

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年9月17日(17.09.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/184683 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) *C21C 7/10* (2006.01)
B21B 1/22 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
B22D 11/128 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C21C 7/04 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2020/010944

(22) 国際出願日: 2020年3月12日(12.03.2020)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2019-047573 2019年3月14日(14.03.2019) JP

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

(72) 発明者: 中井 啓介 (NAKAI, Keisuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 田邊 浩久 (TANABE, Hirohisa); 〒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). 新宅 祥晃 (SHINTAKU, Yoshiaki);

〒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). 中島 清孝 (NAKASHIMA, Kiyotaka); 〒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). 中村 真吾 (NAKAMURA, Shingo); 〒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: 特許業務法人ブライタス (BRIGHTAS IP ATTORNEYS); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎2丁目5番10号 Osaka (JP).

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

(54) Title: STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: A steel sheet that has a chemical composition that is, by mass%, 0.050%–0.200% C, 0.100%–1.000% Si, 0.50%–2.00% Mn, no more than 0.030% P, no more than 0.010% S, 0.002%–0.050% Al, 0.0010%–0.0060% N, 0.0005%–0.0060% O, 0.003%–0.020% Ti, 0.01%–1.50% Cu, 0%–0.0080% Ca, 0%–0.0080% Mg, 0%–0.0080% REM, 0%–0.20% Mo, 0%–0.50% W, 0%–0.030% Nb, 0%–0.050% V, 0%–1.00% Ni, 0%–0.50% Cr, 0%–0.0030% B, 0%–0.30% Sb, 0%–0.30% Sn, 0%–0.30% Pb, 0%–0.30% As, 0%–0.30% Bi, 0%–0.50% Ta, and 0%–0.50% Zr, the remainder being Fe and impurities. The chemical composition also satisfies $0.01 \leq \text{Mo} + \text{W} \leq 0.70$, and the total solid-solution Mo and solid-solution W content of a surface layer part of the steel sheet is, by mass%, at least 0.005%. The average ferrite crystal grain size at a 1/4t position is no more than 60 μm .

(57) 要約: 化学組成が、質量%で、C: 0.050~0.200%、Si: 0.100~1.000%、Mn: 0.50~2.00%、P: 0.030%以下、S: 0.010%以下、Al: 0.002~0.050%、N: 0.0010~0.0060%、O: 0.0005~0.0060%、Ti: 0.003~0.020%、Cu: 0.01~1.50%、Ca: 0~0.0080%、Mg: 0~0.0080%、REM: 0~0.0080%、Mo: 0~0.20%、W: 0~0.50%、Nb: 0~0.030%、V: 0~0.050%、Ni: 0~1.00%、Cr: 0~0.50%、B: 0~0.0030%、Sb: 0~0.30%、Sn: 0~0.30%、Pb: 0~0.30%、As: 0~0.30%、Bi: 0~0.30%、Ta: 0~0.50%、Zr: 0~0.50%、残部: Feおよび不純物であり、 $[0.01 \leq \text{Mo} + \text{W} \leq 0.70]$ を満足し、鋼板表層部における固溶Moおよび固溶Wの合計含有量が、質量%で、0.005%以上であり、1/4t位置におけるフェライトの平均結晶粒径が60 μm 以下である、鋼板。

ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG,
US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： 鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 原油タンカー、または地上もしくは地下原油タンクなどの、原油を輸送または貯蔵する鋼製油槽（以下、これらを総称して、「原油油槽」という。）には、強度および溶接性に優れた溶接構造用鋼が使用されている。また、原油油槽として使用される鋼には、原油中に含まれる腐食性ガス成分、塩分等に対する優れた耐食性が求められる（例えば、特許文献１を参照。）。

[0003] 特許文献１には、鋼製油槽で生じる原油腐食に対して、優れた耐全面腐食性及び耐局部腐食性を示し、さらに固体Ｓを含む腐食生成物（スラッジ）の生成を抑制できる溶接構造用の原油油槽用鋼、原油油槽鋼の製造方法、原油油槽、および原油油槽の防食方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献１：特開２００４－２０４３４４号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 特許文献１に記載の原油油槽用鋼は、固溶状態のＭｏおよびＷを所定量以上含有するため、優れた耐食性を有している。しかしながら、特許文献１では、熱間圧延前の鋼片を加熱する際に、鋼片を１２００～１３５０℃の加熱温度とし、その状態を２～１００時間保持し続ける、拡散熱処理を行うことで、ＭｏおよびＷの固溶量を確保している。このため、加熱のための燃料ガスを多く使用することになり、加熱する時間が長くなるため、製造コストの増加と生産性を阻害する問題が生じてしまい、改善の余地が残されている。加えて、高温での長時間加熱により結晶粒が粗大化し、強度－延性バランス

が劣化する問題がある。

[0006] 本発明は、上記の課題を解決し、原油中に含まれる腐食性ガス成分、塩分等に対する耐食性に優れた鋼板およびその製造方法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

[0007] 本発明者らは上記課題に対して詳細な検討を行った結果、以下の知見を得るに至った。

[0008] 鋼中に固溶状態のMnおよびWを確保することで、原油油槽で生じる原油腐食に対して、優れた耐食性を発揮する。一方、MnおよびWの固溶量を確保するためには、拡散熱処理を実施する必要がある、これが結晶粒の粗大化を招く要因となっていた。

[0009] そこで、本発明者らは拡散熱処理を行わずに、耐食性を向上させる方法について検討を行った。その結果、加熱時の酸素濃度を高くし、鋼表面に比較的厚いスケールを形成することで、スケールの直下の鋼板表層部にMnおよびWを濃化させることが可能になり、鋼板表層部に固溶状態のMnおよびWを確保できて、それにより耐食性を大幅に向上できることを見出した。

[0010] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものであり、下記の鋼板およびその製造方法を要旨とする。

[0011] (1) 化学組成が、質量%で、
C : 0.050~0.200%、
Si : 0.100~1.000%、
Mn : 0.50~2.00%、
P : 0.030%以下、
S : 0.010%以下、
Al : 0.002~0.050%、
N : 0.0010~0.0060%、
O : 0.0005~0.0060%、
Ti : 0.003~0.020%、

C u : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 0 %、

C a : 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

R E M : 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %、

M o : 0 ~ 0 . 2 0 %、

W : 0 ~ 0 . 5 0 %、

N b : 0 ~ 0 . 0 3 0 %、

V : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、

N i : 0 ~ 1 . 0 0 %、

C r : 0 ~ 0 . 5 0 %、

B : 0 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

S b : 0 ~ 0 . 3 0 %、

S n : 0 ~ 0 . 3 0 %、

P b : 0 ~ 0 . 3 0 %、

A s : 0 ~ 0 . 3 0 %、

B i : 0 ~ 0 . 3 0 %、

T a : 0 ~ 0 . 5 0 %、

Z r : 0 ~ 0 . 5 0 %、

残部 : F e および不純物であり、

下記 (i) 式を満足し、

鋼板表層部における固溶M o および固溶Wの合計含有量が、質量%で、0 . 0 0 5 %以上であり、

鋼板の圧延方向断面において、前記鋼板の厚さを t とした時に、前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均結晶粒径が $60 \mu m$ 以下である、

鋼板。

$$0.01 \leq M o + W \leq 0.70 \quad \cdots (i)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表し、含まれな

い場合はゼロとする。

[0012] (2) 前記化学組成が、質量%で、

Si : 0.200~1.000%、

P : 0.015%以下、

S : 0.003%以下、

であり、

下記 (ii) 式および (iii) 式を満足し、

下記 (iv) 式で求められるフェライト変態開始温度 A_{r3} が $760 \sim 820$ °C であり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置における金属組織が、面積%で、

パーライト : 5~20%、

ベイナイト : 10%以下、

残部 : フェライトであり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均アスペクト比が 1.0~1.5 であり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均結晶粒径が $5 \sim 20 \mu m$ である、

上記 (1) に記載の鋼板。

$0.0005 \leq Ca + Mg + REM \leq 0.0080$. . . (ii)

$0.5 \leq Ti / N \leq 4.0$. . . (iii)

$A_{r3} = 910 - 310 \times C + 65 \times Si - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 15 \times Cr - 80 \times Mo$. . . (iv)

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量 (質量%) を表し、含まれない場合はゼロとする。

[0013] (3) 前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライト中の平均転位密度が $7.0 \times 10^{12} / m^2$ 以下であり、

1 mm ピッチのビッカース硬さの試験で、前記鋼板の表面と、前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置との間の領域におけるビッカース硬さの平均値が、

前記鋼板の表面から 1 / 4 t の位置と、前記鋼板の表面から 3 / 4 t の位置との間の領域におけるビッカース硬さの平均値の 80 ~ 105 % である、

上記 (2) に記載の鋼板。

[0014] (4) 前記鋼板の表面から 2 / 5 t の位置と、前記鋼板の表面から 3 / 5 t の位置との間の領域において存在する、長さ 5 μ m 以上の介在物の個数密度が 10 個 / mm^2 以下である、

上記 (1) から (3) までのいずれか 1 項に記載の鋼板。

[0015] (5) 前記鋼板の表面から 2 / 5 t の位置と、前記鋼板の表面から 3 / 5 t の位置との間の領域における、P の最大濃度が、質量 % で、0.02 ~ 0.20 % である、

上記 (1) から (4) までのいずれか 1 項に記載の鋼板。

[0016] (6) 溶鋼を製造する精錬工程と、

前記溶鋼を連続鋳造して、上記 (1) に記載の化学組成を有する鋼片を製造する連続鋳造工程と、

得られた前記鋼片を加熱する加熱工程と、

加熱後の鋼片にデスケーリングを施すデスケーリング工程と、

デスケーリング後の鋼片に対して熱間圧延を施して鋼板とする熱間圧延工程と、

熱間圧延後の前記鋼板を室温まで冷却する冷却工程と、を備え、

前記加熱工程において、前記鋼片に対して、 O_2 濃度が 1.0 体積 % 以上の雰囲気、950℃ 以上 1200℃ 未満の加熱温度で 30 ~ 120 分間保持し、加熱抽出温度を 950℃ 以上 1200℃ 未満とする、

鋼板の製造方法。

[0017] (7) 溶鋼を製造する精錬工程と、

前記溶鋼を連続鋳造して、上記 (2) に記載の化学組成を有する鋼片を製造する連続鋳造工程と、

得られた前記鋼片を加熱する加熱工程と、

加熱後の鋼片にデスケーリングを施すデスケーリング工程と、

デスケリング後の鋼片に対して仕上圧延を含む熱間圧延を施して鋼板とする熱間圧延工程と、

熱間圧延後の前記鋼板を室温まで冷却する冷却工程と、を備え、

前記加熱工程において、前記鋼片に対して、 O_2 濃度が1.0体積%以上の雰囲気中で、 $950 \sim 1100^\circ\text{C}$ の加熱温度で30～60分間保持し、加熱抽出温度を $950 \sim 1100^\circ\text{C}$ とし、

前記熱間圧延工程において、前記鋼片の表面温度が $A_{r3} - 30^\circ\text{C} \sim T_{rex}$ $^\circ\text{C}$ の温度範囲内で、累積圧下率が50～75%となる条件で前記仕上圧延を行う、

