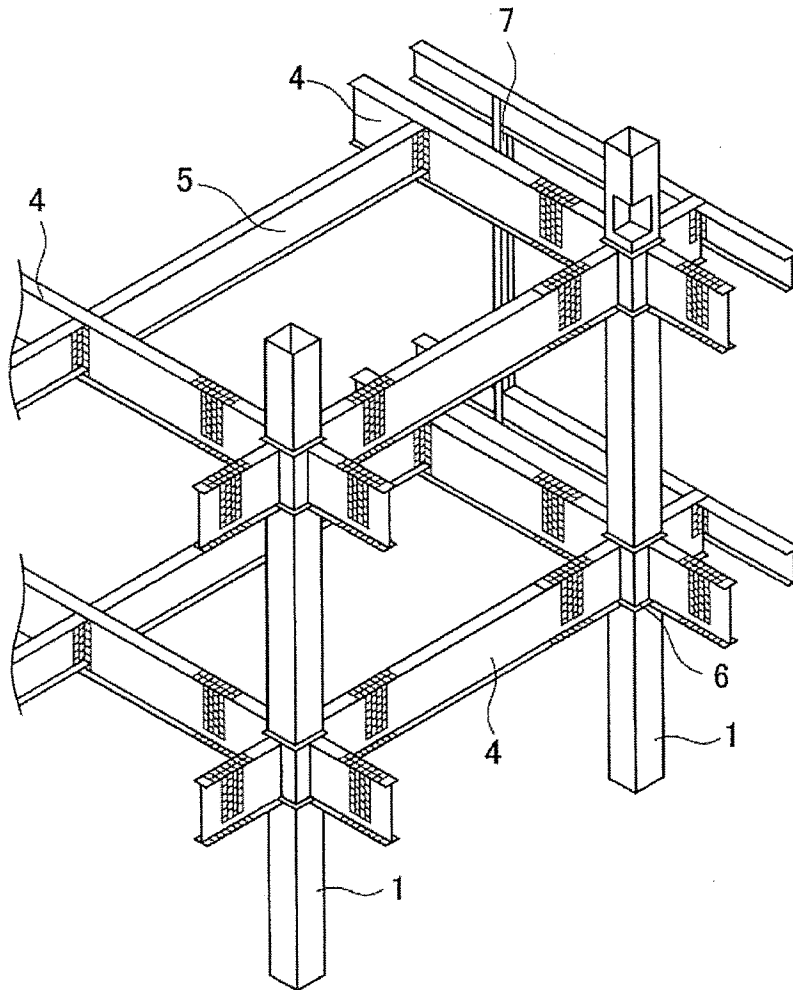
[請求項3]

請求項1または請求項2に記載の角形鋼管の製造方法であって、
前記鋼成分組成を有する鋼素材を加熱温度：1100℃以上1300℃以下、加熱時間：40min以上200min以下で加熱した後、
粗圧延終了温度：850℃以上1150℃以下、仕上圧延終了温度：750℃以上850℃以下、930℃以下での合計圧下率：40%以上、かつ仕上圧延の最終2パスの合計圧下率：15%以上である熱間圧延を施し、次いで、
板厚中心部の平均冷却速度：10.0℃/s以下、板厚中心部の冷却停止温度：480℃以上650℃以下で冷却を施し、次いで、
板厚中心部の温度：480℃以上650℃以下で巻取り熱延鋼板とし、次いで、
ロール成形により、前記熱延鋼板を円筒状に成形した後、前記熱延鋼板の端部を溶接して丸形状の鋼管に成形し、その後、角形状の鋼管に成形して角形鋼管とする際に、前記丸形状の鋼管に成形した後、および／または前記角形状の鋼管に成形した後、管軸方向に0.20～3.00%の圧縮ひずみを付与する、角形鋼管の製造方法。

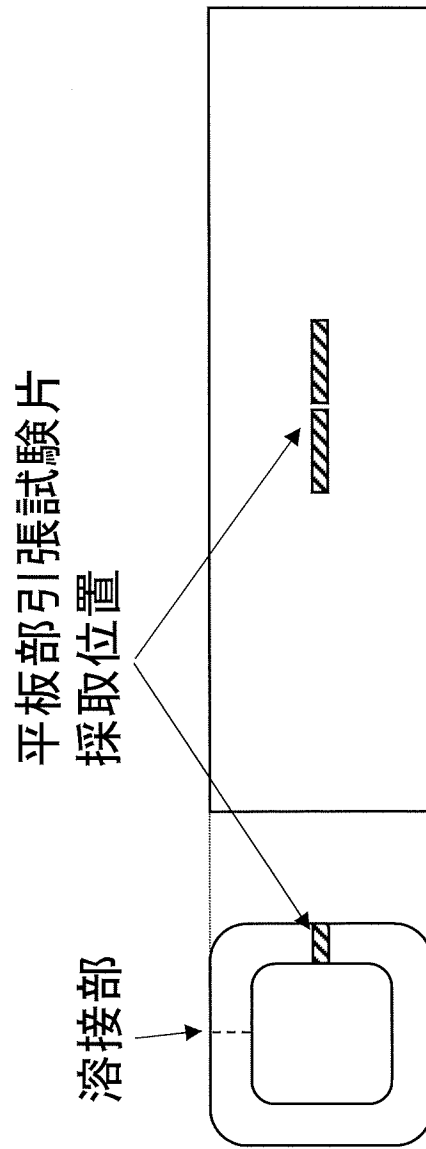
[請求項4]

