

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年9月19日(19.09.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/190920 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/50 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/08 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/010386

(22) 国際出願日: 2024年3月15日(15.03.2024)

(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 2023-042399 2023年3月16日(16.03.2023) JP
特願 2023-042402 2023年3月16日(16.03.2023) 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: 内山 徹也 (UCHIYAMA, Tetsuya); 〒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). 中西 大貴 (NAKANISHI, Daiki); 〒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). 臼杵 博一 (USUKI, Hirokazu); 〒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). 白幡 浩幸 (SHIRAHATA, Hiroyuki); 〒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).

(74) 代理人: 弁理士法人太陽国際特許事務所(TAIYO, NAKAJIMA & KATO); 〒1600022 東京都新宿区新宿4丁目3番17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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

(54) Title: STEEL

(54) 発明の名称: 鋼材

(57) Abstract: Provided is a steel that has a specific chemical composition in which α is from 5.0 to 16.0, the tensile strength is from 615 MPa to 930 MPa, the microstructure of a location 1/4 of the thickness from the surface includes lower bainite and martensite, the total of the area ratios of the lower bainite and martensite is at least 15.0%, the total of the area ratios of upper bainite, lower bainite, and martensite is at least 90.0%, and the area ratio of retained austenite is less than 1.7%. $\alpha=0.50 \times \sqrt{[C]} \times (1+0.64[Si]) \times (1+4.10[Mn]) \times (1+0.27[Cu]) \times (1+0.52[Ni]) \times (1+2.33[Cr]) \times (1+3.14[Mo])$

(57) 要約: 下記 α が、5.0以上16.0以下である特定の化学組成を有し、引張強さが615MPa以上930MPa以下、表面から厚さの1/4の部位のミクロ組織が、下部ベイナイト及びマルテンサイトを含み、下部ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が15.0%以上、上部ベイナイトと下部ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が90.0%以上、残留オーステナイトの面積率が1.7%未満である鋼材。 $\alpha=0.50 \times \sqrt{[C]} \times (1+0.64[Si]) \times (1+4.10[Mn]) \times (1+0.27[Cu]) \times (1+0.52[Ni]) \times (1+2.33[Cr]) \times (1+3.14[Mo])$



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：鋼材

技術分野

[0001] 本開示は、鋼材に関する。

背景技術

[0002] 鋼材は、建築、橋梁、船舶、ラインパイプ、海洋構造物、圧力容器、タンクなどの溶接構造物に用いることができる。強度と低温靱性への対応力に優れた鋼材は、低温での用途に有効である。

[0003] 液化ガスの貯蔵タンクなどの低温用圧力容器には、低温用鋼が使用される。低温用鋼には、使用温度に応じて、A1キルド鋼、ニッケル鋼、高Mn鋼及びオーステナイト系ステンレス鋼などが存在する。例えば、使用温度が -100°C 前後の液化エタン、液化エチレンを積載するタンクの材料として、3.5%Ni鋼などのニッケル鋼が使用されている。

[0004] この3.5%Ni鋼のように、低温用圧力容器に代表される低温靱性の確保が必要とされる鋼材にはNiを含有させることが多い。

[0005] 例えば特許文献1では、Niを2.7%以上5.0%以下含む特定の化学組成を有し、焼入れ加熱時の旧オーステナイト粒径が $20\mu\text{m}$ 以下であり、熱処理後の有効結晶粒径が $12\mu\text{m}$ 以下であり、引張強さが 450MPa 以上 690MPa 以下である、靱性に優れた低温用ニッケル含有鋼材が提案されている。

また、低温靱性と高強度を目的として、化学組成及びマイクロ組織（金属組織）を規定した様々な鋼材が提案されている（例えば、特許文献2～6参照。）。)

[0006] 特許文献1：特開2019-81930号公報

特許文献2：特開平6-192729号公報

特許文献3：特開平7-331328号公報

特許文献4：国際公開第2007/034576号

特許文献5：国際公開第2020/184162号

特許文献6：国際公開第2014/017057号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 低温用圧力容器に使用される低温用鋼には、高強度化と低温靱性の確保との両立が望まれている。また、低温用圧力容器は、鋼材を溶接して製造され、溶接によって生じた残留応力を除去するために、溶接後熱処理（Post Weld Heat Treatment、PWHTということがある）が施される場合がある。最近では、鋼材のPWHT後の低温靱性に対する要求が一層高まっている。

[0008] 本開示は、引張強さが高く、溶接後熱処理の前後に関わらず、良好な低温靱性が得られる、低温用途に好適な鋼材の提供を課題とするものである。

課題を解決するための手段

[0009] 本開示の要旨は以下のとおりである。

<1> 質量%で、

C：0.03%以上、0.20%以下、

Si：0.01%以上、0.50%以下、

Mn：0.10%以上、2.00%以下、

P：0.025%以下、

S：0.0250%以下、

Ni：4.51%以上、6.10%以下、

Al：0.001%以上、0.100%以下、

O：0.0100%以下、

N：0.0100%以下、

Cu：0～1.50%、

Cr：0～3.00%、

Mo：0～2.00%、

B：0～0.0050%、

Nb：0～0.050%、

Ti : 0~0.050%、
 V : 0~0.10%、
 Mg : 0~0.0200%、
 Ca : 0~0.0200%、
 REM : 0~0.0200%、
 残部 : Fe 及び不純物

であり、かつ、下記(1)式で表される α が、5.0以上、16.0以下である化学組成を有し、

引張強さが615MPa以上、930MPa以下であり、

鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位のマイクロ組織が、下部ベイナイト及びマルテンサイトを含み、前記下部ベイナイトと前記マルテンサイトの面積率の合計が15.0%以上であり、かつ、上部ベイナイトと前記下部ベイナイトと前記マルテンサイトの面積率の合計が90.0%以上であり、残留オーステナイトの面積率が1.7%未満である、鋼材。

$$\alpha = 0.50 \times \sqrt{[C]} \times (1 + 0.64 [Si]) \times (1 + 4.10 [Mn]) \times (1 + 0.27 [Cu]) \times (1 + 0.52 [Ni]) \times (1 + 2.33 [Cr]) \times (1 + 3.14 [Mo]) \cdots (1)$$

ただし、式(1)中の[元素記号]は、前記鋼材に含まれるそれぞれ対応する元素の含有量(質量%)を表す。該当する元素を含まない場合は、ゼロを代入する。

<2> 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位のマイクロ組織は、平均結晶粒径が20.0 μ m以下である、<1>に記載の鋼材。

<3> -110 $^{\circ}$ Cでのシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上である、<1>又は<2>に記載の鋼材。

<4> 425 $^{\circ}$ C以上の温度域における昇温速度及び降温速度が55 $^{\circ}$ C/hであり、かつ、600 $^{\circ}$ Cで2時間保持する熱処理を前記鋼材に対して行った場合、前記熱処理が行われた箇所における-110 $^{\circ}$ Cでのシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上である、<1>~<3>のいずれか1つに記載

の鋼材。

<5> 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5以上である、<1>~<4>のいずれか1つに記載の鋼材。

<6> 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5未満である、<1>~<4>のいずれか1つに記載の鋼材。

発明の効果

[0010] 本開示によれば、引張強さが高く、溶接後熱処理の前後に関わらず、良好な低温靱性が得られる、低温用途に好適な鋼材を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]ミクロ組織の判別結果の一例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0012] 以下、本開示について詳細に説明する。

本開示における「溶接後熱処理」とは、特に断りが無い限り、JIS Z 3700:2009「溶接後熱処理方法」に規定された内容に準拠する溶接後熱処理を意味する。

本開示における「鋼材」又は「母材」とは、めっき層、塗膜などの表面処理層を含まない鋼材部分を意味する。ただし、本開示に係る鋼材の表面には、めっき層、塗膜などの表面処理層が形成されていてもよい。また、溶接継手における「母材」とは、溶接部（溶接金属及び溶接熱影響部）との対比で、溶接の影響を受けていない鋼材部分を意味する。

[0013] 本開示において、「~」を用いて表される数値範囲は、「~」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。ただし、「~」の前後に記載される数値に「超」又は「未満」が付されている場合の数値範囲は、これら数値を下限値又は上限値として含まない範囲を意味する。

化学組成の元素の含有量について、「%」は「質量%」を意味する。

「工程」との用語は、独立した工程だけではなく、他の工程と明確に区別

できない場合であってもその工程の所期の目的が達成されれば、本用語に含まれる。

[0014] 以下、本開示の一実施形態に係る鋼材について説明する。まず、本開示に係る鋼材を完成するに至った本開示の発明者らの検討結果、得られた新たな知見について詳述する。

[0015] 本開示の発明者らは、鋼材の強度を向上させるために検討を行った。鋼材の引張強度は、ミクロ組織の構成によって確保される。本開示の発明者らは、熱間圧延及び加速冷却後の鋼材の $1/4$ t部（t：鋼材の厚さ）から試料を採取し、引張試験を行い、ミクロ組織の観察を行った。その結果、引張強さが615 MPa以上、930 MPa以下である鋼材の $1/4$ t部のミクロ組織は、フェライトの面積率が10.0%未満であり、上部ベイナイト、下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計が90.0%以上であることがわかった。なお、上部ベイナイト、下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計は、電子線後方散乱回折法（Electron Back Scatter Diffraction、以下「EBSD」という。）を用いて測定された。

[0016] 更に、本開示の発明者らは、鋼材の靱性を向上させるために検討を行った。鋼材の靱性は、ミクロ組織の構成によって確保される。本開示の発明者らは、熱間圧延及び加速冷却後の鋼材の $1/4$ t部から試料を採取し、シャルピー衝撃試験を行い、ミクロ組織の観察を行った。その結果、 -110°C でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが150 J以上である鋼材は、下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計が15.0%以上であり、残留オーステナイトの面積率が1.7%未満であることがわかった。下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計は、EBSDを用いて測定された。残留オーステナイトの面積率は、X線回折法によって測定された。X線回折法によって測定された残留オーステナイトの体積率は、面積率とみなすことができる。

[0017] 更に、本開示の発明者らは、鋼材の靱性を確保するために検討を行った。鋼材の靱性は、結晶方位の差が 15° 以上である大傾角粒界によって囲まれ

る領域を小さくすることにより、確保される。本開示の発明者らは、熱間圧延後の冷却速度及び冷却停止温度を制御して製造された鋼材の1/4 t部から試料を採取し、EBSDにより、大傾角粒界で囲われた領域の円相当直径の測定を行った。以下では、大傾角粒界で囲われた領域の円相当直径を結晶粒径という。試料には機械研磨及び電解研磨が施され、4 mm²の領域で、FE-SEM（電界放射型走査型電子顕微鏡）に付属するEBSD装置による解析が行われた。4 mm²の領域で測定された結晶粒径のうち、結晶粒毎の面積で重みづけをした面積加重平均で算出した値を、平均結晶粒径（「有効結晶粒径」と記す場合がある。）とした。鋼材の1/4 t部の平均結晶粒径が20.0 μm以下であれば、溶接後熱処理の前後に関わらず鋼材の靱性がさらに向上する傾向にあるという知見が得られた。

[0018] 更に、本開示の発明者らは、熱間圧延及び加速冷却後の鋼材に限らず、再加熱焼入れ後の鋼材についても同様の結果が得られることを見出した。

[0019] <化学組成>

次に、本開示に係る鋼材の化学組成を構成する合金元素について説明する。なお、以下の合金元素の説明において、含有量の「%」は、「質量%」を意味する。

[0020] (C : 0.03%以上、0.20%以下)