鋼板の製造方法。

但し、 A_{r3} は下記 (iv) 式で求められ、 T_{rex} は結晶粒の成長が始まる再結晶開始温度を意味し、下記 (v) 式で求められる。なお、下記式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す。

$$A_{r3} = 910 - 310 \times C + 65 \times Si - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 15 \times Cr - 80 \times Mo \quad \dots (iv)$$

$$T_{rex} = -91900 [Nb^*]^2 + 9400 [Nb^*] + 770 \quad \dots (v)$$

但し、下記 (vi) 式で求められる固溶Nb量（質量%）を、sol. Nbとした時に、

$$Nb \geq \text{sol. Nb} \text{ の場合は、} [Nb^*] = \text{sol. Nb}$$

$$Nb < \text{sol. Nb} \text{ の場合は、} [Nb^*] = Nb$$

とする。

$$\text{sol. Nb} = (10^{(-6770/(T+273)+2.26)}) / (C + 12/14 \times N) \quad \dots (vi)$$

なお、上記式中のTは鋼片の加熱抽出温度（ $^\circ\text{C}$ ）を表す。

[0018] （8）前記冷却工程において、鋼板の表面温度が $A_{r3} - 150^\circ\text{C} \sim A_{r3} - 50^\circ\text{C}$ の温度まで、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 超、 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の平均冷却速度で水冷を行い、該水冷後、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の平均冷却速度で空冷を行う、

上記（７）に記載の鋼板の製造方法。

- [0019] （９）前記精錬工程において、真空脱ガス装置により溶鋼の溶存酸素量を 40 ppm 以下に調整し、次いで、Al を Al の最終含有量が 0.002 ～ 0.050 % となるように添加して、溶鋼の溶存酸素量を 10 ppm 以下に調整した後、Ca、Mg および REM から選択される 1 種以上を、Ca、Mg および REM の合計の最終含有量が 0.0005 ～ 0.0080 % となるように添加する、

上記（６）から（８）までのいずれか 1 項に記載の鋼板の製造方法。

- [0020] （１０）前記連続鑄造工程において、鑄片の凝固末期である鑄片の中心固相率が 0.2 ～ 0.7 の範囲において、鑄造ロールの間隙を、鑄造進行方向 1 m につき 0.2 mm ～ 3.0 mm に狭めて圧下しながら鑄造する、

上記（６）から（９）までのいずれか 1 項に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

- [0021] 本発明によれば、原油中に含まれる腐食性ガス成分、塩分等に対する耐食性に優れる鋼板を得ることが可能になる。

発明を実施するための形態

- [0022] 以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

- [0023] （Ａ）化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「％」は、「質量％」を意味する。

- [0024] C : 0.050 ～ 0.200 %

C は、パーライトを形成して強度を高めるのに有効な元素である。一方、C 含有量が過剰であると、溶接性および継手靱性の確保が困難となる。そのため、C 含有量は 0.050 ～ 0.200 % とする。C 含有量は 0.070 % 以上または 0.100 % 以上であるのが好ましく、0.180 % 以下または 0.160 % 以下であるのが好ましい。

- [0025] Si : 0.100 ～ 1.000 %

Si は、安価な脱酸元素であり、固溶強化に有効であるとともに、変態点

を上昇させて α 中の転位密度低減に寄与する。一方、S i含有量が過剰であると、溶接性および継手靱性を劣化させる。そのため、S i含有量は0.100~1.000%とする。優れた延性を得たい場合には、S i含有量は0.200%以上であるのが好ましく、0.300%以上であるのがより好ましい。また、S i含有量は0.800%以下であるのが好ましく、0.500%以下であるのが好ましい。

[0026] Mn : 0.50~2.00%

Mnは、母材の強度および靱性を向上させる元素として有効である。一方、Mn含有量が過剰であると、溶接性および継手靱性を劣化させる。そのため、Mn含有量は0.50~2.00%とする。Mn含有量は0.80%以上であるのが好ましく、0.90%以上であるのがより好ましい。また、Mn含有量は1.60%以下であるのが好ましく、1.50%以下であるのがより好ましい。

[0027] P : 0.030%以下

Pは、不純物として鋼中に含まれる元素であり、耐食性を確保するためには、0.030%以下とする。また、延性および靱性を確保するためには、P含有量は少ないほど望ましく、0.015%以下であるのが好ましい。

[0028] S : 0.010%以下

Sは、不純物として鋼中に含まれる元素であり、耐食性を確保するためには、0.010%以下とする。また、延性および靱性を確保するためには、S含有量は少ないほど望ましく、S含有量は0.003%以下であるのが好ましい。

[0029] Al : 0.002~0.050%

Alは、重要な脱酸元素である。一方、Al含有量が過剰であると、鋼片の表面品位を損ない、靱性に有害な介在物を形成する。そのため、Al含有量は0.002~0.050%とする。Al含有量は0.010%以上であるのが好ましく、0.040%以下であるのが好ましい。

[0030] N : 0.0010~0.0060%

Nは、Alと共に窒化物を形成し継手靱性を向上させる。一方、N含有量が過剰であると、固溶Nによる脆化および伸び特性の低下が生じる。そのため、N含有量は0.0010～0.0060%とする。N含有量は0.0020%以上であるのが好ましく、0.0050%以下であるのが好ましく、0.0040%以下であるのがより好ましい。

[0031] O : 0.0005～0.0060%

Oは、後述するCa、Mg、REMとともに酸化物を形成する。O含有量が過剰であると、酸化物が粗大化して延性および靱性が低下する。一方、O含有量は少ないほどよいが、過度に低減するためには、例えば、RH真空脱ガス装置での還流作業が長時間となり現実的ではない。そのため、O含有量は0.0005～0.0060%とする。

[0032] Ti : 0.003～0.020%

Tiは、微量の含有により母材および溶接部の組織微細化を通じて靱性向上に寄与する。一方、Ti含有量が過剰であると、溶接部を硬化させ著しく靱性を劣化させる。そのため、Ti含有量は0.003～0.020%とする。Ti含有量は0.006%以上であるのが好ましく、0.013%以下であるのが好ましい。

[0033] また、N含有量に対するTi含有量の割合を0.5以上にすることにより、固溶Nを低減し、伸び特性を向上させるだけでなく、スラブの表面疵の発生を防止することが可能となる。さらに、N含有量に対するTi含有量の割合を4.0以下にすることにより、TiCの生成を抑制し、伸び特性を向上させることができる。そのため、優れた延性を得たい場合には、Ti含有量はN含有量との関係において、下記(iii)式を満足することが好ましい。

$$0.5 \leq \text{Ti} / \text{N} \leq 4.0 \quad \dots (iii)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す。

[0034] Cu : 0.01～1.50%

Cuは耐全面腐食性だけでなく、耐局部腐食性の向上に有効な元素である。さらに、固体Sの生成抑制にも効果がある。一方、Cu含有量が過剰であ

ると、鋼片の表面割れの助長、継手靱性の劣化等、悪影響も顕在化する。そのため、Cu含有量は0.01～1.50%とする。Cu含有量は0.03%以上であるのが好ましく、0.50%以下であるのが好ましく、0.20%未満であるのがより好ましい。

[0035] Ca : 0～0.0080%

Mg : 0～0.0080%

REM : 0～0.0080%

Ca、MgおよびREMは、いずれも硫化物を形成することで粗大な介在物（延伸MnS等）の生成を抑制するため、必要に応じて含有させてもよい。一方、いずれの含有量が0.0080%を超えても効果は飽和し、粗大な酸化物または硫化物を形成して靱性および伸びを劣化させる。そのため、Ca、MgおよびREMの含有量は、いずれも0.0080%以下とする。

[0036] 優れた延性を得たい場合には、これらの元素の合計含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。また、粗大な酸化物または硫化物による靱性および伸び特性の劣化を防止する観点からは、これらの元素の合計含有量を0.0080%以下とすることが好ましい。

[0037] すなわち、下記(ii)式を満足することが好ましい。上記合計含有量は0.0010%以上であるのがより好ましく、0.0015%以上であるのがさらに好ましい。また、上記合計含有量は0.0060%以下であるのがより好ましく、0.0040%以下であるのがさらに好ましい。

$$0.0005 \leq \text{Ca} + \text{Mg} + \text{REM} \leq 0.0080 \quad \dots (ii)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表し、含まれない場合はゼロとする。

[0038] ここで、本発明において、REMはSc、Yおよびランタノイドの合計17元素を指し、前記REMの含有量はこれらの元素の合計含有量を意味する。なお、ランタノイドは、工業的には、ミッシュメタルの形で添加される。

[0039] Mo : 0～0.20%

W : 0～0.50%

M_oおよびWは、耐局部腐食性の向上に有効な元素である。そのため、M_oおよびWの少なくともいずれかを含有し、かつ合計含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、M_oは0.20%、Wは0.50%を超えて含有させると耐局部腐食性が逆に低下し、かつ溶接性や靱性を劣化させる。そのため、M_o含有量は0.20%以下、W含有量は0.50%以下とし、合計含有量を0.70%以下とする。すなわち、下記(i)式を満足する必要がある。

$$0.01 \leq M_o + W \leq 0.70 \quad \cdots (i)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を表し、含まれない場合はゼロとする。

[0040] M_o含有量は0.01%以上であるのが好ましく、0.03%以上であるのがより好ましい。また、M_o含有量は0.08%以下であるのが好ましく、0.07%以下であるのがより好ましい。一方、W含有量は0.01%以上であるのが好ましく、0.05%未満であるのが好ましい。

[0041] Nb : 0~0.030%

Nbは、微量の添加により組織微細化に寄与し、母材強度確保に有効な元素であるため、必要に応じて含有させてもよい。一方、Nb含有量が過剰であると、溶接部を硬化させて著しく靱性を劣化させる。そのため、Nb含有量は0.030%以下とする。上記の効果を得たい場合には、Nb含有量は0.003%以上であるのが好ましい。

[0042] V : 0~0.050%

Vは、析出強化により強度上昇に寄与するため、必要に応じて含有させてもよい。一方、V含有量が過剰であると、継手靱性を損なうことがある。そのため、V含有量は0.050%以下とする。上記の効果を得たい場合には、V含有量は0.010%以上であるのが好ましい。

[0043] Ni : 0~1.00%

Niは、強度確保および靱性向上に有効であるため、必要に応じて含有させてもよい。一方、Ni含有量が過剰であると、コストが上昇する。そのた

め、Ni含有量は1.00%以下とする。上記の効果を得たい場合には、Ni含有量は0.05%以上であるのが好ましい。

[0044] Cr : 0~0.50%

Crは、焼入れ性を向上させ、高強度化に有効であるため、必要に応じて含有させてもよい。一方、Cr含有量が過剰であると、継手の硬さが上昇して靱性が低下することがある。そのため、Cr含有量は0.50%以下とする。上記の効果を得たい場合には、Cr含有量は0.05%以上であるのが好ましい。

[0045] B : 0~0.0030%

Bは、微量添加により焼き入れ性を高め母材強度向上に寄与するため、必要に応じて含有させてもよい。一方、B含有量が過剰であると、伸びおよび継手靱性を劣化させる。そのため、B含有量は0.0030%以下とする。上記の効果を得たい場合には、B含有量は0.0003%以上であるのが好ましい。