請求項1または請求項2に記載の角形鋼管が柱材として用いられた、建築構造物。

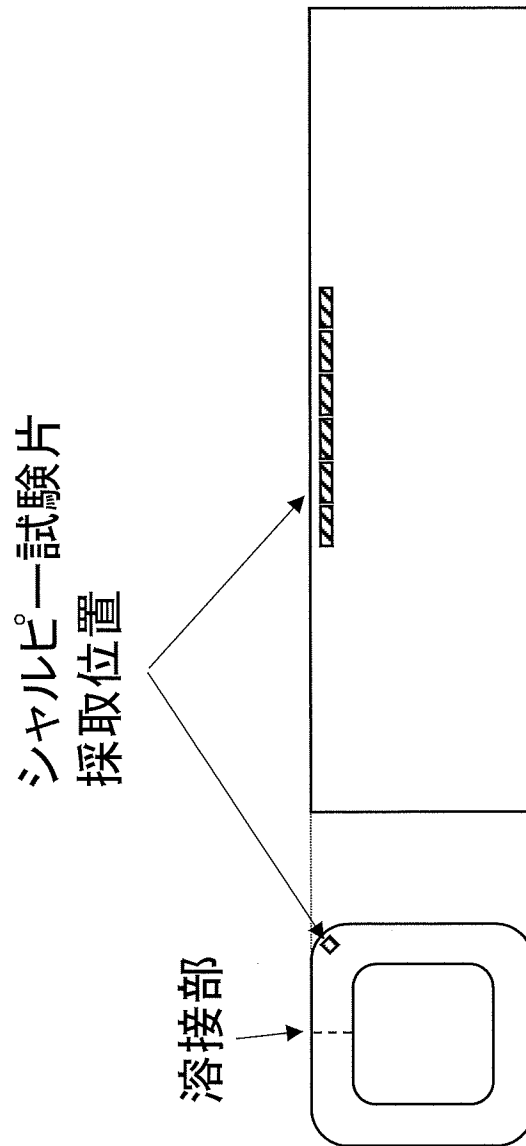
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/006688

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **B21C 37/15**(2006.01)i; **C21D 8/10**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301Z; C22C38/60; B21C37/15 D; C21D8/10 B

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; B21C37/15; C21D8/00-8/10

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.
A	WO 2022/075026 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 14 April 2022 (2022-04-14) claims, examples	1-4
A	JP 2018-53281 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 05 April 2018 (2018-04-05) claims, examples	1-4
A	WO 2018/110152 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 21 June 2018 (2018-06-21) claims, examples	1-4
A	WO 2023/053837 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 April 2023 (2023-04-06) claims, examples	1-4
A	JP 2008-184686 A (JFE STEEL CORPORATION) 14 August 2008 (2008-08-14) claims	1-4
P, A	WO 2023/233980 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 07 December 2023 (2023-12-07) entire text	1-4

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

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“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

15 April 2024

Date of mailing of the international search report

23 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

International application No.

PCT/JP2024/006688

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	JP 7396552 B1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 December 2023 (2023-12-12) entire text	1-4

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/006688

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)		Publication date (day/month/year)
WO	2022/075026	A1	14 April 2022	CN	116323065	A
				KR	10-2023-0059820	A
				TW	202219280	A
JP	2018-53281	A	05 April 2018	(Family: none)		
WO	2018/110152	A1	21 June 2018	CN	110073018	A
				KR	10-2019-0085027	A
WO	2023/053837	A1	06 April 2023	TW	202314003	A
JP	2008-184686	A	14 August 2008	(Family: none)		
WO	2023/233980	A1	07 December 2023	JP	7424551	B1
JP	7396552	B1	12 December 2023	(Family: none)		

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

C22C 38/00(2006.01)i; B21C 37/15(2006.01)i; C21D 8/10(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i

FI: C22C38/00 301Z; C22C38/60; B21C37/15 D; C21D8/10 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））

C22C38/00-38/60; B21C37/15; C21D8/00-8/10

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
A	WO 2022/075026 A1（JFEスチール株式会社）14.04.2022（2022-04-14） 請求の範囲，実施例	1-4
A	JP 2018-53281 A（新日鐵住金株式会社）05.04.2018（2018-04-05） 特許請求の範囲，実施例	1-4
A	WO 2018/110152 A1（JFEスチール株式会社）21.06.2018（2018-06-21） 特許請求の範囲，実施例	1-4
A	WO 2023/053837 A1（JFEスチール株式会社）06.04.2023（2023-04-06） 請求の範囲，実施例	1-4
A	JP 2008-184686 A（JFEスチール株式会社）14.08.2008（2008-08-14） 特許請求の範囲	1-4
P, A	WO 2023/233980 A1（JFEスチール株式会社）07.12.2023（2023-12-07） 全文	1-4
P, A	JP 7396552 B1（JFEスチール株式会社）12.12.2023（2023-12-12） 全文	1-4

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの

“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

15. 04. 2024

国際調査報告の発送日

23. 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）

田口 裕健 4K 4663

電話番号 03-3581-1101 内線 3416

様式 PCT/ISA/210（第2ページ）（2022年7月）

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/JP2024/006688

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/075026	A1	14.04.2022	CN	116323065	A	
				KR	10-2023-0059820	A	
				TW	202219280	A	
JP	2018-53281	A	05.04.2018	(ファミリーなし)			
WO	2018/110152	A1	21.06.2018	CN	110073018	A	
				KR	10-2019-0085027	A	
WO	2023/053837	A1	06.04.2023	TW	202314003	A	
JP	2008-184686	A	14.08.2008	(ファミリーなし)			
WO	2023/233980	A1	07.12.2023	JP	7424551	B1	
JP	7396552	B1	12.12.2023	(ファミリーなし)			