Cは、鋼材の強度を高める元素である。構造物に使用される鋼材の強度の確保という観点から、本開示では、C含有量は0.03%以上である。C含有量は、好ましくは0.05%以上、又は、0.07%以上である。一方、Cは、靱性を低下させる元素であり、溶接熱影響部（Heat Affected Zone : 以下、「HAZ」という場合がある。）の靱性の確保という観点から、本開示では、C含有量は0.20%以下である。C含有量は、好ましくは0.16%以下、0.14%以下、又は、0.12%以下である。

[0021] (Si : 0.01%以上、0.50%以下)

Siは、脱酸剤として使用され、また、鋼中に固溶して強度を増加させる元素である。溶鋼に含まれるO濃度の制御という観点から、本開示では、S

i含有量は0.01%以上である。Si含有量は、好ましくは0.03%以上、0.05%以上、0.10%以上、又は0.12%以上である。一方、Si含有量が過剰であると、HAZに硬質相が形成され、靱性が低下する可能性がある。したがって、HAZ靱性の確保という観点から、本開示では、Si含有量は0.50%以下である。Si含有量は、好ましくは0.30%以下、又は、0.20%以下である。

[0022] (Mn : 0.10%以上、2.00%以下)

Mnは、脱酸剤として使用され、また、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素である。溶鋼に含まれるO濃度の制御という観点から、本開示では、Mn含有量は0.10%以上である。更に、0.10%以上のMnにより、MnSを形成することで固溶Sを低減し、熱間割れを防止する。鋼材の強度やHAZの靱性の確保という観点から、Mn含有量は、好ましくは0.30%以上、又は、0.50%以上である。一方、Mn含有量が過剰であると、PWHT時にMnが粒界に偏析することで、PWHT後の靱性が低下する可能性がある。したがって、PWHT後の鋼材の靱性の確保という観点から、本開示では、Mn含有量は2.00%以下である。Mn含有量は、好ましくは1.80%以下、又は、1.50%以下である。

[0023] (P : 0.025%以下)

Pは、不純物元素である。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、本開示では、P含有量は0.001%以上であってもよい。一方、P含有量が過剰であると、PWHT時にPが粒界に偏析することで、PWHT後の靱性が低下する可能性がある。したがって、本開示では、P含有量は0.025%以下である。P含有量は、好ましくは0.016%以下、0.012%以下、又は、0.008%以下である。

[0024] (S : 0.0250%以下)

Sは、不純物元素である。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、本開示では、S含有量は0.0001%以上であってもよい。一方、S含有量が過剰であると、中心偏析部において延伸したMnSが生成

し、鋼材及びH A Zの靱性や延性が劣化する場合がある。S含有量は、鋼材及びH A Zの靱性及び延性の確保という観点から、0.0250%以下である。S含有量は、好ましくは0.0100%以下、又は、0.0050%以下である。

[0025] (Ni : 4.51%以上、6.10%以下)

Niは、鋼の焼入れ性及び靱性の改善のために有効な元素であるので、本実態形態では、Ni含有量は4.51%以上である。Ni含有量は、好ましくは5.00%以上、又は、5.25%以上とする。ただし、Niは高価な元素であり、コスト削減の観点から、本開示では、Ni含有量は、6.10%以下である。Ni含有量は、好ましくは6.00%以下、又は、5.75%以下である。

[0026] (Al : 0.001%以上、0.100%以下)

Alは、脱酸に有用な元素であり、かつ、窒化物を形成することにより焼入れの際に結晶粒径を細粒化させる元素であるので、本開示では、Al含有量は0.001%以上である。しかしながら、Alを過剰に含有させると、Alが粗大な窒化物を形成し、鋼材及びH A Zの靱性を低下させる恐れがある。従って、Al含有量は、0.100%以下である。Al含有量は、好ましくは0.080%、又は、0.050%以下である。

[0027] (O : 0.0100%以下)

Oは、不純物元素である。O含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、本開示では、O含有量は0.0001%以上であってもよい。一方、O含有量が過剰であると、粗大酸化物が生成し、鋼材及びH A Zの靱性や延性が劣化する場合がある。O含有量は、鋼材及びH A Zの靱性及び延性の確保という観点から、0.0100%以下である。O含有量は、好ましくは0.0060%以下、又は、0.0040%以下である。

[0028] (N : 0.0100%以下)

Nは、不純物元素である。N含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、本開示では、N含有量は0.0001%以上であってもよい。

鋼材の特性及びH A Zの靱性の確保という観点から、本開示では、N含有量は0.0100%以下である。N含有量は、好ましくは0.0050%以下、又は、0.0040%以下である。

[0029] 本開示に係る鋼材は、Feの一部に代えて他の元素（選択元素）を含んでもよい。例えば、下記の選択元素が挙げられるが、これらの元素の含有量は0%でもよい。

[0030] 本開示に係る鋼材には、強度や靱性を向上させるため、必要に応じて、焼入れ性を向上する効果のある、下記に示す選択元素Cu、Cr、Mo、Bの1種又は2種以上を含有させてもよい。

[0031] (Cu : 1.50%以下)

Cuは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Cu含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Cuは、溶接性やH A Zの靱性に対する悪影響が小さく、鋼の焼入れ性を高める効果があるため鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、Cu含有量は0.01%以上であってもよい。Cu含有量は、好ましくは0.10%以上である。ただし、鋼材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、本開示では、Cu含有量は、1.50%以下である。Cu含有量は、好ましくは1.00%以下、0.80%以下、0.60%以下、又は、0.50%以下である。

[0032] (Cr : 3.00%以下)

Crは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Cr含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Crは、鋼の焼入れ性を高める効果があるため鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、Cr含有量は0.01%以上であってもよい。Cr含有量は、好ましくは0.10%以上である。ただし、H A Zの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、本開示では、Cr含有量は、3.00%以下である。Cr含有量は、好ましくは2.20%以下、1.40%以下、又は、0.80%以下である。

[0033] (Mo : 2.00%以下)

Moは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Mo含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Moは、鋼の焼入れ性を高める効果があるため鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、Mo含有量は0.01%以上であってもよい。Mo含有量は、好ましくは0.05%以上、0.10%以上、0.20%以上、又は、0.30%以上である。ただし、HAZの靱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、本開示では、Mo含有量は2.00%以下である。Mo含有量は、好ましくは1.20%以下、又は、0.80%以下である。

[0034] (B : 0.0050%以下)

Bは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、B含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Bは、鋼の焼入れ性を高める顕著な効果を発現し、鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、B含有量は0.0003%以上であってもよい。ただし、連続鋳造によって製造される鋼片の表面品質の劣化抑制の観点から、本開示では、B含有量は0.0050%以下である。B含有量は、好ましくは0.0030%以下、又は、0.0020%以下である。

[0035] 本開示に係る鋼材には、強度を向上させるため、必要に応じて、炭化物や窒化物などの析出物により鋼材の強度を高める効果のある、下記に示す選択元素Nb、Ti、Vの1種又は2種以上を含有させてもよい。

[0036] (Nb : 0.050%以下)

Nbは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Nb含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Nbは、炭化物、窒化物を形成して、金属組織を微細化する効果を有し、鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、Nb含有量は0.001%以上であってもよい。ただし、HAZの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、Nb含有量は0.050%以下である。Nbの含有量は、好ましくは0.0

40%以下、又は、0.030%以下である。特にPWH T後の鋼材の靱性の確保という観点から、Nbの含有量は、0.004%以下であってもよい。

[0037] (Ti : 0.050%以下)

Tiは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Ti含有量の下限値は限定されず、0%であってもよい。また、Tiは、炭化物、窒化物を形成し、金属組織を微細化する効果を有し、鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、Ti含有量は0.001%以上であってもよい。ただし、HA Zの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、Ti含有量は0.050%以下である。Tiの含有量は、好ましくは0.040%以下、又は、0.030%以下である。特にPWH T後の鋼材の靱性の確保という観点から、Tiの含有量は、0.004%以下、又は、0.002%以下であってもよい。

[0038] (V : 0.10%以下)

Vは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、V含有量の下限値は限定されず、0%であってもよい。また、Vは、炭化物、窒化物を形成し、鋼材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、V含有量は0.01%以上であってもよい。ただし、HA Zの靱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、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、又は、0.05%以下である。

[0039] 本開示に係る鋼材には、HA Zの靱性を向上させるため、必要に応じて、下記に示す選択元素Mg、Ca、REMの1種又は2種以上を含有させてもよい。

[0040] (Mg : 0.0200%以下)

Mgは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Mg含有量の下限値は限定されず、0%であってもよい。また、Mgは、酸化物を形成して、溶接熱影響部の靱性を向上させる元素でもある。そのため、本

開示では、Mg含有量は0.0003%以上、0.0006%以上、又は0.0010%以上であってもよい。一方、Mg含有量が過剰であると、粗大な酸化物を形成し、鋼の靱性を低下させる場合がある。したがって、靱性の確保という観点から、本開示では、Mg含有量は0.0200%以下である。Mg含有量は、好ましくは0.0100%以下、0.0060%以下、又は、0.0040%以下である。

[0041] (Ca : 0.0200%以下)

Caは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、Ca含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、Caは、鋼材中の硫化物を球状化することにより、鋼材及び溶接熱影響部の靱性を低下させるMnSの影響を軽減する元素でもある。そのため、本開示では、Ca含有量は0.0003%以上、0.0006%以上、又は0.0010%以上であってもよい。一方、Ca含有量が過剰であると、粗大な酸化物を形成し、鋼の靱性を低下させる場合がある。したがって、靱性の確保という観点から、本開示では、Ca含有量は0.0200%以下である。Ca含有量は、好ましくは0.0100%以下、0.0060%以下、又は、0.0040%以下である。

[0042] (REM : 0.0200%以下)

希土類金属 (REM) は、Sc、Yの2元素と、La、Ce、Ndなどのランタノイド15元素との合計17元素の総称を意味する。REM含有量とは、前記17元素の合計含有量を意味する。REMは、製造過程で鋼材に混入する場合がある元素である。しかし、REM含有量の下限值は限定されず、0%であってもよい。また、REMは、酸化物を形成して、溶接熱影響部の靱性を向上させる元素でもある。そのため、本開示では、REM含有量は0.0003%以上、0.0006%以上、又は0.0010%以上であってもよい。一方、REM含有量が過剰であると、粗大な酸化物を形成し、鋼の靱性を低下させる場合がある。したがって、靱性の確保という観点から、本開示では、REM含有量は0.0200%以下である。REM含有量は、

好ましくは0.0100%以下、0.0060%以下又は、0.0040%以下である。

[0043] (残部：Fe及び不純物)

本開示に係る鋼材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を意味する。

[0044] 個々の元素の含有量の限定に加えて、本開示においては、 α 値の範囲を次のように限定する。

[0045] (α 値：5.0以上16.0以下)

α 値は、以下の(1)式によって算出される。

$$\alpha = 0.50 \times \sqrt{[C]} \times (1 + 0.64 [Si]) \times (1 + 4.10 [Mn]) \times (1 + 0.27 [Cu]) \times (1 + 0.52 [Ni]) \times (1 + 2.33 [Cr]) \times (1 + 3.14 [Mo]) \cdots (1)$$

ただし、[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]及び[Mo]は、鋼中のC、Si、Mn、Cu、Ni、Cr及びMoの含有量(質量%)である。該当する元素を含まない場合は、ゼロを代入する。なお、 $\sqrt{[C]}$ は、 $[C]^{1/2}$ と同義である。