[0046] Sb : 0~0.30%

Sn : 0~0.30%

Pb : 0~0.30%

As : 0~0.30%

Bi : 0~0.30%

Sb、Sn、Pb、AsおよびBiは、局部腐食の進展をさらに抑制する効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。一方、いずれの含有量が0.30%を超えても効果は飽和し、他の特性への悪影響の懸念もある。そのため、経済性も考慮して、Sb、Sn、Pb、AsおよびBiの含有量は、いずれも0.30%以下とする。また、いずれの元素の含有量も0.15%以下であるのが好ましい。上記の効果を得たい場合には、Sb : 0.01%以上、Sn : 0.01%以上、Pb : 0.01%以上、As : 0.01%以上およびBi : 0.01%以上から選択される1種以上を含有させることが好ましい。

[0047] $Ta : 0 \sim 0.50\%$

$Zr : 0 \sim 0.50\%$

Ta および Zr は、微量で鋼の強度を高めるのに有効な元素であり、主に強度調整のため、必要に応じて含有させてもよい。一方、いずれの含有量が 0.50% を超えても、靱性劣化が顕著となる。そのため、 Ta および Zr の含有量はいずれも 0.50% 以下とする。上記の効果を得心たい場合には、 $Ta : 0.005\%$ 以上および $Zr : 0.005\%$ 以上から選択される1種または2種を含有させることが好ましい。

[0048] 本発明の鋼板の化学組成において、残部は Fe および不純物である。

[0049] ここで「不純物」とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0050] 鋼板表層部における固溶 Mo および固溶 W の合計含有量： 0.005% 以上

本発明に係る鋼板においては、上述のように、耐食性の向上のため、 Mo および W を鋼板表層部に濃化させ、それにより、固溶する Mo および W の量を所定値以上確保する。具体的には、鋼板表層部における固溶 Mo および固溶 W の合計含有量を、質量％で、 0.005% 以上とする。鋼板表層部における固溶 Mo および固溶 W の合計含有量は、 0.010% 以上であるのが好ましく、 0.020% 以上であるのがより好ましい。

[0051] なお、本発明において、鋼板表層部とは、鋼板の表面から深さ方向に 1 mm 位置までの領域を指す。また、固溶 Mo および固溶 W の合計含有量（質量％）は、以下の手順により測定する。まず、鋼板の表面から厚さ 1 mm の試験片を2つ切り出す。そして、そのうちの一方の試験片については、公知の化学分析方法（例えば、 ICP 発光分光分析法）を用いることで、試験片中の W および Mo の含有量を測定する。

[0052] また、もう一方については、 10% アセチルアセトン— 1% テトラメチルアンモニウムクロライド／メタノールにて、 20 mA/cm^2 の電流密度で約

0.4 g 電解する。その電解に用いた溶液を孔径 0.2 μm のフィルターでろ過し、フィルター上に捕集した抽出残渣について、公知の化学分析方法（例えば、ICP 発光分光分析法）を用いることで、抽出残渣中の W および Mo の含有量を測定する。

[0053] 試験片中の W および Mo は、W 析出物および Mo 析出物と固溶 W および固溶 Mo であると考え、抽出残渣中の W および Mo は、W 析出物および Mo 析出物と考える。そして、試験片中の W および Mo の含有量から抽出残渣中の W および Mo の含有量の差分を求めることで、固溶 W および固溶 Mo の含有量を求める。

[0054] 板厚中心部の P の最大濃度：0.02～0.20%

P は、連続鋳造時に中心偏析して板厚中心部に脆化域を形成し、割れを生じさせて局部伸びを劣化させるおそれがある。そのため、優れた延性を得たい場合には、板厚中心部における P の最大濃度は低い方が好ましく、具体的には、鋼板の表面から 2/5 t の位置と、鋼板の表面から 3/5 t の位置との間の領域における、P の最大濃度を 0.20% 以下とすることが好ましい。また、P の最大濃度を 0.02% 未満とすることは現実的に困難であるので、0.02% を下限とする。

[0055] なお、P の最大濃度は、鋼板の表面から 2/5 t の位置と、鋼板の表面から 3/5 t の位置との間の領域について、電子線マイクロアナライザー（Electron Probe MicroAnalyser: EPMA）により、加速電圧：15 kV、ビーム径：20 μm 、照射時間：20 ms、測定ピッチ：20 μm で測定したときの P の濃度の最大値である。

[0056] (B) 鋼板の金属組織

本発明の鋼板の金属組織において、所定の伸び特性を確保する観点から、フェライトの平均結晶粒径を 60 μm 以下とする。フェライトの平均結晶粒径は 50 μm 以下であることが好ましい。なお、本発明において金属組織は、鋼板の圧延方向断面において、鋼板の幅および厚さをそれぞれ W および t としたときに、該鋼板の端面から 1/4 W で、かつ、該鋼板の表面から 1/

4 t の位置における組織をいうものとする。

[0057] また、上記「所定の伸び特性」とは、鋼板板厚が4.5 mm超5 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が11%以上、鋼板板厚が5 mm超10 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が12%以上、鋼板板厚が10 mm超15 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が13%以上、鋼板板厚が15 mm超20 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が14%以上、鋼板板厚が20 mm超25 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が15%以上、鋼板板厚が25 mm超30 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が16%以上、鋼板板厚が30 mm超40 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が17%以上、鋼板板厚が40 mm超50 mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が18%以上の特性である。

[0058] その他の金属組織については、特に限定はないが、より優れた延性を得たい場合には、以下に示す金属組織を有することが好ましい。以下の説明において「%」は、「面積%」を意味する。

[0059] パーライト：5～20%

強度特性である降伏応力および引張強さと伸び特性とは、相反する性質であって、両者を同時に向上させることは一般に困難とされている。伸び特性を確保しつつ、強度特性を確保するためには、パーライトの面積率は5～20%であることが好ましい。パーライトの面積率は10～15%であるのがより好ましい。

[0060] ベイナイト：10%以下

本発明において、金属組織はフェライトが主体であって、所定量のパーライトを含むことが好ましい。しかしながら、10%以下のベイナイトが含まれていても上述した効果を阻害しない。そのため、ベイナイトの面積率は10%以下であることが好ましく、5%以下であることがより好ましい。ベイナイトは含まれていなくてもよく、すなわち、ベイナイトの面積率は0%であってもよい。

[0061] 残部：フェライト

フェライトは延性に優れた組織である。フェライトの面積率が高いほど、

伸び特性 E_L を向上させることが可能となる。したがって、パーライトおよびベイナイト以外の組織はフェライトとする。

[0062] ここで、本発明において、金属組織の面積率は以下のように求める。上述のように、まず鋼板の端面から $1/4W$ で、かつ、鋼板の表面から $1/4t$ の位置から試料を採取する。そして、該試料の圧延方向断面（いわゆる L 方向断面）を観察する。

[0063] 具体的には、試料をナイトールエッチングし、エッチング後に光学顕微鏡を用いて $300\mu m \times 300\mu m$ の視野で観察を行う。そして得られた組織写真に対し、画像解析を行い、白色に見えるものをフェライト、黒色に見えるものをパーライト、灰色に見えるものをベイナイトとして、それぞれの面積率を求める。

[0064] また、優れた延性を得たい場合には、フェライトの平均アスペクト比および平均結晶粒径、ならびにフェライト中の平均転位密度についても、以下に示す範囲内とすることが好ましい。

[0065] フェライトの平均アスペクト比：1.0～1.5

鋼板の表面から $1/4t$ の位置におけるフェライトの平均アスペクト比は、低いほど好ましい。平均アスペクト比を1.5以下にすることで、転位密度を低下させ、伸びを向上させることができるようになる。そのため、平均アスペクト比は1.5以下であるのが好ましい。平均アスペクト比の下限は、フェライト粒が球状となる1.0である。

[0066] フェライトの平均結晶粒径：5～20 μm

鋼板の表面から $1/4t$ の位置におけるフェライトの平均結晶粒径を20 μm 以下とすることで、強度－延性バランスを向上させることができるようになる。そのため、平均結晶粒径は20 μm 以下であるのが好ましい。また、フェライト粒は細粒であるほど好ましいが5 μm 未満は工業上実現が難しいため、下限を5 μm とした。

[0067] なお、フェライトの平均アスペクト比および平均結晶粒径は、前述した顕微鏡観察において測定する。具体的には、各フェライトを画像解析により橢

円近似し、長軸長さを短軸長さで割ることによって、フェライトのアスペクト比を求める。同様に、各フェライトを画像解析により面積を求め、この面積に等しい円の直径を求めることで、フェライトの結晶粒径を求める。そして、視野内の全フェライトのアスペクト比および直径の平均値をそれぞれ算出することによって、平均アスペクト比および平均結晶粒径を求める。

[0068] フェライト中の平均転位密度： $7.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ 以下

鋼板の表面から $1/4 \text{ t}$ の位置におけるフェライト中の平均転位密度を低下させることで、フェライトが軟化し、より優れた伸び特性が得られるようになる。そのため、フェライト中の平均転位密度は $7.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ 以下とすることが好ましい。転位密度は低ければ低いほどよいが、通常 $1.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ を下回るとはほとんどない。平均転位密度の好ましい上限は $6.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ である。

[0069] フェライト中の平均転位密度は、以下のように求める。まず、鋼板の表面から $1/4 \text{ t}$ の位置から薄膜試料を採取し、透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて倍率を 40000 倍として明視野の観察撮影を行う。得られた TEM 像から任意の直線と転位線との交切点の数を測定する。そして、以下の式 (vii) により平均転位密度を算出する。

$$\rho = 2N / Ld \quad \dots (vii)$$

但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

ρ : 平均転位密度 ($/\text{m}^2$)

L : 任意の直線の長さ (m)

N : 任意の直線と転位線との交切点の数

d : 薄膜試料の厚さ (m)

[0070] 板厚中心部の粗大介在物の個数密度： $10 \text{ 個} / \text{mm}^2$ 以下

長さ $5 \mu\text{m}$ 以上の粗大な介在物 (MnS 、アルミナ (Al_2O_3) 等の硫化物または酸化物) は延性破壊 (ボイド) の起点となり、局部伸びを劣化させることがある。そのため、優れた延性を得たい場合には、板厚中心部における粗大介在物の個数密度を低減することが好ましく、具体的には、鋼板の表

面から $2/5$ t の位置と、鋼板の表面から $3/5$ t の位置との間の領域において存在する、長さ $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の介在物の個数密度を $10\text{ 個}/\text{mm}^2$ 以下とすることが好ましい。なお、介在物の測定は走査電子顕微鏡（SEM）による粒子解析によって行うものとする。

[0071] （C）鋼板の機械的特性

中央領域に対する表層領域のビッカース硬さの割合：80～105%

厚鋼板の冷却時において、鋼板の表面付近は板厚中心付近に比べて相対的に冷却速度が速くなり、硬質化しやすい。一方、表層部近傍の硬さを低く抑えることで伸び特性を改善することが可能となる。ここで、以下の説明では、鋼板の表面付近である、鋼板の表面と、鋼板の表面から $1/4$ t の位置との間の領域を表層領域と呼び、板厚中心付近である、鋼板の表面から $1/4$ t の位置と、鋼板の表面から $3/4$ t の位置との間の領域を中央領域と呼ぶ。

[0072] 板厚全体の伸び特性を考慮した場合、鋼板の表層領域の硬質化の影響はある程度は許容できるが、表層領域と中央領域との硬度差が大きくなると影響を無視できなくなってくる。そのため、優れた延性を得たい場合には、表層領域におけるビッカース硬さの平均値を、中央領域におけるビッカース硬さの平均値の80～105%とすることが好ましい。なお、各領域におけるビッカース硬さの平均値は、1mmピッチのビッカース硬さの試験で求めるものとする。また、試験力は10kgf（98N）とする。

[0073] その他の機械的特性については特に制限はないが、本発明に係る鋼板は、例えば、原油油槽として用いるのに必要な強度を有することが好ましい。具体的には、降伏応力（YS）が235MPa以上で、引張強度（TS）が400～620MPaであることが好ましい。

[0074] また、優れた延性を得たい場合には、鋼板板厚が4.5mm超5mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が19%以上、鋼板板厚が5mm超10mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が22%以上、鋼板板厚が10mm超15mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が23%以上、鋼板板厚が15mm超20mm以下で

は全伸び（ $t - EL$ ）が25%以上、鋼板板厚が20mm超25mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が26%以上、鋼板板厚が25mm超30mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が27%以上、鋼板板厚が30mm超40mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が29%以上、鋼板板厚が40mm超50mm以下では全伸び（ $t - EL$ ）が30%以上を有することが好ましい。

[0075] なお、引張強さ（TS）、降伏応力（YS）、全伸び（ $t - EL$ ）は、JIS Z 2241：2011に基づき、板厚中心部から圧延方向と直角の方向に採取した、1B号引張試験片を用いて測定した。詳細には、降伏応力（YS）は永久伸び0.2%時の永久伸び法の耐力であり、全伸び（ $t - EL$ ）は破断時全伸びである。

[0076] （D）鋼板の製造方法

本発明に係る鋼板の製造条件について特に制限はないが、後述する精錬工程、連続鋳造工程、加熱工程、デスケーリング工程、熱間圧延工程、および冷却工程を順に行うことで製造することができる。各工程について説明する。

[0077] （a）精錬工程

精錬工程において溶鋼を製造する。精錬工程については公知の方法を採用すればよく、特に制限はない。しかしながら、鋼板の延性を向上させるためには、溶鋼を以下の手順により製造することが好ましい。

[0078] まず、鋳造前処理として、溶鋼から炭素を除く1次精錬を行った後、溶鋼の成分調整をするにあたり、真空脱ガス装置により溶鋼の溶存酸素量を40ppm以下に調整する。溶鋼の溶存酸素量を40ppm以下に調整するには、例えば、RH真空脱ガス装置の真空度が1～5torrで、溶鋼を1～3分間還流して調整する。

[0079] 次に、AlをAlの最終含有量が0.002～0.050%となるように添加して、溶鋼の溶存酸素量を10ppm以下に調整する。その後、Ca、MgおよびREMから選択される1種以上を、Ca、MgおよびREMの合計の最終含有量が0.0005～0.0080%となるように添加する。

[0080] これにより、Ca、Mg、REMを優先的に硫化物化して、MnSの生成を抑制する。溶存酸素量が10ppm超であると、Ca、Mg、REMを添加した場合に酸化物化してしまい、硫化物制御が十分にできないことがある。溶鋼の溶存酸素量を10ppm以下に調整するには、例えば、RH真空脱ガス装置の真空度が1～5torrで、溶鋼を10～60分間還流して、溶鋼の溶存酸素量を10ppm以下に調整する。真空度が1～5torrで、溶鋼を10～60分間還流しなければ、溶存酸素量を10ppm以下とすることができない。また、溶存酸素量は少ないほどよく、溶鋼の溶存酸素量の下限については設定する必要はない。

[0081] 精錬工程を上記の条件で行うことで、板厚中心部の粗大介在物の個数密度を10個/mm²以下に抑制することが可能となる。

[0082] (b) 連続 casting 工程

連続 casting 工程において溶鋼を連続 casting し、上述した化学組成を有する鋼片を製造する。連続 casting 工程についても公知の方法を採用すればよく特に制限はない。しかしながら、鋼板の延性を向上させるためには、溶鋼を連続 casting する際に、鋳片の凝固末期である鋳片の中心固相率が0.2～0.7の範囲において、鋳造ロールの間隙を、鋳造進行方向1mにつき0.2mm～3.0mmに狭めて圧下しながら鋳造することが好ましい。

[0083] 上記の条件で鋳造を行うことで、P等の濃化溶鋼を上流側に排出させる。それにより、有害な中心偏析を低減することが可能となる。すなわち、板厚中心部のPの最大濃度を0.02～0.20%の範囲に調整することが可能となる。ここでいう中心固相率とは、鋳片厚み方向の中心部で、かつ、鋳片幅方向の溶融部分の固相率と定義でき、伝熱、凝固計算によって求めることができること等が知られている。

[0084] 鋳造ロールの間隙は、鋳造進行方向1mにつき0.5～2.0mmに狭めて軽圧下することがより好ましく、鋳造進行方向1mにつき0.7～1.5mmに狭めて軽圧下することがさらに好ましい。なお、軽圧下をすることが好ましいが、P含有量が低い成分の場合には軽圧下をしなくてもよい。

[0085] (c) 加熱工程

鋼片に対して熱間圧延を施すために、鋼片を加熱する。加熱工程においては、上述した化学組成を有する鋼片に対して、 O_2 濃度が1.0体積%以上の雰囲気において、950℃以上1200℃未満の加熱温度で30～120分間保持し、加熱抽出温度を950℃以上1200℃未満とする。

[0086] 上記の条件で加熱することによって、鋼板の表面にFeを主体とする酸化スケールが形成される。この際、Feより貴な元素であるMoおよびWは、酸化スケール中には含まれず、スケール直下の鋼板表層部に濃化し、固溶Moおよび固溶Wを含有させることができる。

[0087] O_2 濃度が1.0体積%未満であるか、加熱温度が950℃未満であるか、保持時間が30分間未満では、形成される酸化スケールが薄く、鋼板表層部にMoおよびWの濃化が不十分となり、固溶Moおよび固溶Wの合計含有量が不十分となるおそれがある。

[0088] 一方、加熱温度が1200℃以上であるか、保持時間が120分間を超えると、フェライト粒が粗大化するおそれがある。

[0089] O_2 濃度に上限は特に設けないが、 O_2 濃度が高すぎると温度が上がらず、作業上の問題が発生するおそれがある。そのため、 O_2 濃度は10.0体積%以下とするのが好ましく、5.0体積%以下とするのがより好ましい。

[0090] さらに、金属組織中の各相の面積率を上述した範囲とし、フェライトの平均アスペクト比および平均結晶粒径を制御することで、優れた延性を得たい場合には、以下の条件で加熱を行うことが好ましい。

[0091] まず、上述した加熱温度を1100℃以下とし、かつ加熱抽出温度を1100℃以下にすることが好ましい。加熱抽出温度を1100℃以下にすると、オーステナイト(γ)粒を微細化してフェライト(α)粒を細粒化するとともに、フェライト(α)粒のアスペクト比が小さくなり、伸び特性が向上する。

[0092] また、鋼片を加熱する際の保持時間は、フェライト粒の微細化に影響する。例えば、フェライトの平均結晶粒径を50 μm 以下にしたい場合には、保

持時間は80分間以下とすることが好ましく、フェライトの平均結晶粒径を $20\mu\text{m}$ 以下にしたい場合には、保持時間は60分間以下とすることが好ましい。

[0093] (d) デスケーリング工程

加熱した鋼片に対して、デスケーリングを行った後に、後述する熱間圧延を施す。デスケーリングを行うことで、鋼板の表面のFeを主体とした酸化スケールを除去し、酸化スケール直下のMoおよびWを、鋼片表層部に濃化させた状態で熱間圧延を施すことで、鋼板表層部に固溶Moおよび固溶Wを濃化させることができる。デスケーリング方法については上記の酸化スケールを除去可能な限りにおいて特に制限はなく、公知の方法を用いればよい。

[0094] (e) 熱間圧延工程

熱間圧延工程において、鋼片に対して熱間圧延を施して鋼板とする。熱間圧延工程は、粗圧延および仕上圧延を含む。

[0095] 優れた延性を得たい場合には、上述のような加熱条件の適正化に加えて、仕上圧延条件を適正化することが好ましい。具体的には、熱間圧延を施す時に、粗圧延した後、鋼片の表面温度が $A_{r3} - 30^{\circ}\text{C} \sim T_{rex}^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内で、累積圧下率が50～75%となる条件で仕上圧延を行うことが好ましい。

[0096] A_{r3} は鋼を冷却する際のフェライト変態開始温度であり、下記(iv)式で求められる。ここで、鋼組成としての A_{r3} の値が大きいほど高温でフェライト変態するため、フェライト粒内の転位密度が低下し、伸び特性が向上する。すなわち、 A_{r3} の値が小さすぎると、ベイナイトを形成し伸び特性が劣化する。一方、 A_{r3} の値が大きすぎると、フェライトが粗大化し強度が低下する。そのため、 A_{r3} は $760 \sim 820^{\circ}\text{C}$ であるのが好ましい。

$$A_{r3} = 910 - 310 \times C + 65 \times Si - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 15 \times Cr - 80 \times Mo \quad \dots (iv)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す。

[0097] また、 T_{rex} は結晶粒の成長が始まる再結晶開始温度を意味し、下記(v)

式で求められる。(v)式は実験式であり、低温加熱することで、固溶していないNbもあるので固溶Nb量(sol. Nb量)を、固溶Nbと再結晶温度の関係から求めた式である。

$$T_{rex} = -91900 [Nb*]^2 + 9400 [Nb*] + 770 \quad \cdot \cdot \cdot (v)$$

[0098] 但し、下記(vi)式で求められる固溶Nb量(質量%)を、sol. Nbとした時に、

Nb $\geq$ sol. Nbの場合は、 $[Nb*] = \text{sol. Nb}$

Nb < sol. Nbの場合は、 $[Nb*] = \text{Nb}$

とする。

$$\text{sol. Nb} = (10^{(-6770/(T+273)+2.26)}) / (C+12/14 \times N) \quad \cdot \cdot \cdot (vi)$$

なお、上記式中のTは鋼片の加熱抽出温度(°C)を表す。

[0099] 仕上圧延を $A_{r3}-30^{\circ}\text{C}$ 以上で行うことで、延伸したフェライトの形成を抑制できる。また、仕上圧延を T_{rex} 以下の未再結晶域で行うことで、フェライトの粗大化を抑制することが可能となる。

[0100] また、累積圧下率が50%以上であると、オーステナイト中のフェライト核生成サイトが増え、フェライトを細粒化するとともに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度を高めることができる。一方、累積圧下率が75%を超えると生産性が劣化する。そのため、累積圧下率を50~75%とするのが好ましく、55~65%とするのがより好ましい。

[0101] (f) 冷却工程

熱間圧延後の鋼板は、室温まで冷却する。耐食性に優れる鋼板を得るためには、冷却条件については特に制限はない。例えば、 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の平均冷却速度での空冷でもよいし、冷却水による冷却を行い、 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超の平均冷却速度での水冷をしてもよい。