[0046] 本開示では、 α 値の範囲を5.0~16.0とする。これは、鋼材の焼入れ性を示す指標であり、 α 値が高くなるほど、強度及び靱性のバランスが優位な下部ベイナイト及びマルテンサイト組織を形成することができる。 α が適切な範囲の場合、HAZの組織も強度及び靱性のバランスが優位な下部ベイナイト及びマルテンサイト組織の比率が高くなり、HAZ靱性も確保できる。 α が5.0以上の場合、母材の焼き入れ性を確保し、強度及び靱性のバランスが有利な下部ベイナイト及びマルテンサイトの比率が増え、靱性劣化が抑制される。また、HAZ部の組織も下部ベイナイト、マルテンサイトの比率が増えやすく、HAZ靱性も向上する。一方、 α 値を16.0以下とすると鋼材強度が高くなりすぎず、靱性を確保できる。また、 α 値を16.0以下とすると、PWH T後の靱性も確保することができる。また、HAZが

硬くなりすぎず、HAZ韌性も確保することができる。

[0047] α 値に関する上記の数値範囲を満足することで、強度及び韌性に優れた低温用ニッケル含有鋼材を提供することができる。 α 値は、好ましくは、5.5以上、6.0以上、又は7.0以上である。また、 α 値は、好ましくは、15.5以下、又は、15.0以下である。

[0048] <ミクロ組織>

次に、本開示に係る鋼材のミクロ組織について説明する。本開示に係る鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位のミクロ組織は、下部ベイナイト及びマルテンサイトを含む。また、ベイナイトとして、下部ベイナイトのほかに上部ベイナイトも含まれてもよい。

[0049] 「ベイナイト」は、上部ベイナイト及び下部ベイナイトの総称である。「上部ベイナイト」は、ラス間に残留オーステナイト又はMA相（マルテンサイト・オーステナイト混合相）を含む上部ベイナイト、ラス間に炭化物を含む上部ベイナイトの一方又は両方である。「下部ベイナイト」は、ラス内に炭化物を含むラス状下部ベイナイトである。

[0050] 「マルテンサイト」は、ラス、バタフライ、レンズ、薄板状の4つの形態が存在するが、本開示における成分では主にラスマルテンサイトが生成する。ラスマルテンサイトは特定の配列をしたラスの集団から成るパケット及びブロックから構成され、1つのオーステナイト粒が数個のパケットに分割された組織である。

[0051] （下部ベイナイトとマルテンサイトとの面積率の合計：15.0%以上）

下部ベイナイト及びマルテンサイトは硬質相であり、かつ、鋼材の韌性を高める。鋼材の韌性確保という観点から、1/4 t部の下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率は15.0%以上である。1/4 t部の下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率は、好ましくは20.0%以上、又は、30.0%以上である。1/4 t部の下部ベイナイトの面積率とマルテンサイトの面積率との合計は100%であってもよい。

[0052] （上部ベイナイトと下部ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計：90

． 0%以上)

鋼材強度の確保という観点から、1/4 t 部の上部ベイナイトと下部ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計は90.0%以上である。1/4 t 部の上部ベイナイト、下部ベイナイト及びマルテンサイトの面積率の合計は100%であってもよい。また、1/4 t 部の上部ベイナイトは1.0%以上であってもよい。

[0053] (残留オーステナイトの面積率：1.7%未満)

鋼材の靱性の確保という観点から、1/4 t 部の残留オーステナイトの面積率は1.7%未満である。1/4 t 部の残留オーステナイトの面積率は、好ましくは1.0%以下であり、0%でもよい。これは本開示のNi含有厚鋼板では従来の9%Ni鋼よりもNi含有量が少ないため、たとえ、残留オーステナイトが-110℃で存在していたとしても、不安定であり、亀裂先端で鋼組織が塑性変形を受けると塑性誘起マルテンサイト変態により残留オーステナイトがマルテンサイトに変化するためと考えられる。このため、室温での残留オーステナイトが、体積率で1.7%未満とする。

また、Ni含有量が高いほど残留オーステナイトの体積率も高くなり易いが、Ni含有量の増加はコストの上昇につながる点でも好ましくない。

[0054] 鋼材のミクロ組織の観察は、鋼材の1/4 t 部を観察面とする試料を用いて行われる。(a) 電解研磨、(b) ナイタールエッチングを施した2種の試料を準備する。(a)、(b)の各試料についてそれぞれ下記の方法により3箇所測定し、3箇所の平均値をその鋼材のミクロ組織の面積率とする。なお、(a)、(b)の各試料はそれぞれ3個準備して各試料の平均を取っても良いし、それぞれ1つの試料の中で3箇所の視野で測定して平均を取っても良い。

[0055] 機械研磨で鏡面仕上げ後、機械研磨によって生じた歪層を除去する電解研磨を行った電解研磨試料を用いて、EBSDによる上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイト、及び残留オーステナイトの合計の面積率の測定が行われる。測定倍率は200倍であり、400 μ m \times 400 μ mの範囲の

測定が $0.4\ \mu\text{m}$ のピッチで行われる。測定は、電子線のビーム径が $0.4\ \mu\text{m}$ 以下の状態で行われる。信頼性指数 (Confidence Index、以下、「CI値」という。) は 0.1 以上に設定される。フェライトと、上部ベイナイト、下部ベイナイト及びマルテンサイトとの判定は、Grain Average Misorientation (以下、「GAM」という。) の閾値を 0.5 に設定して行われる。なお、GAM値は、OIM-Analysis (米国TSL社製EBSD結晶方位解析ソフトウェア) 中で定義される指標である。GAMが 0.5 以下の領域はフェライトであり、GAMが 0.5 超の領域は、上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイトもしくは残留オーステナイトである。本開示における上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイト、及び残留オーステナイトは、EBSDのGAMを閾値として判定されることから、上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイト、及び残留オーステナイトだけでなく、焼戻し上部ベイナイト、焼き戻し下部ベイナイト、焼戻しマルテンサイトが含まれる。直接焼入れ (DQ) とその後焼戻し (T) まで行う (DQT) の組織を比べると、焼き戻し後、MAの分解や炭化物の粗大化が起こるが、組織の見え方は大きくは変わらない。

[0056] ナイタールエッチング試料を用いて、SEM観察による上部ベイナイトの面積率の測定が行われる。測定倍率は 500 倍であり、 $360\ \mu\text{m} \times 480\ \mu\text{m}$ の範囲の測定で行われる。明瞭なラス構造を有し、かつ、ラス境界に沿って、炭化物やMAが生成している部分が、上部ベイナイトである。組織の内部構造が比較的粗く、炭化物の密集度も疎でかつ粗密が入り混じっている領域の組織を上部ベイナイトとした。図1に組織判別結果の例を示す。(A) 及び (B) は、DQTにより製造し、 α 値が 9.9 の鋼材の同じ領域のSEM画像である。(B) において白線で囲まれた領域が上部ベイナイト (B_u) であり、他の領域は下部ベイナイト+マルテンサイト (B_L+M) である。上部ベイナイト (B_u) と判断した部分は、白く見える炭化物が疎でかつ粗密の領域が混在している。一方、下部ベイナイト+マルテンサイト (B_L+M) と判別した部分は、炭化物が密で均一に存在している。上記で測定した

、上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイト及び残留オーステナイトの合計の面積率から、上部ベイナイトの面積率を引くことにより、下部ベイナイト、マルテンサイト、及び残留オーステナイトの面積率の合計が求められる。さらに後述する測定方法により残留オーステナイトの面積率を求め、下部ベイナイト、マルテンサイト、及び残留オーステナイトの面積率の合計から引くことで、下部ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が求められる。

[0057] (残留オーステナイトの面積率)

残留オーステナイトの面積率は、X線回折法によって測定する。残留オーステナイトの面積率の測定は、鋼材の表面から厚さ方向に、厚さの $1/4$ の部位（本明細書において、「 $1/4$ t 部」とも称される）を測定面とする試料を用いて行われる。試料は、2 mm厚の試験片であり、鋼材における幅方向の端部から幅の $1/4$ の位置から採取され、化学研磨を行い、Mo管球を使用したX線回折法による残留オーステナイトの体積率の測定に使用される。定量は、フェライト相の(200)、(211)回折ピークの積分強度とオーステナイト相の(200)、(220)、(311)回折ピークの積分強度の比に基づいて行い、6つの組み合わせの平均値を採用した。回折ピークの積分強度はピーク前後の信号を元にバックグラウンドをフィッティングし、その信号分差し引くことで求める。X線回折法によって測定される体積率を面積率とみなす。

[0058] (鋼材の $1/4$ t 部の平均結晶粒径)

本開示では、鋼材の $1/4$ t 部の平均結晶粒径（有効結晶粒径）は、 $20.0 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。鋼材の $1/4$ t 部の平均結晶粒径が $20.0 \mu\text{m}$ 以下であれば、PWH Tの前後に関わらず鋼材の靱性がさらに向上する傾向があるという知見が得られたからである。ただし、鋼材の $1/4$ t 部の平均結晶粒径は、 $20.0 \mu\text{m}$ 超であってもよい。鋼材の平均結晶粒径は、小さいほど好ましいので、その下限値は限定されない。通常、平均結晶粒径は、 $10 \mu\text{m}$ 以上である。有効結晶粒径は加重平均により求められる

。加重平均により求められる有効結晶粒径 D_{area} は、 4 mm^2 の領域で測定された結晶粒径のうち、測定時の検出した i 番目の結晶粒の面積 S_i 、粒径 d_i を用いて、下記式により算出される。

$$D_{area} = \sum S_i \cdot d_i / \sum S_i$$

[0059] (鋼材の $1/4\text{ t}$ 部の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比)

本開示の鋼材の旧オーステナイト結晶粒（旧オーステナイト粒ということがある）の形態は、圧延方向に扁平した形状であってよい。鋼材の表面から厚さ方向に厚さの $1/4$ の部位の旧オーステナイト粒が、アスペクト比 1.5 以上の扁平粒であるようにすれば、鋼材の靱性のより一層の向上が可能となる。これは、旧オーステナイト粒を扁平化することにより粒界面積を増やすことで、実質的なオーステナイト粒の微細化になり、有効結晶粒径の微細化に有効となるためである。旧オーステナイト粒のアスペクト比は、通常、 4.0 以下であり、 3.5 以下であってよい。

[0060] 一方、ミクロ組織の均質性の確保という観点から、 $1/4\text{ t}$ 部の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は 1.5 未満であってもよい。 $1/4\text{ t}$ 部の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は、 1.4 以下、又は、 1.3 以下であってもよい。

[0061] 鋼材の旧オーステナイト結晶粒（旧オーステナイト粒ということがある）のアスペクト比は以下のように決定される。まず、鋼材の表面から厚さ方向に厚さの $1/4$ の部位の L 断面（鋼材の圧延方向及び厚さ方向に平行な断面）を鏡面研磨し、 $2\sim 4\%$ ピクリン酸の飽和水溶液ベースの腐食液で腐食を行い、任意の圧延方向 $1.0\text{ mm} \times$ 厚さ方向 0.5 mm の領域の旧オーステナイト粒界を現出させる。

次に、個々の旧オーステナイト粒の長径及び短径を測定し、各旧オーステナイト粒のアスペクト比を長径÷短径で算出する。算出された全ての旧オーステナイト粒のアスペクト比の算術平均を「旧オーステナイト粒のアスペクト比」として決定する。なお、旧オーステナイト粒の最大長を長径とし、粒に接触する長径方向に平行な 2 本の線の最大間隔を短径とする。

[0062] <機械特性>

本開示に係る鋼材は、強度及び低温靱性を両立した機械特性を有する。特に -110°C における靱性に優れるほか、PWHT後においても優れた低温靱性を発揮することができる。

[0063] (引張強さ：615MPa以上930MPa以下)

本開示では、鋼材の引張強さを615~930MPaとする。輸送タンクのような大型溶接構造物の重量を軽減するためには、厚さが薄くても構造物の強度が確保できる鋼材が必要とされる。通常、このような用途で用いられる鋼材として選択されるものは、上述した引張強さを有する鋼材であるので、本開示も上述した引張強さを有するように製造される。

[0064] (降伏比)

本開示に係る鋼材の降伏比 ($YR = [\text{降伏強さ}] / [\text{引張強さ}] \times 100$) は特に限定されないが、90%以下であることが好ましい。降伏点がない場合は0.2%耐力を用いて降伏強さを求める。

[0065] (-110°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギー)

本開示の鋼材は、低温で高い靱性を確保するために、 -110°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上であることが好ましい。本開示の鋼材は、 -110°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上の低温靱性を有することにより、本開示の鋼材よりなる輸送用タンクを、例えば、液体二酸化炭素の輸送用として好適に用いることができる。本開示の鋼材は、 -110°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが100J以上の低温靱性を有していてもよい。なお、 -110°C におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーは、厚さの1/4位置から採取した試料を用いて測定した数値とする。

[0066] (PWHT後の -110°C におけるシャルピー吸収エネルギー)

低温タンクでは、破壊を未然に防止することを目的として、輸送用タンクに組み立てられた後に溶接部に対してPWHTを行う場合がある。この際に、溶接部のみならず溶接の影響のない鋼材の母材部分 (単に母材とも表す)

も加熱される。母材が425℃以上の温度域に加熱される時間が長くなると、母材の靱性が低下する傾向になる。本開示の鋼材は、保持温度が600℃であり、保持時間が2時間であり、かつ、昇温速度および降温速度が、425℃以上の温度域において55℃/hであるPWHTを前記鋼材に対し行った場合、前記PWHTが行われた箇所の靱性は、-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上であることが好ましい。PWHT後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーは100J以上であってもよい。PWHT後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーも、厚さの1/4位置から採取した試料を用いて測定した数値とする。

なお、PWHTによって鋼材の靱性が低下する場合がある。その原因は明確ではないが、P（リン）やMnが粒界に拡散し、また、組織中に介在物の成長または凝集が起きることによって、脆性が低下して靱性が低下するものと推測される。PWHTによる靱性の低下は、P及びMnの含有量を制限し、鋼材の平均結晶粒径を小さくすることによって抑制される。

[0067]（熱サイクル後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギー）

本開示の鋼材は、低温で溶接部を模擬した熱サイクル試験後に高い靱性を確保するために、熱サイクル後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが50J以上であることが好ましい。本開示の鋼材は、熱サイクル後に-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが50J以上の低温靱性を有することにより、本開示の鋼材よりなる輸送用タンクを、例えば、液体二酸化炭素の輸送用として好適に用いることができる。熱サイクル後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーは、40J以上であっても良い。なお、熱サイクル後の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーは、熱サイクル試験片として鋼材の厚さの1/4位置から採取した試料を用いて、1350℃まで60℃/sで昇温し、1350℃で1s保持後、室温まで20℃/sで冷却する熱履歴を付与した後、そこからシャルピー試験片を採取し、測定した数値とする。

[0068]（熱サイクル、PWHT後の-110℃におけるシャルピー吸収エネルギー）

)

低温タンクでは、破壊を未然に防止することを目的として、輸送用タンクに組み立てられた後に溶接部に対してPWHTを行う場合がある。本開示の鋼材は、上記熱サイクル試験後に、425℃以上の温度域において昇温速度及び降温速度が55℃/hであり、かつ、600℃で2時間保持するPWHTを行い、その後シャルピー試験片を採取し測定を行う。その場合、前記PWHTが行われた箇所の靱性は、-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーが50J以上であることが好ましい。前記熱サイクル試験後にPWHTが行われた箇所の-110℃におけるシャルピー衝撃吸収エネルギーは、40J以上であっても良い。

[0069] なお、PWHTによって鋼材の靱性が低下する場合がある。その原因は明確ではないが、P（リン）やMnが粒界に拡散し、また、組織中に介在物の成長または凝集が起きることによって、脆性が低下して靱性が低下するものと推測される。PWHTによる靱性の低下は、P及びMnの含有量を制限し、鋼材の平均結晶粒径を小さくすることによって抑制される。

[0070] 引張強さ（TS）及び降伏強さ（YS）は、JIS Z2241：2011に準拠した引張試験によって測定される。引張試験には、1/4厚さ位置から採取された、鋼材の幅方向に平行な方向（C方向）を長手方向とするJIS14A号試験片が使用される。TS及びYSは、3本の試験片を用いて測定され、それらを平均することにより算出される。TS、YSの各平均値に基づき、降伏比YR（%）は、 $(YS/TS) \times 100$ により算出される。

シャルピー衝撃吸収エネルギーは、JIS Z2242：2018の規定に準拠し、半径2mmの衝撃刃を用いて-110℃でシャルピー衝撃試験によって測定される。シャルピー衝撃吸収エネルギーは、3本の試験片を用いて測定され、それらを平均することにより算出される。シャルピー衝撃試験には、鋼材の1/4厚さ位置から採取された、鋼材の幅方向に平行な方向（C方向）を長手方向とするVノッチ試験片が使用される。

[0071] 本開示に係る鋼材の形状は、特に限定されず、鋼板、鋼帯、形鋼、鋼管等である。ただし、鋼管や形鋼は、鋼板を接合した鋼材、例えば、溶接鋼管や溶接形鋼の他にリベットで接合した形鋼などを含む。鋼板、鋼帯、形鋼、鋼管等の鋼材の厚さ（形鋼はフランジの厚さ）は、特に限定されず、通常、3 mm以上、150 mm以下である。鋼材の厚さは、6 mm以上、10 mm以上、15 mm以上、又は、30 mm以上であってよい。また、鋼材の厚さは、100 mm以下、80 mm以下または60 mm以下であってよい。

[0072] また、本開示に係る鋼材の用途も特に限定されないが、強度及び低温靱性を両立した機械特性を有し、特にPWHT後においても優れた低温靱性を発揮することができるため、液化ガス、特に液体二酸化炭素を貯留、輸送するタンクとして好適に用いることができる。

[0073] （鋼材の製造方法）

本開示に係る鋼材の製造方法は特に限定されないが、本開示に係る鋼材は、例えば、前述した化学組成を満たす鋼の溶製後、連続鑄造によって鋼片が製造される。鋼片は、加熱され、熱間圧延の後、そのまま水冷される直接焼入れ（DQ）、又は、熱間圧延後、放冷された後、再加熱され、水冷される再加熱焼入れ（RQ）が行われ、鋼材とされる。なお、RQの場合、再加熱前は必ずしも放冷でなくてもよく、水冷しても構わない。更に、焼戻し（T）が施されてもよい。

[0074] （1）DQT：直接焼入れ（DQ）、焼戻し（T）

（2）RQT：放冷又は水冷、再加熱焼入れ（RQ）、焼戻し（T）

[0075] （1）DQT

製造コストの観点から、本開示に係る鋼材の製造ではDQTが好ましく、以下に、好ましい製造工程の例が示される。

[0076] 本開示に係る鋼材をDQにより製造する場合、熱間圧延が施される鋼片の加熱温度は、被圧延材の金属組織がオーステナイトである温度域で熱間圧延を行うという観点から、 A_{c3} 以上である。鋼片の加熱温度は、変形抵抗の低下という観点から、好ましくは1000℃以上である。一方、熱間圧延の加

熱温度は、加熱 γ 粒の粗大化の抑制という観点から、1250℃以下である。熱間圧延の加熱温度は、好ましく1200℃以下である。なお、 A_{c3} は下記式により算出される値とする。

$$A_{c3} = 937.2 - 436.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 26.6Ni - 4.9Cr + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti - 19.1Nb + 198.4Al + 3315B$$

式中の元素記号は、鋼片に含まれる各元素の含有量（質量％）を意味する。

[0077] 熱間圧延は、再結晶が生じる温度域での圧延（再結晶温度域圧延）と、再結晶が抑制される温度域での圧延（未再結晶温度域圧延）とで構成される場合がある。

再結晶温度域圧延は、圧延中の被圧延材の温度が900℃以上で行われる熱間圧延である。再結晶温度域圧延の累積圧下率は、鋼材のオーステナイト粒径の微細化という観点から、好ましくは20%以上であり、より好ましくは30%以上である。再結晶温度域圧延の累積圧下率は、熱間圧延前の鋼片の厚さと900℃における被圧延材の厚さとの差から求められる。

$$\text{再結晶温度域圧延の累積圧下率 (\%)} = 100 \times ([\text{鋼片の厚さ}] - [900^\circ\text{Cにおける被圧延材の厚さ}]) / [\text{鋼片の厚さ}]$$

[0078] 未再結晶温度域圧延は、圧延中の被圧延材の温度が900℃未満で行われる熱間圧延である。未再結晶温度域圧延の累積圧下率は、鋼材の平均結晶粒径の微細化という観点から、好ましくは20%以上であり、より好ましくは30%以上である。未再結晶温度域圧延の累積圧下率は、900℃における被圧延材の厚さと圧延終了後の鋼材の厚さとの差から求められる。

$$\text{未再結晶温度域圧延の累積圧下率 (\%)} = 100 \times ([900^\circ\text{Cにおける被圧延材の厚さ}] - [\text{圧延終了後の鋼材の厚さ}]) / [900^\circ\text{Cにおける被圧延材の厚さ}]$$

[0079] 熱間圧延の終了温度は、強度を低下させるフェライトの生成の抑制という観点から、 A_{r3} 以上である。熱間圧延の終了後、鋼材には水冷などの加速冷

却が施される。加速冷却の開始温度は、強度を低下させるフェライトの生成の抑制という観点から、 $A r_3$ 以上である。なお、 $A r_3$ は下記式によって算出される値とする。

$$A r_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t - 8)$$

式中の元素記号は、鋼材に含まれる各元素の含有量（質量％）を意味し、 t は鋼材の厚さ（mm）を意味する。

ベイナイト変態及びマルテンサイト変態の促進という観点から、冷却速度は $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。加速冷却の冷却速度は、好ましくは $5.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、又は $10.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。加速冷却の冷却速度は、速いほど好ましいが、冷却速度の均質化、コストなどの観点から、好ましくは $50.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下、又は $30.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。冷却速度は、厚さの $1/4$ 位置での冷却速度を伝熱計算によるシミュレーションにより算出した値である。

[0080] 加速冷却の停止温度は、上部ベイナイト、下部ベイナイト及びマルテンサイトの確保による鋼材の強度の向上という観点から、 400°C 以下である。加速冷却の停止温度は、好ましくは 350°C 以下である。室温まで加速冷却が行われてもよい。加速冷却の停止温度は、鋼材の脱水素の観点から、好ましくは 100°C 以上である。

[0081] 加速冷却後、鋼材には焼戻し処理が施されてもよい。焼戻し処理の加熱温度は、強度の低下の抑制という観点から、好ましくは 650°C 以下、 620°C 以下、又は、 590°C 以下である。一方、靱性の改善という観点から、焼戻し処理の加熱温度は、好ましくは 350°C 以上、又は、 400°C 以上である。