[0102] さらに、鋼板の延性を向上させるためには、冷却工程において、鋼板の表面温度が $A_{r3}-150^{\circ}\text{C} \sim A_{r3}-50^{\circ}\text{C}$ の温度まで、 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超、 20°C

／秒以下の平均冷却速度で水冷を行い、該水冷後、 1°C ／秒以下の平均冷却速度で空冷を行うことが好ましい。

[0103] 水冷における冷却停止温度を $A_{r3} - 150^{\circ}\text{C} \sim A_{r3} - 50^{\circ}\text{C}$ の範囲とすることで、変態温度の低温化を防ぎ、フェライト粒内の転位密度上昇またはベイナイト形成を抑制することができる。同様に、水冷の平均冷却速度を 20°C ／秒以下とすることで、変態温度の低温化を防ぐことができる。水冷は、空冷の冷却速度以上であれば効果があるので、水冷の平均冷却速度の下限は 1°C ／秒超とする。

[0104] 水冷工程を上記の条件で行うことで、フェライト中の平均転位密度を $7.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ 以下に制御でき、かつ中央領域に対する表層領域のビッカース硬さの割合を $80 \sim 105\%$ の範囲にすることができる。

[0105] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例

[0106] 表1の化学組成を有する鋼片を用いて、表2および3の製造条件により板厚 $5 \sim 50 \text{ mm}$ の鋼板を試作した。なお、加熱工程と圧延工程との間でデスクーリング工程を実施し、鋼板の表面に形成した Fe を主体とした酸化スケールを除去した。

[0107] また、表2の「 Ca 、 Mg 、 REM 前酸素量」は、 Ca 、 Mg および REM から選択される1種以上を添加する前の溶存酸素量を意味する。表3の冷却条件の欄の冷却速度 ($^{\circ}\text{C} / \text{s}$) は、実測された表面温度から、公知の差分法による熱伝導解析により求めた $1 / 2$ 厚部での冷却速度である。表3の冷却パターン欄で記載の「空冷」は、水冷（加速冷却）を行わずに空冷を行った例であり、そして、「一部水冷」は圧延後、一部水冷を行った後に空冷を行った例である。

[0108]

[表1]

表 1

鋼種	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不純物)																	(i)式 中辺値	(ii)式 中辺値	(iii)式 中辺値	Ar ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Cu	Ca	Mg	REM	Mo	W	Nb	その他				
A	0.096	0.396	1.41	0.011	0.001	0.033	0.0040	0.0015	0.012	0.26	-	-	-	0.06	-	-	-	0.06	-	3.0	783
B	0.092	0.213	1.32	0.009	0.002	0.022	0.0039	0.0021	0.014	0.52	0.0003	-	-	0.09	-	0.008	-	0.09	0.0003	3.6	772
C	0.162	0.299	0.98	0.013	0.001	0.013	0.0022	0.0011	0.009	0.19	0.0016	-	-	-	0.12	0.012	-	0.12	0.0016	4.1	797
D	0.111	0.340	1.23	0.008	0.001	0.004	0.0013	0.0010	0.020	0.36	-	-	0.0001	0.11	-	0.004	-	0.11	0.0001	15.4	783
E	0.052	0.201	1.01	0.010	0.002	0.044	0.0038	0.0021	0.011	0.05	0.0010	0.0003	-	0.04	-	0.007	-	0.04	0.0013	2.9	822
F	0.138	0.369	1.25	0.008	0.002	0.031	0.0028	0.0018	0.010	0.05	0.0019	0.0009	-	0.05	-	0.008	Sn: 0.09	0.05	0.0028	3.6	786
G	0.099	0.259	1.49	0.012	0.002	0.029	0.0051	0.0026	0.016	0.08	0.0021	-	0.0009	-	0.06	0.004	Ni: 0.04	0.06	0.0030	3.1	773
H	0.062	0.435	1.52	0.012	0.003	0.040	0.0050	0.0031	0.008	0.46	-	0.0025	-	-	0.05	-	-	0.05	0.0025	1.6	788
I	0.138	0.241	1.16	0.010	0.001	0.026	0.0044	0.0008	0.015	0.11	-	-	0.0012	0.02	0.01	0.008	V: 0.01	0.03	0.0012	3.4	786
J	0.089	0.266	0.98	0.006	0.002	0.039	0.0052	0.0058	0.011	0.98	0.0037	0.0013	-	-	0.24	0.007	Ni: 0.56	0.24	0.0050	2.1	771
K	0.153	0.392	0.76	0.011	0.001	0.028	0.0036	0.0035	0.006	0.15	-	-	0.0063	0.07	-	0.010	Cr: 0.33	0.07	0.0063	1.7	814
L	0.081	0.247	1.60	0.009	0.001	0.049	0.0057	0.0041	0.019	0.28	0.0038	-	-	-	0.35	0.008	B: 0.0007	0.35	0.0038	3.3	767
M	0.112	0.410	1.22	0.010	0.003	0.040	0.0029	0.0031	0.011	0.06	-	0.0009	-	0.08	-	0.026	Sb: 0.06	0.08	0.0009	3.8	797
N	0.189	0.351	0.85	0.008	0.001	0.019	0.0011	0.0060	0.003	0.33	-	-	0.0013	-	0.32	0.027	Sn: 0.27	0.32	0.0013	2.7	800
O	0.152	0.335	1.01	0.015	0.001	0.022	0.0023	0.0024	0.007	0.12	0.0045	-	-	0.07	-	0.030	Pb: 0.02	0.07	0.0045	3.0	796
P	0.140	0.495	1.09	0.013	0.002	0.020	0.0024	0.0008	0.006	0.32	-	0.0028	-	-	0.22	0.028	As: 0.01	0.22	0.0028	2.5	805
Q	0.060	0.398	1.44	0.015	0.003	0.031	0.0060	0.0039	0.004	0.39	-	-	0.0031	0.13	-	0.007	Bi: 0.05	0.13	0.0031	0.7	784
R	0.076	0.401	1.51	0.011	0.002	0.039	0.0031	0.0025	0.010	0.20	0.0015	-	0.0011	-	0.46	0.003	Ta: 0.16	0.46	0.0026	3.2	788
S	0.094	0.207	1.34	0.006	0.001	0.038	0.0038	0.0034	0.014	0.32	-	0.0006	0.0005	0.03	0.08	0.026	Zr: 0.21	0.11	0.0011	3.7	778
T	0.119	0.282	1.13	0.010	0.002	0.044	0.0038	0.0021	0.011	0.16	0.0010	0.0003	-	0.10	-	0.007	-	0.10	0.0013	2.9	790
U	0.121	0.538	1.16	0.008	0.001	0.037	0.0046	0.0022	0.011	0.42	0.0018	-	-	-	-	0.010	Cr: 0.08	-	0.0018	2.4	805
V	0.158	0.230	1.10	0.025	0.001	0.049	0.0043	0.0013	0.016	0.16	-	-	0.0024	-	0.16	0.006	Sb: 0.16	0.16	0.0024	3.7	785
W	0.096	0.385	1.20	0.012	0.008	0.031	0.0024	0.0018	0.009	0.30	-	0.0036	-	0.19	-	0.028	Ni: 0.1	0.19	0.0036	3.8	783
X	0.084	0.133	1.43	0.008	0.002	0.031	0.0028	0.0018	0.010	0.05	0.0019	0.0009	-	0.05	-	0.008	Sn: 0.09	0.05	0.0028	3.6	773

0.01≤Mo+W≤0.70 ...(i)

0.0005≤Ca+Mg+REM≤0.0080 ...(ii)

0.5≤Ti/N≤4.0 ...(iii)

[0109] [表2]

表2

試験 No.	鋼種	精錬工程 (溶鋼製造)				連続 casting 工程	
		Al前 酸素量 (ppm)	真空度 (torr)	還流 時間 (min)	Ca,Mg, REM前 酸素量 (ppm)	铸造時 圧下量 (mm/m)	スラブ厚 (mm)
1	A	35	1.8	27		0.4	280
2	A	35	1.8	27		0.4	280
3	B	28	1.7	19	6	0.5	280
4	B	28	1.7	19	6	0.5	280
5	C	21	3.2	22	9	0.3	280
6	C	21	3.2	22	9	0.3	280
7	D	30	3.7	32	10	0.2	220
8	D	30	3.7	32	10	0.2	220
9	E	20	1.9	20	7	0.9	280
10	F	23	3.1	21	16	1.0	280
11	F	23	3.1	21	16	1.0	280
12	G	33	3.9	22	7	0.1	250
13	G	33	3.9	22	7	0.1	250
14	H	22	2.3	21	3	0.4	250
15	H	22	2.3	21	3	0.4	250
16	I	16	3.3	23	8	0.7	250
17	I	16	3.3	23	8	0.7	250
18	J	18	1.7	32	10	1.0	280
19	J	18	1.7	32	10	1.0	220
20	K	36	2.0	22	4	0.8	280
21	K	36	2.0	22	4	0.8	280
22	K	36	2.0	22	4	0.8	280
23	L	22	1.6	27	10	0.7	220
24	L	22	1.6	27	10	0.7	220
25	M	38	1.8	32	9	0.4	220
26	M	38	1.8	32	9	0.4	220
27	N	30	4.0	24	5	0.6	250
28	N	30	4.0	24	5	0.6	250
29	O	40	3.3	21	6	0.5	150
30	O	40	3.3	21	6	0.5	150
31	P	25	3.8	23	5	0.2	220
32	P	25	2.8	23	5	0.2	220
33	Q	27	2.2	24	6	0.3	280
34	Q	27	2.2	24	6	0.3	280
35	R	30	3.0	26	4	0.7	280
36	R	30	3.0	26	4	0.7	280
37	S	23	2.0	24	6	0.8	280
38	S	23	2.0	24	6	0.8	280
39	T	55	5.1	30	10	0.8	250
40	T	55	5.1	30	10	0.8	250
41	U	32	2.7	32	6	0.8	150
42	U	32	2.7	32	6	0.8	150
43	V	18	4.0	17	9	0.5	220
44	V	18	4.0	17	9	0.5	220
45	W	33	2.7	29	4	0.9	280
46	W	33	2.7	29	4	0.9	280
47	X	30	3.0	30	7	1.0	250
48	X	30	3.0	30	7	1.0	280
49	E	20	1.9	20	7	0.9	280
50	I	16	3.3	23	8	0.7	250
51	O	40	3.3	21	6	0.5	150

[0110] [表3]