[0082] (2) RQT

本開示に係る鋼材をRQにより製造する場合、熱間圧延時の鋼片の加熱温度および圧下率が鋼材の機械的特性に及ぼす影響は小さい。しかしながら、鋼片の加熱温度が低すぎる場合、変形抵抗が増加するため、鋼片の加熱温度

は、好ましくは、1000℃以上である。また、圧下率が不十分な場合、厚さ中心部に鋼片製造時の初期欠陥が残存し、鋼材の材質が低下する場合があるため、熱間圧延の圧下率の合計（累積圧下率ともいう）は、好ましくは、35%以上である。熱間圧延後、そのまま水冷しても、空冷してもよい。

[0083] 鋼材は、熱間圧延の後、再加熱焼入れが行われる。鋼材の再加熱温度は、オーステナイト単相の組織から焼入れを行うため、 A_{c3} 以上である。鋼材の再加熱温度は、ミクロ組織の均質性の確保という観点から、好ましくは、750℃以上、850℃以上、880℃以上、又は、900℃以上である。一方、再加熱温度の上限温度は特に規定しないが、過度に高温まで加熱することはオーステナイト粒が粗大化して靱性の低下を招く場合があるため、好ましくは1000℃以下、950℃以下、又は、930℃以下である。

[0084] 再加熱焼入れ後、鋼材には焼戻し処理が施されてもよい。焼戻し処理の加熱温度は、強度の低下の抑制という観点から、好ましくは660℃以下、又は、640℃以下である。一方、靱性の改善という観点から、焼戻し処理の加熱温度は、好ましくは400℃以上、450℃以上、又は、500℃以上である。

実施例

[0085] 以下では、実施例を挙げて、本開示に係る鋼材が具体的に説明される。ただし、下記実施例における条件は、本開示の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本開示は、下記実施例に限定されるものではない。

[0086] <直接焼入れ、焼戻しによる製造>

[鋼材の製造]

まず、連続鋳造法により表1に示す化学組成を有するスラブを鋳造した。表1に示す成分以外の残部はFe及び不純物である。また、空欄は製鋼工程において合金元素を意図的に添加していないことを示す。下線は、本開示の範囲外であることを意味する。

[0087]

[表1]

No.	化学成分 (質量%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	N	O	Ti	Nb	Mg	Ca	REM	Cu	Cr	Mo	V	B	a
2A	0.14	0.14	1.81	0.011	0.0060	5.95	0.033	0.0019	0.0022											7.0
3A	0.14	0.16	1.45	0.012	0.0071	5.52	0.030	0.0021	0.0024	0.004	0.004							0.06		5.6
4A	0.11	0.19	1.47	0.004	0.0041	5.73	0.005	0.0018	0.0025	0.002			0.0013					0.04		5.2
5A	0.06	0.13	0.66	0.006	0.0029	5.88	0.036	0.0073	0.0018	0.001	0.003				0.56	0.42	0.15			6.7
7A	0.06	0.16	1.07	0.006	0.0024	5.62	0.029	0.0021	0.0015							0.22	0.18		0.0033	6.8
8A	0.15	0.26	1.20	0.008	0.0021	5.88	0.026	0.0027	0.0019			0.0023			0.20		0.11			7.7
9A	0.17	0.22	1.40	0.007	0.0027	5.90	0.020	0.0030	0.0022						0.15		0.05			7.8
10A	0.08	0.13	0.62	0.005	0.0015	5.52	0.029	0.0019	0.0036						0.47	0.20	0.51		0.0005	9.0
11A	0.12	0.15	0.80	0.005	0.0026	5.27	0.034	0.0071	0.0041				0.0014	0.0011	0.60	0.76				9.8
12A	0.10	0.12	0.75	0.006	0.0019	5.71	0.035	0.0039	0.0022	0.002		0.0014				0.32	0.43	0.02		11.3
13A	0.07	0.17	0.73	0.006	0.0032	5.44	0.046	0.0043	0.0028		0.002					0.54	0.46			12.4
14A	0.08	0.13	0.98	0.011	0.0116	5.21	0.056	0.0021	0.0015						0.65	0.43	0.25			12.0
15A	0.06	0.17	0.73	0.009	0.0032	5.44	0.046	0.0043	0.0028	0.002						0.33	0.43	0.52	0.02	11.9
16A	0.05	0.13	1.15	0.008	0.0075	5.35	0.034	0.0025	0.0019		0.002		0.0010		0.44	0.39	0.33			11.4
17A	0.11	0.12	1.28	0.007	0.0053	5.82	0.006	0.0063	0.0019						0.40	0.43	0.10			13.1
19A	0.07	0.06	1.31	0.009	0.0044	5.11	0.038	0.0038	0.0027		0.003			0.0012			1.03			13.8
20A	0.09	0.11	0.85	0.010	0.0065	5.33	0.029	0.0031	0.0015						0.43	0.71	0.22			13.6
21A	0.11	0.07	1.26	0.007	0.0038	5.30	0.035	0.0035	0.0022	0.003						0.44	0.22			13.7
22A	0.08	0.13	0.80	0.006	0.0056	5.12	0.025	0.0028	0.0017		0.002	0.0013			0.43	0.71	0.35			14.9
24A	0.14	0.14	1.69	0.013	0.0064	5.65	0.029	0.0020	0.0019		0.003									6.5
25A	0.05	0.05	0.33	0.008	0.0018	5.80	0.006	0.0028	0.0021							1.63			0.0011	5.2
26A	0.10	0.19	1.12	0.014	0.0038	5.44	0.029	0.0048	0.0029	0.002	0.003	0.0020	0.0014				0.74			12.6
28A	0.13	0.07	1.80	0.012	0.0019	5.25	0.074	0.0034	0.0023						0.15	0.23	0.25			18.0
30A	0.06	0.13	1.45	0.007	0.0051	6.34	0.025	0.0028	0.0017		0.002	0.0010			0.43	0.71	0.35			24.6
31A	0.05	0.12	2.43	0.013	0.0009	5.30	0.028	0.0023	0.0019						0.10	0.15	0.27			12.7
32A	0.10	0.13	0.87	0.008	0.0022	4.98	0.022	0.0031	0.0033				0.0012		0.22	0.42	0.29	0.02		11.2
101A	0.08	0.05	1.32	0.014	0.0036	4.78	0.004	0.0021	0.0033	0.011					0.20		0.28	0.03		6.5
102A	0.14	0.08	1.41	0.008	0.0041	5.45	0.032	0.0018	0.0024											5.1
103A	0.11	0.15	1.50	0.009	0.0053	5.11	0.034	0.0032	0.0019	0.008	0.023	0.0061					0.23			8.2
104A	0.08	0.09	1.34	0.007	0.0022	4.91	0.027	0.0024	0.0018				0.0046		0.40	0.36	0.25			12.6
105A	0.09	0.07	1.22	0.005	0.0037	5.47	0.032	0.0031	0.0036	0.014					0.23	0.23	0.31			11.6
106A	0.11	0.05	0.95	0.006	0.0018	5.87	0.025	0.0039	0.0027					0.0044	0.45	0.17	0.42		0.0010	12.3
107A	0.16	0.15	0.89	0.007	0.0023	5.05	0.031	0.0041	0.0025						0.28	0.33	0.46			13.6
108A	0.08	0.11	1.17	0.008	0.0016	5.35	0.028	0.0024	0.0034	0.009					0.35	0.46	0.34			15.6
109A	0.09	0.07	1.34	0.004	0.0024	5.81	0.025	0.0019	0.0018		0.030				0.44	0.21	0.37			14.7
110A	0.11	0.17	1.32	0.011	0.0034	5.74	0.026	0.0027	0.0027		0.003						0.32			8.2
111A	0.08	0.17	1.59	0.006	0.0044	5.30	0.031	0.0032	0.0022			0.0055					0.37			9.1
112A	0.07	0.08	1.22	0.007	0.0026	4.99	0.028	0.0024	0.0017				0.0005		0.35	0.30	0.24			9.8
113A	0.12	0.05	0.98	0.005	0.0015	5.77	0.033	0.0039	0.0025					0.0005	0.40	0.10	0.36			10.4
114A	0.08	0.13	1.05	0.012	0.0036	5.21	0.033	0.0026	0.0018								0.03			3.3
115A	0.07	0.15	1.24	0.009	0.0028	5.46	0.029	0.0021	0.0022								0.04			3.7
116A	0.12	0.09	1.73	0.011	0.0025	5.67	0.032	0.0028	0.0028						0.13	0.25	0.26			17.4
117A	0.17	0.12	1.89	0.014	0.0028	5.43	0.034	0.0031	0.0022						0.17	0.23	0.17			18.3
118A	0.06	0.11	1.32	0.006	0.0051	5.12	0.033	0.0025	0.0026		0.004						0.19			5.1

[0088] 次に、これらのスラブから表2に示す製造条件により鋼材を製造した。

「Temper熱処理」は、焼入れ後の焼戻し処理における加熱温度である。

[0089]

[表2]

No.	板厚 (mm)	Ac ₃ [°C]	熱間圧延条件				圧延後の 冷却	Ar ₃ [°C]	直接焼入 (加速冷却) 条件			Temper 熱処理 [°C]
			加熱温度 [°C]	900°C以上 累積圧下率 [%]	900°C未満 累積圧下率 [%]	終了温度 [°C]			開始温度 [°C]	停止温度 [°C]	冷却速度 [°C/s]	
2A	35	697	1230	23	60	820	水冷	404	800	180	9.5	510
3A	25	725	1150	30	50	810	水冷	453	800	160	5.3	540
4A	15	725	1150	31	59	790	水冷	446	770	150	5.7	640
6A	35	751	1130	31	45	770	水冷	495	750	270	12.2	610
7A	60	763	1170	32	30	780	水冷	497	760	290	2.9	600
8A	40	712	1200	19	65	810	水冷	443	790	250	3.1	610
9A	20	694	1100	22	43	775	水冷	418	750	220	4.1	590
10A	35	769	1240	34	44	750	水冷	488	720	115	3.3	580
11A	20	731	1150	38	45	730	水冷	500	715	320	4.2	510
12A	50	762	1020	39	33	820	水冷	480	800	360	2.7	570
13A	55	781	1080	42	31	770	水冷	502	745	220	10.7	610
14A	60	760	1070	37	38	740	水冷	499	710	240	3.7	620
15A	40	786	1200	25	45	740	水冷	490	722	320	4.5	605
16A	55	768	1100	44	37	760	水冷	484	748	180	6.3	560
17A	50	712	1160	32	29	820	水冷	445	800	210	4.2	530
19A	55	795	1080	33	38	760	水冷	437	725	290	5.4	560
20A	50	749	1100	36	31	840	水冷	499	815	105	2.2	480
21A	35	741	1200	38	50	800	水冷	469	784	243	2.9	490
22A	40	765	1100	30	40	790	水冷	504	779	219	3.6	590
24A	57	701	1200	35	13	780	水冷	427	756	320	5.4	490
25A	55	754	1130	12	35	790	水冷	541	778	290	7.8	460
26A	60	772	1200	32	11	740	水冷	449	730	240	4.6	560
28A	55	721	1120	33	36	720	水冷	421	700	270	4.3	550
30A	40	729	1150	35	38	750	水冷	391	730	220	7.4	560
31A	61	747	1200	32	41	780	水冷	401	753	227	4.1	550
32A	50	763	1100	28	29	840	水冷	516	820	105	0.5	490
101A	50	765	1150	58	60	810	水冷	505	790	310	12.5	510
102A	40	714	1200	60	60	820	水冷	465	800	283	13.1	460
103A	70	748	1100	50	53	790	水冷	478	778	216	7.9	610
104A	53	757	1170	60	56	780	水冷	490	764	189	15.2	550
105A	45	747	1150	55	58	790	水冷	464	768	223	10.5	420
106A	40	733	1200	58	67	810	水冷	443	792	196	6.9	580
107A	50	768	1100	49	59	770	水冷	497	746	143	7.9	480
108A	55	755	1070	60	54	790	水冷	473	774	178	15.7	500
109A	48	731	1200	56	63	800	水冷	428	769	221	18.3	530
110A	57	724	1200	12	56	810	水冷	467	788	343	14.2	470
111A	55	762	1200	55	58	810	水冷	461	793	230	10.2	530
112A	45	762	1100	55	61	820	水冷	499	806	312	12.5	420
113A	65	728	1150	52	55	790	水冷	459	776	187	6.8	620
114A	40	758	1200	43	40	780	水冷	523	765	253	12.1	580
115A	50	751	1100	37	45	790	水冷	503	778	344	10.9	470
116A	55	718	1150	60	50	810	水冷	412	722	293	8.4	580
117A	60	697	1050	50	40	800	水冷	405	740	365	9.8	560
118A	40	752	1100	39	45	780	水冷	506	430	341	9.8	520

[0090] [測定及び評価]

得られた鋼材におけるミクロ組織及び機械特性を前述した方法により測定した。表3に結果を示す。ミクロ組織の記号の意味は以下のとおりである。なお、ミクロ組織の残部はパーライト、MA相、フェライトである。

Bu : 上部ベイナイト

BL : 下部ベイナイト

M : マルテンサイト

残留γ : 残留オーステナイト

韌性は、 -110°C でのシャルピー衝撃吸収エネルギーの平均値、保持温度： 600°C 、保持時間：2時間、 425°C 以上の温度域での昇温速度及び降温速度： $55^{\circ}\text{C}/\text{h}$ としたPWHT後の -110°C でのシャルピー衝撃吸収エネルギーの平均値をそれぞれ測定した。

[0091] [表3]

No.	ミクロ組織 (面積率)			旧γ粒の アスペクト比 平均値	平均結晶粒径 [μm]	YS [MPa]	TS [MPa]	YR [%]	母材韌性 KV2[J]	PWHT後 韌性 KV2[J]	熱サイクル 韌性 KV2[J]	熱サイクル PWHT後 韌性 KV2[J]	備考
	BL+M [%]	Bu+BL+M [%]	残留γ [%]										
2A	27.4	92.3	0.1	2.9	22.6	564	643	88	169	151			本発明例
3A	22.4	92.6	0.0	2.8	17.1	534	623	86	239	196			
4A	22.8	94.1	0.1	2.6	16.7	510	624	82	239	221			
6A	35.1	92.4	0.2	3.1	17.4	568	653	87	243	225			
7A	35.7	92.8	0.3	3.3	15.6	563	661	85	312	319			
8A	33.1	92.1	0.2	3.0	23.9	582	672	87	189	188			
9A	38.4	94.3	0.2	3.2	21.6	576	678	85	179	180			
10A	50.8	94.3	0.5	2.8	13.3	615	729	84	288	285			
11A	55.1	95.2	0.4	2.7	14.8	631	765	82	282	280			
12A	65.9	93.4	0.7	3.2	12.4	659	774	85	285	268			
13A	68.3	96.1	0.4	3.4	11.3	661	759	87	312	297			
14A	65.4	93.9	0.5	3.2	16.5	668	752	89	228	222			
15A	64.2	95.8	0.4	3.1	15.3	665	765	87	242	221			
16A	61.9	95.1	0.3	3.0	17.1	658	748	88	229	211			
17A	91.7	96.0	0.6	3.1	17.4	723	834	87	242	239			
19A	98.1	98.1	0.7	3.0	17.9	715	834	86	252	234			
20A	93.2	96.3	0.8	2.9	18.3	780	910	86	210	208			
21A	94.4	98.1	0.5	2.8	15.6	723	845	86	242	221			
22A	92.5	96.8	0.7	2.7	14.3	754	866	87	253	234			
24A	81.9	91.2	0.4	1.5	27.4	534	645	83	143	101			
25A	46.3	93.0	0.3	3.2	28.7	534	673	79	140	138			
26A	82.1	91.2	0.4	1.5	27.5	664	787	84	146	107			
28A	96.4	98.1	1.5	2.6	16.3	881	991	89	156	121			
30A	95.4	97.1	1.9	2.9	17.8	912	1049	87	112	98			
31A	89.1	93.4	0.3	2.8	18.3	743	865	86	156	34			
32A	9.3	91.3	0.1	2.7	17.6	520	654	80	31	25			
101A	33.2	92.9	0.3	3.3	16.2	571	662	86	248	210	138	126	本発明例
102A	23.9	93.8	0.2	3.4	16.1	583	657	89	238	231	135	133	
103A	40.9	92.2	0.3	3.2	16.6	569	671	85	228	196	142	122	
104A	62.1	96.1	0.5	3.6	13.8	663	753	88	286	279	173	171	
105A	65.4	95.4	0.4	3.2	13.4	671	759	88	276	245	188	171	
106A	63.7	97.2	0.6	3.4	12.2	669	770	87	271	268	179	176	
107A	92.2	96.9	1.1	3.0	15.8	753	852	88	249	243	164	167	
108A	98.3	98.3	0.9	3.4	14.8	746	864	86	253	228	157	138	
109A	95.4	98.2	0.8	3.3	15.1	751	870	86	244	216	161	145	
110A	39.1	93.1	0.4	2.7	27.1	585	673	87	133	105	145	128	
111A	53.4	94.0	0.5	2.8	13.2	618	734	84	288	285	177	175	
112A	56.8	95.2	0.4	2.7	12.2	632	764	83	282	280	183	182	
113A	63.2	95.1	0.5	2.8	12.0	639	770	83	288	285	189	188	
114A	17.1	76.2	0.2	2.9	38.5	515	588	88	80	75	45	42	比較例
115A	18.4	77.4	0.2	3.0	37.9	516	590	87	77	74	42	43	
116A	97.2	97.9	1.2	2.8	16.1	878	982	89	142	138	39	33	
117A	96.3	98.2	1.1	2.7	15.8	880	988	89	138	135	36	32	
118A	22.4	68.1	0.3	2.8	15.8	412	523	79	148	133	116	103	

[0092] No. 2A~26A、101A~113Aは本発明例であり、No. 28A~32A、114A~118Aは比較例である。

No. 28Aは、 α 値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。

No. 30Aは、 α 値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。残留 γ も多過ぎたため、十分な低温靱性が得られなかった。

No. 31Aは、Mnが上限外れだったため、PWHT後の低温靱性が低位となった。

No. 32Aは、直接焼入れの冷却速度が低かったために、下部ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率が不足し、十分な低温靱性が得られなかった。

No. 114A、115Aは、 α 値が本開示の下限値未満であり、焼入れ性が不足し、強度が不足した。十分な低温靱性も得られなかった。

No. 116A、117Aは、 α 値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。

No. 118Aは、直接焼入れの開始温度が低過ぎて、上部ベイナイトと下部ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率が不足し、強度が不足した。

[0093] 比較例とは対照的に、本発明例では、鋼材の化学組成及びマイクロ組織が適切に制御されており、引張強さが615MPa以上、930MPa以下の適切な範囲にあるほか、PWHTの前後に関わらず100J以上の-110℃での低温靱性が得られている。

[0094] <再加熱焼入れ、焼き戻しによる製造>

[鋼材の製造]

まず、連続鋳造法により表4に示す化学組成を有するスラブを鋳造した。表4に示す成分以外の残部はFe及び不純物である。また、空欄は製鋼工程において合金元素を意図的に添加していないことを示す。下線は、本開示の

範囲外であることを意味する。

[0095] [表4]

No.	化学成分 (質量%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	N	O	Ti	Nb	Mg	Ca	REH	Cu	Cr	Mo	V	B	σ
2B	0.13	0.13	1.85	0.010	0.0057	5.99	0.034	0.0022	0.0024											6.9
4B	0.12	0.21	1.50	0.006	0.0046	5.84	0.004	0.0015	0.0078	0.003			0.0071					0.03		5.7
6B	0.05	0.11	0.72	0.005	0.0035	5.76	0.035	0.0071	0.0017	0.002	0.004				0.49	0.44	0.12			6.0
7B	0.07	0.20	1.21	0.007	0.0019	5.69	0.028	0.0026	0.0014							0.21	0.25		0.0015	6.7
8B	0.14	0.22	1.18	0.007	0.0028	5.73	0.022	0.0031	0.0018			0.0013			0.23		0.15			7.7
9B	0.18	0.24	1.27	0.005	0.0021	5.98	0.026	0.0027	0.0025						0.17		0.08			8.7
10B	0.07	0.11	0.55	0.006	0.0022	5.31	0.022	0.0018	0.0031						0.51	0.26	0.46		0.0004	7.7
11B	0.14	0.14	0.75	0.008	0.0029	5.44	0.036	0.0074	0.0044				0.0012	0.0021	0.64	0.70				9.9
14B	0.07	0.15	0.92	0.010	0.0122	5.38	0.052	0.0024	0.0017						1.23	0.38	0.27			12.2
15B	0.05	0.14	0.79	0.008	0.0040	5.23	0.039	0.0047	0.0025	0.003					0.29	0.45	0.55	0.03		11.6
16B	0.06	0.16	1.03	0.009	0.0081	5.48	0.031	0.0021	0.0022		0.001		0.0013		0.48	0.36	0.31			11.1
17B	0.11	0.11	1.23	0.009	0.0062	5.89	0.008	0.0066	0.0016						0.39	0.41	0.13			14.2
19B	0.09	0.08	1.07	0.008	0.0039	5.14	0.033	0.0023	0.0022		0.002			0.0022			1.10			13.9
20B	0.08	0.13	0.91	0.011	0.0072	5.19	0.027	0.0037	0.0018						0.47	0.76	0.25			14.9
21B	0.13	0.05	1.15	0.009	0.0042	5.39	0.038	0.0031	0.0027	0.002						0.48	0.22			14.5
22B	0.07	0.19	0.85	0.007	0.0060	5.01	0.022	0.0024	0.0019		0.004	0.0022			0.45	0.66	0.31			12.8
24B	0.13	0.11	1.72	0.014	0.0079	5.91	0.025	0.0026	0.0018		0.002									6.3
25B	0.07	0.12	1.01	0.010	0.0051	5.47	0.024	0.0021	0.0015									0.08		3.5
26B	0.17	0.05	1.78	0.013	0.0016	5.06	0.071	0.0038	0.0021						0.16	0.27	0.21			18.1
29B	0.06	0.14	2.55	0.014	0.0013	5.11	0.026	0.0031	0.0018						0.14	0.07	0.22			11.4
101B	0.12	0.15	1.44	0.009	0.0034	5.54	0.028	0.0028	0.0029											5.1
102B	0.07	0.11	1.12	0.012	0.0042	4.89	0.032	0.0031	0.0032	0.019					0.25		0.44			8.2
103B	0.05	0.09	1.29	0.007	0.0028	5.98	0.033	0.0036	0.0037		0.040					0.30	0.17	0.07		8.0
104B	0.08	0.16	1.25	0.008	0.0045	4.82	0.003	0.0037	0.0026	0.012					0.42		0.50			9.6
105B	0.11	0.14	0.96	0.005	0.0058	5.43	0.027	0.0042	0.0042		0.030					0.35	0.22			10.5
106B	0.15	0.13	1.14	0.007	0.0036	5.88	0.029	0.0028	0.0035						0.35	0.54		0.08		11.9
107B	0.07	0.09	1.44	0.008	0.0056	5.22	0.028	0.0048	0.0031						0.42	0.42	0.18			13.8
108B	0.08	0.14	1.36	0.003	0.0042	5.46	0.026	0.0029	0.0037	0.015		0.0031	0.0022			0.30	0.34			14.5
109B	0.08	0.11	1.28	0.009	0.0028	5.71	0.031	0.0038	0.0041						0.21	0.34	0.35			12.9
110B	0.15	0.14	1.58	0.005	0.0067	5.05	0.033	0.0019	0.0035											5.7
111B	0.07	0.14	1.25	0.008	0.0028	4.91	0.032	0.0031	0.0025		0.0005				0.44		0.53			9.4
112B	0.12	0.11	0.92	0.006	0.0052	5.48	0.031	0.0038	0.0037				0.0005			0.30	0.24			10.1
113B	0.14	0.14	1.19	0.005	0.0030	5.82	0.025	0.0032	0.0038					0.0005	0.25	0.45		0.08		10.6
114B	0.08	0.14	0.90	0.013	0.0032	5.23	0.032	0.0025	0.0023							0.07				3.3
115B	0.08	0.15	1.21	0.011	0.0029	5.38	0.031	0.0029	0.0034						0.14					3.6
116B	0.14	0.09	1.88	0.015	0.0023	5.15	0.025	0.0045	0.0025						0.12	0.29	0.18			17.3
117B	0.12	0.13	1.74	0.011	0.0014	5.23	0.037	0.0032	0.0033						0.16	0.31	0.28			19.2
118B	0.11	0.13	0.79	0.012	0.0062	5.21	0.037	0.0027	0.0029	0.002	0.002					0.45				5.7
119B	0.17	0.09	1.26	0.009	0.0056	6.08	0.029	0.0026	0.0041		0.002	0.0018			0.32	0.38	0.34			25.3