表3

試験 No.	鋼種	Ar ₃ (°C)	T _{reX} (°C)	熱間圧延工程									鋼板 板厚 (mm)
				加熱工程			圧延工程			冷却工程			
				加熱条件 (950°C 以上1200°C未満)		加熱 抽出 温度 (°C)	仕上げ圧延			一部冷却時の 冷却条件		冷却 パターン	
				雰囲気 O ₂ 濃度 (vol.%)	加熱 時間 (min)		開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	累積 圧下率 (%)	平均冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)		
1	A	783	770	1.5	46	1015	761	768	62			空 冷	32
2	A	783	770	3.6	37	1024	769	755	70	5	702	一部水冷	32
3	B	772	839	4.7	33	1064	777	769	58			空 冷	11
4	B	772	839	1.3	35	1060	782	769	74	7	684	一部水冷	50
5	C	797	834	3.4	41	1033	810	806	69			空 冷	43
6	C	797	846	3.2	41	1055	826	811	74	6	725	一部水冷	17
7	D	783	806	1.1	45	1044	792	782	50			空 冷	15
8	D	783	806	3.3	49	1091	788	769	51	5	682	一部水冷	39
9	E	822	831	3.4	33	1050	830	829	55	6	750	一部水冷	25
10	F	786	839	4.6	43	1030	810	801	72			空 冷	29
11	F	786	811	2.0	43	968	771	764	71	5	675	一部水冷	33
12	G	773	806	4.5	35	1055	793	788	57			空 冷	47
13	G	773	806	3.8	43	999	784	770	72	5	631	一部水冷	47
14	H	788	770	2.6	41	1159	766	759	53			空 冷	39
15	H	788	770	3.9	49	1052	764	765	60	7	674	一部水冷	22
16	I	786	821	1.7	48	993	819	790	56			空 冷	26
17	I	786	821	0.3	38	992	801	803	73	5	670	一部水冷	33
18	J	771	831	1.8	32	987	781	761	73			空 冷	23
19	J	771	831	5.6	19	1090	777	769	75	6	710	一部水冷	30
20	K	814	808	2.3	45	970	825	799	39			空 冷	5
21	K	814	855	1.8	33	1096	843	830	56			空 冷	5
22	K	814	855	1.8	32	1076	810	815	52	6	691	一部水冷	28
23	L	767	839	5.7	34	975	820	809	71			空 冷	45
24	L	767	839	4.4	45	1072	815	804	58	8	682	一部水冷	20
25	M	797	894	2.3	46	1078	751	746	73			空 冷	15
26	M	797	864	6.0	32	1041	840	833	67	6	664	一部水冷	32
27	N	800	805	3.0	37	982	774	771	56			空 冷	12
28	N	800	831	4.7	40	1045	810	811	71	5	690	一部水冷	31
29	O	796	844	2.9	47	1045	841	836	61			空 冷	45
30	O	796	820	5.9	37	999	816	810	58	4	659	一部水冷	44
31	P	805	851	5.5	47	1046	840	809	51			空 冷	13
32	P	805	854	2.3	32	1052	836	802	62	25	367	一部水冷	14
33	Q	784	831	3.9	5	936	789	794	51			空 冷	33
34	Q	784	831	3.5	32	972	746	751	75	5	621	一部水冷	44
35	R	788	797	5.3	39	1038	771	769	56			空 冷	11
36	R	788	797	5.3	44	1032	768	761	56	17	580	一部水冷	22
37	S	778	902	5.3	40	1069	840	811	71			空 冷	13
38	S	778	895	0.7	48	1061	891	873	65	6	641	一部水冷	48
39	T	790	831	4.3	31	1050	820	801	72			空 冷	14
40	T	790	831	1.9	58	1001	806	796	56	5	690	一部水冷	25
41	U	805	816	1.4	36	968	796	782	69			空 冷	17
42	U	805	816	1.3	44	968	784	790	69	5	682	一部水冷	49
43	V	785	823	5.3	35	1059	816	797	63			空 冷	33
44	V	785	823	5.8	31	1088	800	782	55	6	666	一部水冷	29
45	W	783	920	1.4	44	1089	799	762	64			空 冷	20
46	W	783	921	2.0	50	1090	849	834	66	6	719	一部水冷	24
47	X	773	839	1.6	33	1032	788	761	60			空 冷	18
48	X	773	839	5.6	31	1017	801	772	62	6	689	一部水冷	22
49	E	822	831	3.0	61	1091	839	799	60			空 冷	9
50	I	786	821	1.0	111	1087	801	783	72	16	703	一部水冷	30
51	O	796	844	3.0	131	1059	800	773	64			空 冷	40

- [0111] 得られた鋼板の金属組織観察を行い、各組織の面積率の測定を行った。具体的には、まず鋼板の圧延方向断面において、鋼板の幅および厚さをそれぞれWおよびtとしたときに、該鋼板の端面から $1/4 W$ で、かつ、該鋼板の表面から $1/4 t$ の位置から金属組織観察用の試験片を切り出した。
- [0112] そして、上記の試験片の圧延方向断面（いわゆるL方向断面）をナイトールエッチングし、エッチング後に光学顕微鏡を用いて $300\mu m \times 300\mu m$ の視野で観察を行った。得られた組織写真に対し、画像解析を行うことによって、フェライト、パーライトおよびベイナイトのそれぞれの面積率を求めた。
- [0113] また、フェライトの平均アスペクト比および平均結晶粒径は、以下の手順で測定した。視野内で特定された各フェライトを画像解析により楕円近似し、長軸長さを短軸長さで割ることによって、フェライトのアスペクト比を求めた。同様に、各フェライトを画像解析により面積を求め、この面積に等しい円の直径を求めることで、フェライトの結晶粒径を求めた。そして、視野内の全フェライトのアスペクト比および直径の平均値をそれぞれ算出することによって、平均アスペクト比および平均結晶粒径を求めた。
- [0114] 次に、以下の方法により、フェライト中の平均転位密度を求めた。まず、鋼板の表面から $1/4 t$ の位置から薄膜試料を採取し、TEMを用いて倍率を40000倍として明視野の観察撮影を行い、得られたTEM像から任意の直線と転位線との交切点の数を測定した。そして、以下の式(vii)により平均転位密度を算出した。

$$\rho = 2 N / L d \quad \cdots (vii)$$

但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

ρ : 平均転位密度 ($/m^2$)

L : 任意の直線の長さ (m)

N : 任意の直線と転位線との交切点の数

d : 薄膜試料の厚さ (m)

- [0115] さらに、鋼板表層部における固溶Moおよび固溶Wの合計含有量（質量%

）の測定を以下の手順により行った。まず、鋼板の表面から厚さ 1 mm の試験片を 2 つ切り出し、そのうちの一方の試験片については、ICP 発光分光分析法を用いることで、試験片中の W および Mo の含有量を測定した。

[0116] また、もう一方については、10%アセチルアセトン－1%テトラメチルアンモニウムクロライド／メタノールにて、20 mA/cm²の電流密度で約 0.4 g 電解し、その電解に用いた溶液を孔径 0.2 μm のフィルターでろ過し、フィルター上に捕集した抽出残渣について、ICP 発光分光分析法を用いることで、抽出残渣中の W および Mo の含有量を測定した。

[0117] そして、試験片中の W および Mo の含有量から抽出残渣中の W および Mo の含有量の差分を求めることで、固溶 W および固溶 Mo の含有量を求めた。

[0118] 続いて、板厚中心部の粗大介在物の個数密度の測定を行った。具体的には、鋼板の表面から 2/5 t の位置と、鋼板の表面から 3/5 t の位置との間の領域において存在する、長さ 5 μm 以上の介在物の個数密度を、SEM による粒子解析により測定した。

[0119] また、鋼板の表面から 2/5 t の位置と、鋼板の表面から 3/5 t の位置との間の領域について、EPMA により測定し、P 濃度の最大値を求め、中心部の P の最大濃度とした。測定条件は、加速電圧：15 kV、ビーム径：20 μm、照射時間：20 ms、測定ピッチ：20 μm とした。

[0120] 次に、1 mm ピッチのビッカース硬さの試験を行い、表層領域における平均ビッカース硬さ（表層領域 Hv）および中央領域における平均ビッカース硬さ（中央領域 Hv）を測定した。試験力は 10 kgf（98 N）とした。そして、表層領域 Hv／中央領域 Hv（％）を算出した。

[0121] さらに、引張強さ（TS）、降伏応力（YS）および全伸び（t－EL）は、JIS Z 2241：2011 に基づき測定した。試験片は、板幅を W とした時に、板の片端から板幅方向に 1/4 W の位置において、板厚中心部から圧延方向に直行する方向（幅方向）を長手方向として採取した、1 B 号引張試験片を用いて測定した。降伏応力（YS）は永久伸び 0.2 % 時の永久伸び法の耐力であり、全伸び（t－EL）は破断時全伸びとした。

[0122] そして、鋼板の耐食性を評価するため、以下に示す３種類の腐食試験を実施した。

[0123] ＜腐食試験１、２＞

圧延方向に長さ４０ｍｍ、幅方向に長さ４０ｍｍ、厚さ方向に長さ４ｍｍの試験片を鋼板の表面から採取した。切断面（表面以外）は塗料で被覆し、表面は６００番の湿式研磨により、鋼板表面の酸化鉄（スケール）を取り除き、４０ｍｍ×４０ｍｍの鋼板の表面だけ地鉄が露出した試験片とした。該試験片を、塩酸でｐＨを０．２に調整した２０質量％ＮａＣｌ水溶液（腐食試験１）、およびｐＨを０．５に調整した２０質量％ＮａＣｌ水溶液（腐食試験２）の２種類の腐食液中に浸漬した。

[0124] 浸漬条件は、液温３０℃、浸漬時間２４時間～４週間で実施し、腐食減量を測定し、腐食速度を評価した。該腐食液組成は、実際の鋼構造物で局部腐食が発生する際の環境の条件を模擬したもので、該腐食試験での腐食速度の低減に応じて実環境で局部腐食の進展速度が低減される。

[0125] ＜腐食試験３＞

圧延方向に長さ４０ｍｍ、幅方向に長さ４０ｍｍ、厚さ方向に長さ４ｍｍの試験片を鋼板の表面から採取した。切断面（表面以外）は塗料で被覆し、表面は６００番の湿式研磨により、鋼板表面の酸化鉄（スケール）を取り除き、４０ｍｍ×４０ｍｍの鋼板の表面だけ地鉄が露出した試験片とした。そして、当該試験片を用いて、腐食速度および固体Ｓを主体とするスラッジの生成速度を以下の手順で評価した。

[0126] まず、腐食試験前に、ＮａＣｌの付着量が１０００ｍｇ／ｍ^２となるように、試験片の表面にＮａＣｌ水溶液を塗布、乾燥させ、試験チャンバー内の恒温ヒーター板の上に水平に設置した。その後、一定の露点（３０℃）に調整したガスを試験チャンバー内に送った。使用したガスは、ＣＯ_２：１２体積％、Ｈ_２Ｓ：５００ｐｐｍ、Ｏ_２：５体積％、Ｎ_２：残部である組成を有する。

[0127] そして、２０℃×１時間と４０℃×１時間の計２時間／サイクルの温度サイクルを与え、試験片表面で乾湿繰り返しが生じるようにした。７２０サイ

クル後に腐食減量から腐食速度を、試験片表面に生成した生成物質量からスラッジ生成速度を評価した。なお、生成物は化学分析およびX線分析で、オキシ水酸化鉄（鉄さび）および固体Sであることは予備試験により確認している。

[0128] これらの測定結果を表4～6に示す。なお、表6における「相対腐食速度」および「相対スラッジ生成速度」とは、それぞれ比較例である試験No. 41の腐食速度およびスラッジ生成速度を100とした時の相対値を意味する。

[0129]

[表4]

表4

試験 No.	鋼種	マイクロ組織					
		フェライト				パーライト 分率 (面積%)	ベイナイト 分率 (面積%)
		分率 (面積%)	平均 結晶粒径 (μm)	アスペクト 比	平均 転位密度 ($\times 10^{12}/\text{m}^2$)		
1	A	94	8	1.2	4.6	6	0
2	A	89	15	1.5	5.2	10	1
3	B	95	6	1.1	2.5	5	0
4	B	93	15	1.5	4.7	7	0
5	C	85	20	1.4	5.3	15	0
6	C	82	12	1.3	6.0	18	0
7	D	88	20	1.2	2.6	12	0
8	D	84	14	1.1	5.9	14	2
9	E	95	28	1.3	3.5	5	0
10	F	80	12	1.4	1.2	20	0
11	F	86	16	1.4	6.7	13	1
12	G	94	16	1.4	4.2	6	0
13	G	92	15	1.1	4.9	7	1
14	H	91	39	2.6	1.4	9	0
15	H	93	19	1.4	5.4	7	0
16	I	82	13	1.1	2.8	18	0
17	I	85	11	1.1	4.7	15	0
18	J	93	6	1.4	4.9	7	0
19	J	84	14	1.2	6.9	16	0
20	K	88	24	1.2	2.0	12	0
21	K	94	5	1.5	3.9	6	0
22	K	92	11	1.2	3.2	8	0
23	L	90	18	1.5	1.6	10	0
24	L	84	11	1.5	2.2	15	1
25	M	96	6	1.5	8.1	4	0
26	M	87	17	1.2	5.1	7	6
27	N	88	17	1.5	6.4	12	0
28	N	90	13	1.4	5.6	10	0
29	O	82	16	1.1	1.2	18	0
30	O	82	11	1.1	6.7	16	2
31	P	89	8	1.1	2.0	11	0
32	P	69	9	1.5	12.1	16	15
33	Q	85	10	1.5	4.0	15	0
34	Q	71	19	1.1	10.9	10	19
35	R	95	13	1.5	3.9	5	0
36	R	72	19	1.0	6.4	16	12
37	S	81	13	1.5	4.8	19	0
38	S	81	14	1.2	5.7	10	9
39	T	90	16	1.1	3.5	10	0
40	T	84	14	1.3	2.8	14	2
41	U	91	5	1.1	3.4	9	0
42	U	83	19	1.4	4.2	17	0
43	V	85	13	1.4	2.5	15	0
44	V	88	15	1.5	4.0	12	0
45	W	90	14	1.3	5.9	10	0
46	W	80	6	1.4	6.0	18	2
47	X	86	9	1.1	4.1	14	0
48	X	93	7	1.4	6.5	6	1
49	E	96	41	1.1	3.1	4	0
50	I	86	57	1.5	5.0	14	0
51	O	87	65	1.0	1.9	13	0

[0130] [表5]

表5

試験 No.	鋼種	鋼板表層部 固溶Mo量 +固溶W量 (質量%)	鋼板中心部 介在物 個数密度 (個/mm ²)	鋼板中心部 P最大濃度 (質量%)	表層領域 平均 ビッカース 硬さ (HV)	中央領域 平均 ビッカース 硬さ (HV)	表層領域Hv/ 中央領域Hv (%)	
1	A	0.044	7	0.18	161	162	99	本発明例
2	A	0.039	5	0.15	161	158	102	
3	B	0.051	7	0.05	159	163	98	
4	B	0.074	7	0.17	160	168	95	
5	C	0.115	7	0.09	158	166	95	
6	C	0.103	9	0.18	159	156	102	
7	D	0.078	8	0.14	162	165	98	
8	D	0.063	10	0.08	156	163	96	
9	E	0.033	7	0.10	135	136	99	
10	F	0.049	36	0.13	157	166	95	
11	F	0.041	31	0.15	170	171	99	
12	G	0.039	6	0.31	152	150	101	
13	G	0.044	9	0.29	167	162	103	
14	H	0.041	7	0.06	155	166	93	
15	H	0.039	10	0.05	156	171	91	
16	I	0.021	7	0.08	160	158	101	
17	I	0.002	8	0.07	168	164	102	比較例
18	J	0.207	7	0.11	158	151	105	本発明例
19	J	0.004	8	0.10	169	171	99	比較例
20	K	0.089	6	0.14	158	165	96	本発明例
21	K	0.099	6	0.14	160	159	101	
22	K	0.091	10	0.18	157	164	96	
23	L	0.291	8	0.19	156	156	100	
24	L	0.279	6	0.17	155	169	92	
25	M	0.059	5	0.17	169	168	101	
26	M	0.067	9	0.07	165	171	96	
27	N	0.201	7	0.11	160	162	99	
28	N	0.197	5	0.03	168	161	104	
29	O	0.068	9	0.06	171	167	102	
30	O	0.059	6	0.20	171	170	101	
31	P	0.141	6	0.18	169	166	102	
32	P	0.185	8	0.14	190	162	117	
33	Q	0.004	10	0.18	157	156	101	比較例
34	Q	0.113	6	0.06	157	163	96	本発明例
35	R	0.416	9	0.18	168	166	101	
36	R	0.431	10	0.15	179	163	110	
37	S	0.094	8	0.20	159	155	103	比較例
38	S	0.004	7	0.05	162	160	101	
39	T	0.061	44	0.16	166	164	101	本発明例
40	T	0.054	46	0.18	159	157	101	
41	U	—	8	0.17	163	161	101	比較例
42	U	—	7	0.10	171	167	102	
43	V	0.144	8	0.24	161	157	103	本発明例
44	V	0.161	10	0.26	164	163	101	
45	W	0.112	6	0.08	160	157	102	
46	W	0.129	5	0.14	156	163	96	
47	X	0.035	10	0.09	168	166	101	
48	X	0.039	9	0.09	169	165	102	
49	E	0.167	6	0.11	140	135	104	
50	I	0.042	9	0.07	161	161	100	
51	O	0.071	7	0.10	171	163	105	比較例

[0131] [表6]

表6

試験 No.	鋼種	機械の特性			腐食試験結果				
		YS (MPa)	TS (MPa)	t-El (%)	腐食試験1	腐食試験2	腐食試験3		
					相対 腐食速度	相対 腐食速度	相対 腐食速度	相対スラッジ 生成速度	
1	A	440	541	21	15.6	11.7	24.4	23.5	本発明例
2	A	429	562	20	21.9	16.2	24.4	24.4	
3	B	428	529	18	19.7	14.7	23.4	23.9	
4	B	445	565	22	21.3	12.1	22.0	24.0	
5	C	380	502	20	18.1	14.2	24.5	22.1	
6	C	411	548	23	21.8	16.9	23.5	22.3	
7	D	397	510	22	16.0	10.7	23.0	23.1	
8	D	400	555	19	20.7	14.9	22.5	23.7	
9	E	322	401	24	21.1	14.6	21.6	22.2	
10	F	390	516	24	20.6	18.7	24.4	24.4	
11	F	432	580	21	15.5	20.0	23.9	22.7	
12	G	413	521	24	22.8	16.7	23.7	23.6	
13	G	440	555	23	16.4	10.4	23.5	24.5	
14	H	399	510	22	23.3	16.0	22.0	23.9	
15	H	459	564	28	19.6	13.6	22.5	22.8	
16	I	375	507	30	23.6	12.3	22.9	22.5	
17	I	369	543	32	88.3	82.1	75.1	71.3	比較例
18	J	373	480	35	15.3	14.7	24.3	23.3	本発明例
19	J	385	520	28	49.0	43.3	38.1	40.6	比較例
20	K	371	501	18	20.5	13.0	23.8	23.8	本発明例
21	K	399	510	23	19.4	11.6	24.5	20.4	
22	K	411	561	33	15.4	16.6	22.0	24.3	
23	L	370	451	36	20.1	14.0	22.6	23.3	
24	L	470	592	27	20.4	13.2	24.6	22.8	
25	M	412	530	18	23.4	20.1	22.7	22.4	
26	M	408	521	30	23.3	16.4	23.7	24.8	
27	N	365	530	27	20.0	17.3	24.5	24.5	
28	N	352	506	29	19.8	17.3	22.6	23.6	
29	O	377	501	31	22.5	10.5	24.8	23.9	
30	O	408	511	33	18.8	20.3	24.0	22.8	
31	P	428	553	29	15.3	17.7	23.5	24.0	
32	P	444	590	17	17.8	15.6	22.0	23.1	
33	Q	408	516	20	58.1	55.6	34.6	35.2	比較例
34	Q	440	560	18	16.0	16.7	24.3	24.8	本発明例
35	R	428	539	26	17.5	19.9	23.3	23.4	
36	R	456	580	18	17.8	11.4	22.5	23.0	
37	S	409	501	30	17.6	14.8	22.7	24.4	
38	S	391	493	36	41.2	58.8	48.9	44.9	比較例
39	T	370	493	21	17.9	18.0	22.2	22.0	本発明例
40	T	362	482	19	19.1	17.6	21.0	20.1	
41	U	394	513	29	100.0	100.0	100.0	100.0	比較例
42	U	429	555	30	101.1	99.5	100.4	100.7	
43	V	390	506	23	23.1	19.7	25.0	23.7	本発明例
44	V	387	510	24	22.9	16.7	23.5	22.0	
45	W	436	534	21	15.3	15.5	23.3	23.3	
46	W	426	522	20	23.1	11.5	23.1	22.7	
47	X	480	583	18	19.6	10.6	22.4	22.9	
48	X	439	535	21	21.4	17.0	23.1	22.5	
49	E	374	456	15	23.0	14.0	25.0	23.0	
50	I	408	497	16	21.0	18.0	23.0	23.0	
51	O	388	473	15	20.0	15.0	23.0	22.0	比較例

- [0132] 表4～6から分かるように、本発明の規定を満足する本発明例（試験N o . 1～16、18、20～32、34～37、39、40および43～50）では、いずれの腐食試験においても、優れた耐食性を示していることが分かる。また、なかでも上述した好適な条件を全て満足する試験N o . 15、16、18、21～24、26～31、35および37では、特に優れた強度－延性バランスを有することが分かる。
- [0133] これらに対して、比較例のうち、試験N o . 17、19、33、38、41および42では、耐食性が劣る結果となった。具体的には、試験N o . 17および38では、熱延前の加熱時における雰囲気中の O_2 濃度が低く、試験N o . 19および33では、加熱時の保持時間が短かったため、スケールの形成が不十分となり、スケール直下でのM o およびWの濃化が十分に生じなかった。
- [0134] また、試験N o . 41および42では、M o およびWのいずれも含有しない鋼Uを用いた。その結果、これらの例では、鋼板表層部における固溶M o および固溶Wの合計含有量が本発明の規定を満足せず、耐食性が劣る結果となった。さらに、比較例である試験N o . 51では、加熱工程における加熱時間が長すぎたため、結晶粒が粗大化し、強度－延性バランスが劣化する結果となった。

産業上の利用可能性

- [0135] 本発明によれば、本発明によれば、原油中に含まれる腐食性ガス成分、塩分等に対する耐食性に優れる鋼板を得ることが可能になる。したがって、本発明に係る鋼板は、原油油槽用として好適に用いることができる。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.050~0.200%、