[0096] 次に、これらのスラブから表5に示す製造条件により鋼材を製造した。

「Temper熱処理」は、焼入れ後の焼戻し処理における加熱温度である。

[0097]

[表5]

No.	板厚 (mm)	圧延条件		圧延後の 冷却	Ac ₃ [°C]	再加熱焼入条件		Temper 熱処理 [°C]
		加熱温度 [°C]	熱間圧延の 累積圧下率 [%]			再加熱 焼入温度 [°C]	再加熱後 の冷却	
2B	40	1210	55	水冷	699	1030	水冷	520
4B	19	1130	63	水冷	717	880	水冷	630
6B	40	1150	50	水冷	756	910	水冷	620
7B	50	1190	39	空冷	760	930	水冷	590
8B	35	1180	60	水冷	719	1020	水冷	620
9B	25	1125	45	空冷	691	760	水冷	580
10B	40	1220	58	空冷	774	880	水冷	-
11B	25	1130	55	空冷	718	900	水冷	530
14B	55	1050	38	空冷	753	890	水冷	640
15B	45	1170	42	空冷	794	930	水冷	590
16B	60	1130	48	水冷	762	830	水冷	550
17B	55	1150	38	空冷	711	840	水冷	520
19B	50	1050	59	空冷	793	880	水冷	570
20B	45	1130	50	水冷	757	840	水冷	470
21B	40	1150	68	空冷	731	800	水冷	480
22B	35	1130	45	水冷	768	860	水冷	600
24B	55	1220	19	空冷	700	850	水冷	490
25B	43	1150	43	空冷	758	900	水冷	570
26B	50	1100	39	水冷	714	930	水冷	520
29B	57	1180	45	空冷	744	890	水冷	590
101B	70	1200	70	空冷	723	850	水冷	-
102B	60	1120	80	水冷	778	930	水冷	590
103B	80	1150	68	空冷	755	900	水冷	630
104B	60	1200	75	空冷	773	880	水冷	520
105B	50	1100	80	水冷	745	900	水冷	580
106B	45	1150	85	空冷	708	930	水冷	610
107B	60	1100	75	空冷	744	870	水冷	540
108B	50	1250	80	水冷	752	890	水冷	580
109B	45	1150	85	空冷	754	920	水冷	620
110B	60	1100	65	水冷	721	810	水冷	520
111B	55	1150	78	空冷	779	860	水冷	560
112B	50	1200	83	水冷	741	910	水冷	530
113B	45	1100	82	空冷	714	950	水冷	600
114B	50	1100	75	水冷	755	880	水冷	540
115B	40	1150	70	空冷	748	900	水冷	600
116B	60	1200	70	水冷	718	950	水冷	530
117B	50	1150	67	空冷	733	920	水冷	550
118B	50	1200	75	空冷	748	590	水冷	480
119B	50	1050	80	水冷	691	830	水冷	560

[0098] [測定及び評価]

得られた鋼材におけるミクロ組織及び機械特性を前述した方法により測定した。表6に結果を示す。ミクロ組織の記号の意味は以下のとおりである。なお、ミクロ組織の残部は、MA相、フェライトである。

Bu : 上部ベイナイト

BL : 下部ベイナイト

M : マルテンサイト

残留 γ : 残留オーステナイト

靱性は、 -110°C でのシャルピー衝撃吸収エネルギーの平均値、保持温度： 600°C 、保持時間：2時間、 425°C 以上の温度域での昇温速度及び降温速度： $55^{\circ}\text{C}/\text{h}$ としたPWHT後の -110°C でのシャルピー衝撃吸収エネルギーの平均値をそれぞれ測定した。

[0099]

[表6]

No.	ミクロ組織 (面積率)			旧V粒の アスペクト比 平均値	平均結晶粒径 [μm]	YS [MPa]	TS [MPa]	YR [%]	母材靱性 KV2[J]	PWHT後 靱性 KV2[J]	熱サイクル 靱性 KV2[J]	熱サイクル PWHT後 靱性 KV2[J]	備考
	8L+M [%]	Bu+BL+M [%]	残留V [%]										
2B	25.2	92.1	0.0	1.1	23.2	569	654	87	146	122			本発明例
4B	24.7	92.7	0.0	1.3	16.4	513	628	82	221	190			
6B	36.2	92.5	0.1	1.2	17.3	572	661	87	248	222			
7B	37.7	93.6	0.2	1.1	15.6	561	657	85	312	319			
8B	34.4	93.2	0.1	1.0	22.4	578	669	86	148	145			
9B	37.1	93.1	0.2	1.1	17.4	581	684	85	233	230			
10B	52.7	95.4	0.4	1.2	14.1	621	734	85	281	278			
11B	55.9	93.7	0.5	1.1	13.8	642	773	83	285	282			
14B	67.3	95.2	0.4	1.4	14.2	658	745	88	232	228			
15B	62.1	94.8	0.3	1.2	16.4	672	778	86	251	232			
16B	64.3	95.9	0.4	1.2	16.7	651	739	88	233	218			
17B	92.8	95.2	0.7	1.1	14.5	731	844	87	245	240			
19B	91.3	97.1	0.8	1.3	15.4	722	846	85	256	238			
20B	92.9	97.3	0.7	1.2	18.3	779	912	85	214	210			
21B	98.2	98.2	0.6	1.1	15.6	736	857	86	252	232			
22B	90.0	96.8	0.6	1.2	14.1	749	858	87	262	241			
24B	38.1	92.3	0.2	1.4	27.5	542	653	83	137	102			
25B	10.2	80.2	0.0	1.2	41.2	510	568	90	68	67			
26B	95.3	98.1	1.3	1.1	17.0	891	992	90	159	119			
29B	87.9	95.1	0.8	1.3	17.2	736	859	86	155	30			
101B	26.2	92.3	0.2	1.1	19.4	605	683	89	231	220	135	118	
102B	36.4	93.1	0.3	1.2	17.2	573	663	86	220	197	143	131	
103B	34.8	93.0	0.2	1.1	17.5	570	659	86	227	204	142	129	
104B	57.2	94.8	0.6	1.2	16.1	645	765	84	240	218	186	161	
105B	60.2	95.7	0.7	1.1	15.6	674	770	88	252	228	192	175	
106B	63.8	96.9	0.7	1.3	15.3	680	778	87	239	235	181	178	
107B	93.4	97.1	1.1	1.2	14.2	731	856	85	245	224	162	141	
108B	93.1	98.2	1.2	1.1	15.1	752	862	87	251	236	158	142	
109B	92.0	98.1	0.9	1.3	14.8	744	858	87	254	250	172	169	
110B	25.3	90.2	0.2	1.3	26.6	528	624	85	140	123	135	114	
111B	55.8	94.3	0.4	1.2	13.8	646	759	83	279	276	182	181	
112B	64.3	94.8	0.4	1.3	14.2	661	757	88	241	240	185	182	
113B	66.1	95.2	0.5	1.2	14.3	674	773	86	255	251	195	192	
114B	9.2	78.3	0.1	1.3	40.4	501	566	89	66	63	43	32	
115B	10.1	79.1	0.0	1.2	39.8	512	573	89	68	69	41	37	
116B	96.2	98.2	0.9	1.2	16.1	873	986	89	142	138	39	33	
117B	97.3	98.1	1.2	1.1	15.8	884	995	89	138	135	36	32	
118B	11.4	53.0	0.1	1.8	16.6	437	526	83	161	142	127	112	
119B	96.2	96.8	1.9	1.2	18.2	936	1070	87	63	42	25	18	

[0100] No. 2B~24B、No. 101B~113Bは本発明例であり、No. 25B~29B、114B~119Bは比較例である。

No. 25Bは、α値が本開示の下限值未満であり、焼入れ性が不足し、強度が不足した。十分な低温靱性も得られなかった。

No. 26Bは、α値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。

No. 29Bは、Mnが上限外れだったため、PWHT後の低温靱性が低位となった。

No. 114B、115Bは、α値が本開示の下限值未満であり、焼入れ

性が不足し、強度が不足した。十分な低温靱性も得られなかった。

№. 116B、117Bは、 α 値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。

№. 118Bは、再加熱焼入れ温度が低過ぎて、上部ベイナイトと下部ベイナイトとマルテンサイトの合計面積率が不足し、強度が不足した。

№. 119Bは、 α 値が本開示の上限値を超え、焼入れ性が高過ぎて、強度が過多であった。また、残留 γ も多過ぎたため、十分な低温靱性が得られなかった。

[0101] 比較例とは対照的に、本発明例では、鋼材の化学組成及びマイクロ組織が適切に制御されており、引張強さが615MPa以上、930MPa以下の適切な範囲にあるほか、PWH Tの前後に関わらず、100J以上の-110℃での低温靱性が得られている。本開示の特に好適な構成では、PWH Tの前後に関わらず、150J以上の-110℃での低温靱性が得られている。

産業上の利用可能性

[0102] 本開示に係る鋼材は、液化二酸化炭素の輸送タンク向けとして主に使用することができる。また、本開示に係る鋼材は、建築、橋梁、船舶、ラインパイプ、海洋構造物、圧力容器及びタンク等、その他の溶接構造物に使用することも可能である。

[0103] 2023年3月16日に出願された日本特許出願2023-042399及び日本特許出願2023-042402の開示は、その全体が参照により本明細書に取り込まれる。本明細書に記載された全ての文献、特許出願、および技術規格は、個々の文献、特許出願、および技術規格が具体的かつ個々に記された場合と同程度に、本明細書中に参照により取り込まれる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.03%以上、0.20%以下、

Si : 0.01%以上、0.50%以下、

Mn : 0.10%以上、2.00%以下、

P : 0.025%以下、

S : 0.0250%以下、

Ni : 4.51%以上、6.10%以下、

Al : 0.001%以上、0.100%以下、

O : 0.0100%以下、

N : 0.0100%以下、

Cu : 0~1.50%、

Cr : 0~3.00%、

Mo : 0~2.00%、

B : 0~0.0050%、

Nb : 0~0.050%、

Ti : 0~0.050%、

V : 0~0.10%、

Mg : 0~0.0200%、

Ca : 0~0.0200%、

REM : 0~0.0200%、

残部 : Fe 及び不純物

であり、かつ、下記(1)式で表される α が、5.0以上、16.0以下である化学組成を有し、

引張強さが615MPa以上、930MPa以下であり、

鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位のミクロ組織が、下部ベイナイト及びマルテンサイトを含み、前記下部ベイナイトと前記マルテンサイトの面積率の合計が15.0%以上であり、かつ、上部

ベイナイトと前記下部ベイナイトと前記マルテンサイトの面積率の合計が90.0%以上であり、残留オーステナイトの面積率が1.7%未満である、鋼材。

$$\alpha = 0.50 \times \sqrt{[C]} \times (1 + 0.64 [Si]) \times (1 + 4.10 [Mn]) \times (1 + 0.27 [Cu]) \times (1 + 0.52 [Ni]) \times (1 + 2.33 [Cr]) \times (1 + 3.14 [Mo]) \dots$$

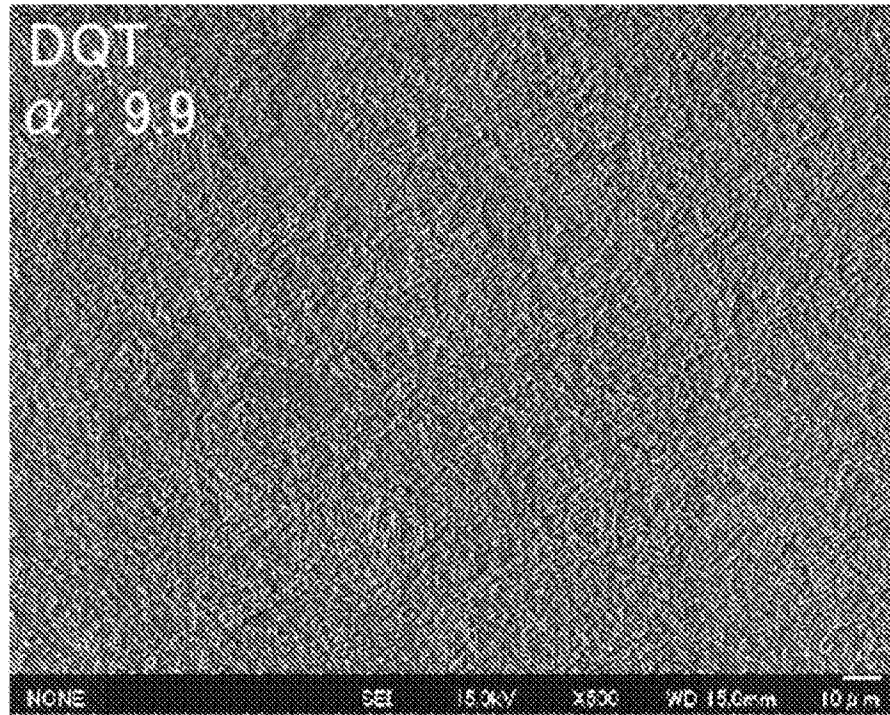
(1)

ただし、式(1)中の[元素記号]は、前記鋼材に含まれるそれぞれ対応する元素の含有量(質量%)を表す。該当する元素を含まない場合は、ゼロを代入する。

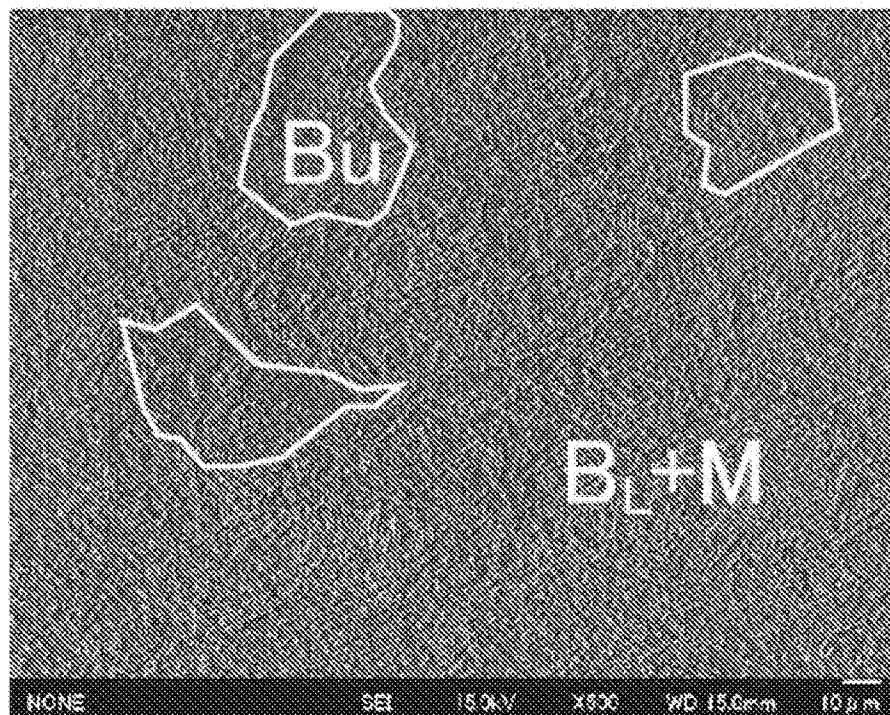
- [請求項2] 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位のミクロ組織は、平均結晶粒径が20.0μm以下である、請求項1に記載の鋼材。
- [請求項3] -110℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上である、請求項1又は請求項2に記載の鋼材。
- [請求項4] 425℃以上の温度域における昇温速度及び降温速度が55℃/hであり、かつ、600℃で2時間保持する熱処理を前記鋼材に対して行った場合、前記熱処理が行われた箇所における-110℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが150J以上である、請求項1～請求項3のいずれか1項に記載の鋼材。
- [請求項5] 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5以上である、請求項1～請求項4のいずれか1項に記載の鋼材。
- [請求項6] 前記鋼材の表面から厚さ方向に厚さの1/4の部位の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5未満である、請求項1～請求項4のいずれか1項に記載の鋼材。

[1]

(A)



(B)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/010386

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i; **C21D 9/00**(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C21D 9/50**(2006.01)i;
C22C 38/08(2006.01)i; **C22C 38/58**(2006.01)i

FI: C22C38/00 302B; C22C38/00 301W; C22C38/08; C22C38/58; C21D9/00 L; C22C38/00 301B; C21D9/50 101B;
 C21D9/46 S; C21D9/46 Z; C21D8/02 B; C21D8/02 D

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; C21D8/02; C21D9/00; C21D9/46; C21D9/50; C22C38/08; C22C38/58

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

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 58-073717 A (KAWASAKI SEITETSU KK) 04 May 1983 (1983-05-04)	1-6
A	JP 7-331328 A (KAWASAKI SEITETSU KK) 19 December 1995 (1995-12-19)	1-6
A	WO 2015/064045 A1 (JFE STEEL CORP.) 07 May 2015 (2015-05-07)	1-6
A	JP 2001-123245 A (NIPPON STEEL CORP.) 08 May 2001 (2001-05-08)	1-6
A	JP 2-163342 A (NIPPON STEEL CORP.) 22 June 1990 (1990-06-22)	1-6
A	JP 1-219121 A (NIPPON STEEL CORP.) 01 September 1989 (1989-09-01)	1-6
A	JP 2001-527155 A (EXXONMOBIL UPSTREAM RESEARCH COMPANY) 25 December 2001 (2001-12-25)	1-6
A	CN 102851611 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 02 January 2013 (2013-01-02)	1-6

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

22 May 2024

Date of mailing of the international search report

04 June 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

**Japan Patent Office (ISA/JP)
 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
 Japan**

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2024/010386

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 58-073717 A	04 May 1983	(Family: none)	
JP 7-331328 A	19 December 1995	(Family: none)	
WO 2015/064045 A1	07 May 2015	KR 10-2016-0033209 A CN 105683401 A JP 2015-86403 A	
JP 2001-123245 A	08 May 2001	(Family: none)	
JP 2-163342 A	22 June 1990	(Family: none)	
JP 1-219121 A	01 September 1989	(Family: none)	
JP 2001-527155 A	25 December 2001	WO 1999/032672 A1 GB 2348887 A CN 1282381 A KR 10-2001-0024757 A	
CN 102851611 A	02 January 2013	(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; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C21D 9/50(2006.01)i; C22C 38/08(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 302B; C22C38/00 301W; C22C38/08; C22C38/58; C21D9/00 L; C22C38/00 301B; C21D9/50 101B; C21D9/46 S; C21D9/46 Z; C21D8/02 B; C21D8/02 D																
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; C21D8/02; C21D9/00; C21D9/46; C21D9/50; C22C38/08; C22C38/58																
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの																
<table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2024年</td> </tr> </table>			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						
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	JP 58-073717 A (川崎製鉄株式会社) 04.05.1983 (1983-05-04)	1-6														
A	JP 7-331328 A (川崎製鉄株式会社) 19.12.1995 (1995-12-19)	1-6														
A	WO 2015/064045 A1 (JFEスチール株式会社) 07.05.2015 (2015-05-07)	1-6														
A	JP 2001-123245 A (新日本製鐵株式会社) 08.05.2001 (2001-05-08)	1-6														
A	JP 2-163342 A (新日本製鐵株式会社) 22.06.1990 (1990-06-22)	1-6														
A	JP 1-219121 A (新日本製鐵株式会社) 01.09.1989 (1989-09-01)	1-6														
A	JP 2001-527155 A (エクソンモービル アップストリーム リサーチ カンパニー) 25.12.2001 (2001-12-25)	1-6														
A	CN 102851611 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 02.01.2013 (2013-01-02)	1-6														
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。																
<table border="0"> <tr> <td>* 引用文献のカテゴリー</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td>“&” 同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>“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）</td> <td></td> </tr> <tr> <td>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td></td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td></td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー	“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	“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	“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	“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	“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	“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	“&” 同一パテントファミリー文献	“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	
* 引用文献のカテゴリー	“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															
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	“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															
“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	“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															
“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	“&” 同一パテントファミリー文献															
“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																
国際調査を完了した日 22.05.2024	国際調査報告の発送日 04.06.2024															
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） 小川 進 4K 8414 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/JP2024/010386

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 58-073717 A	04.05.1983	(ファミリーなし)	
JP 7-331328 A	19.12.1995	(ファミリーなし)	
WO 2015/064045 A1	07.05.2015	KR 10-2016-0033209 A CN 105683401 A JP 2015-86403 A	
JP 2001-123245 A	08.05.2001	(ファミリーなし)	
JP 2-163342 A	22.06.1990	(ファミリーなし)	
JP 1-219121 A	01.09.1989	(ファミリーなし)	
JP 2001-527155 A	25.12.2001	WO 1999/032672 A1 GB 2348887 A CN 1282381 A KR 10-2001-0024757 A	
CN 102851611 A	02.01.2013	(ファミリーなし)	