Si : 0.100~1.000%、

Mn : 0.50~2.00%、

P : 0.030%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.002~0.050%、

N : 0.0010~0.0060%、

O : 0.0005~0.0060%、

Ti : 0.003~0.020%、

Cu : 0.01~1.50%、

Ca : 0~0.0080%、

Mg : 0~0.0080%、

REM : 0~0.0080%、

Mo : 0~0.20%、

W : 0~0.50%、

Nb : 0~0.030%、

V : 0~0.050%、

Ni : 0~1.00%、

Cr : 0~0.50%、

B : 0~0.0030%、

Sb : 0~0.30%、

Sn : 0~0.30%、

Pb : 0~0.30%、

As : 0~0.30%、

Bi : 0~0.30%、

Ta : 0~0.50%、

Zr : 0 ~ 0.50 %、

残部 : Fe および不純物であり、

下記 (i) 式を満足し、

鋼板表層部における固溶Mo および固溶Wの合計含有量が、質量%で、0.005 %以上であり、

鋼板の圧延方向断面において、前記鋼板の厚さを t とした時に、前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均結晶粒径が $60 \mu\text{m}$ 以下である、

鋼板。

$$0.01 \leq \text{Mo} + \text{W} \leq 0.70 \quad \dots (i)$$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表し、含まれない場合はゼロとする。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Si : 0.200 ~ 1.000 %、

P : 0.015 %以下、

S : 0.003 %以下、

であり、

下記 (ii) 式および (iii) 式を満足し、

下記 (iv) 式で求められるフェライト変態開始温度 A_{r3} が $760 \sim 820^\circ\text{C}$ であり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置における金属組織が、面積%で、

パーライト : 5 ~ 20 %、

ベイナイト : 10 %以下、

残部 : フェライトであり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均アスペクト比が 1.0 ~ 1.5 であり、

前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライトの平均結晶

粒径が $5 \sim 20 \mu\text{m}$ である、

請求項 1 に記載の鋼板。

$0.0005 \leq C + Mn + REM \leq 0.0080 \quad \dots (ii)$

$0.5 \leq Ti / N \leq 4.0 \quad \dots (iii)$

$Ar_3 = 910 - 310 \times C + 65 \times Si - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 15 \times Cr - 80 \times Mo \quad \dots (iv)$

但し、上記式中の元素記号は各元素の含有量（質量％）を表し、含まれない場合はゼロとする。

[請求項3] 前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置におけるフェライト中の平均転位密度が $7.0 \times 10^{12} / \text{m}^2$ 以下であり、

1 mm ピッチのビッカース硬さの試験で、前記鋼板の表面と、前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置との間の領域におけるビッカース硬さの平均値が、前記鋼板の表面から $1/4 t$ の位置と、前記鋼板の表面から $3/4 t$ の位置との間の領域におけるビッカース硬さの平均値の $80 \sim 105\%$ である、

請求項 2 に記載の鋼板。

[請求項4] 前記鋼板の表面から $2/5 t$ の位置と、前記鋼板の表面から $3/5 t$ の位置との間の領域において存在する、長さ $5 \mu\text{m}$ 以上の介在物の個数密度が $10 \text{ 個} / \text{mm}^2$ 以下である、

請求項 1 から請求項 3 までのいずれか 1 項に記載の鋼板。

[請求項5] 前記鋼板の表面から $2/5 t$ の位置と、前記鋼板の表面から $3/5 t$ の位置との間の領域における、P の最大濃度が、質量％で、 $0.02 \sim 0.20\%$ である、

請求項 1 から請求項 4 までのいずれか 1 項に記載の鋼板。

[請求項6] 溶鋼を製造する精錬工程と、

前記溶鋼を連続鋳造して、請求項 1 に記載の化学組成を有する鋼片を製造する連続鋳造工程と、

得られた前記鋼片を加熱する加熱工程と、
加熱後の鋼片にデスケーリングを施すデスケーリング工程と、
デスケーリング後の鋼片に対して熱間圧延を施して鋼板とする熱間
圧延工程と、

熱間圧延後の前記鋼板を室温まで冷却する冷却工程と、を備え、
前記加熱工程において、前記鋼片に対して、 O_2 濃度が1.0体積
%以上の雰囲気、950℃以上1200℃未満の加熱温度で30～
120分間保持し、加熱抽出温度を950℃以上1200℃未満とす
る、

鋼板の製造方法。

[請求項7]

溶鋼を製造する精錬工程と、
前記溶鋼を連続鋳造して、請求項2に記載の化学組成を有する鋼片
を製造する連続鋳造工程と、

得られた前記鋼片を加熱する加熱工程と、
加熱後の鋼片にデスケーリングを施すデスケーリング工程と、
デスケーリング後の鋼片に対して仕上圧延を含む熱間圧延を施して
鋼板とする熱間圧延工程と、

熱間圧延後の前記鋼板を室温まで冷却する冷却工程と、を備え、
前記加熱工程において、前記鋼片に対して、 O_2 濃度が1.0体積
%以上の雰囲気、950～1100℃の加熱温度で30～60分間
保持し、加熱抽出温度を950～1100℃とし、

前記熱間圧延工程において、前記鋼片の表面温度が $A_{r3} - 30^\circ\text{C}$
～ T_{rex} ℃の温度範囲内で、累積圧下率が50～75%となる条件で
前記仕上圧延を行う、

鋼板の製造方法。

但し、 A_{r3} は下記(iv)式で求められ、 T_{rex} は結晶粒の成長が
始まる再結晶開始温度を意味し、下記(v)式で求められる。なお、
下記式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す。

$$A r_3 = 910 - 310 \times C + 65 \times Si - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 55 \times Ni - 15 \times Cr - 80 \times Mo \quad \dots (iv)$$

$$T_{rex} = -91900 [Nb^*]^2 + 9400 [Nb^*] + 770 \quad \dots (v)$$

但し、下記 (vi) 式で求められる固溶 Nb 量 (質量%) を、sol. Nb とした時に、

Nb $\geq$ sol. Nb の場合は、 $[Nb^*] = sol. Nb$

Nb < sol. Nb の場合は、 $[Nb^*] = Nb$

とする。

$$sol. Nb = (10^{(-6770 / (T + 273) + 2.26)}) / (C + 12 / 14 \times N) \quad \dots (vi)$$

なお、上記式中の T は鋼片の加熱抽出温度 (°C) を表す。

[請求項8]

前記冷却工程において、鋼板の表面温度が $A r_3 - 150^\circ\text{C} \sim A r_3 - 50^\circ\text{C}$ の温度まで、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 超、 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の平均冷却速度で水冷を行い、該水冷後、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の平均冷却速度で空冷を行う、

請求項7に記載の鋼板の製造方法。

[請求項9]

前記精錬工程において、真空脱ガス装置により溶鋼の溶存酸素量を 40 ppm 以下に調整し、次いで、Al を Al の最終含有量が $0.002 \sim 0.050\%$ となるように添加して、溶鋼の溶存酸素量を 10 ppm 以下に調整した後、Ca、Mg および REM から選択される1種以上を、Ca、Mg および REM の合計の最終含有量が $0.0005 \sim 0.0080\%$ となるように添加する、

請求項6から請求項8までのいずれか1項に記載の鋼板の製造方法。

[請求項10]

前記連続 casting 工程において、鋳片の凝固末期である鋳片の中心固相率が $0.2 \sim 0.7$ の範囲において、鋳造ロールの間隙を、鋳造進行方向 1 m につき $0.2 \text{ mm} \sim 3.0 \text{ mm}$ に狭めて圧下しながら鋳造す

る、

請求項 6 から請求項 9 までのいずれか 1 項に記載の鋼板の製造方法

。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/010944

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; B21B 1/22(2006.01)i; B22D 11/128(2006.01)i; C21C 7/04(2006.01)i; C21C 7/10(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i

FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301W; C22C38/60; C21D8/02 A; C21D9/46 S; C21C7/10 A; C21C7/04 C; C21C7/04 B; C21C7/04 D; B21B1/22 H; B21B1/22 M; B22D11/128 350A

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; B21B1/22; B22D11/128; C21C7/04; C21C7/10; C21D8/02; C21D9/46

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

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2004-204344 A (NIPPON STEEL CORP.) 22.07.2004 (2004-07-22)	1-10
A	JP 2006-137963 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 01.06.2006 (2006-06-01)	1-10
A	JP 2010-196113 A (JFE STEEL CORPORATION) 09.09.2010 (2010-09-09)	1-10

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
04 June 2020 (04.06.2020)

Date of mailing of the international search report
16 June 2020 (16.06.2020)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2020/010944

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2004-204344 A	22 Jul. 2004	US 2005/0230012 A1 WO 2004/001083 A1 EP 1516938 A1 TW 200404903 A NO 338824 B1 CN 1662668 A KR 10-2005-0008832 A	
JP 2006-137963 A	01 Jun. 2006	(Family: none)	
JP 2010-196113 A	09 Sep. 2010	(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; B21B 1/22(2006.01)i; B22D 11/128(2006.01)i; C21C 7/04(2006.01)i; C21C 7/10(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301W; C22C38/60; C21D8/02 A; C21D9/46 S; C21C7/10 A; C21C7/04 C; C21C7/04 B; C21C7/04 D; B21B1/22 H; B21B1/22 M; B22D11/128 350A														
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; B21B1/22; B22D11/128; C21C7/04; C21C7/10; C21D8/02; C21D9/46 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>1971-2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2020年</td> </tr> </table> 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）			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2020年	日本国実用新案登録公報	1996-2020年	日本国登録実用新案公報	1994-2020年				
日本国実用新案公報	1922-1996年													
日本国公開実用新案公報	1971-2020年													
日本国実用新案登録公報	1996-2020年													
日本国登録実用新案公報	1994-2020年													
C. 関連すると認められる文献 <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>JP 2004-204344 A（新日本製鐵株式会社）22.07.2004（2004-07-22）</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2006-137963 A（住友金属工業株式会社）01.06.2006（2006-06-01）</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2010-196113 A（JFEスチール株式会社）09.09.2010（2010-09-09）</td> <td>1-10</td> </tr> </tbody> </table>			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 2004-204344 A（新日本製鐵株式会社）22.07.2004（2004-07-22）	1-10	A	JP 2006-137963 A（住友金属工業株式会社）01.06.2006（2006-06-01）	1-10	A	JP 2010-196113 A（JFEスチール株式会社）09.09.2010（2010-09-09）	1-10
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 2004-204344 A（新日本製鐵株式会社）22.07.2004（2004-07-22）	1-10												
A	JP 2006-137963 A（住友金属工業株式会社）01.06.2006（2006-06-01）	1-10												
A	JP 2010-196113 A（JFEスチール株式会社）09.09.2010（2010-09-09）	1-10												
☐ 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、一般的な技術水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献														
国際調査を完了した日 04.06.2020		国際調査報告の発送日 16.06.2020												
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 相澤 啓祐 4K 4037 電話番号 03-3581-1101 内線 3435												

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/010944

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2004-204344	A	22.07.2004	US	2005/0230012	A1	
				WO	2004/001083	A1	
				EP	1516938	A1	
				TW	200404903	A	
				NO	338824	B1	
				CN	1662668	A	
				KR	10-2005-0008832	A	
JP	2006-137963	A	01.06.2006	(ファミリーなし)			
JP	2010-196113	A	09.09.2010	(ファミリーなし)			