

(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
2019年4月11日(11.04.2019)



(10) 国際公開番号

WO 2019/069771 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) B22D 11/20 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C21C 7/06 (2006.01)
B22D 11/108 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B22D 11/12 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
B22D 11/128 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2018/035778
- (22) 国際出願日: 2018年9月26日(26.09.2018)
- (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 2017-193686 2017年10月3日(03.10.2017) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 柳田 和寿 (YANAGITA, Kazuhisa); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 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 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 石田 浩司(ISHIDA, Kouji); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 今城 大貴(IMAJO, Daiki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 特許業務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, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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,

(54) Title: STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 鋼板および鋼板の製造方法

(57) Abstract: This steel sheet has a predetermined chemical composition, and the carbon equivalent represented by a specific formula falls within a predetermined numerical range. The metal structure at a position of $\frac{1}{4}$ of the thickness from the steel sheet surface ($\frac{1}{4}$ of the sheet thickness) has, in area fraction, 10-75% ferrite phase, 10-90% bainite phase, 0-15% pearlite phase and 0-1% martensite/austenite mixed phase, with the average particle size (diameter) measured by electron backscatter analysis of all phases not exceeding 20 μ m. The circle-equivalent diameter (diameter) contained in $\frac{1}{4}$ of the thickness of the steel sheet is at least 2 μ m, the total of oxides, sulfides and oxysulfides does not exceed 50 units/ mm^2 , the ratio ($\text{Mn}_{(1/2)}/\text{Mn}_{(1/4)}$) of the Mn concentration ($\text{Mn}_{(1/2)}$) at a position at half of the sheet thickness (half sheet thickness) from the steel sheet surface with respect to the Mn concentration ($\text{Mn}_{(1/4)}$) at a position at a quarter of the sheet thickness (quarter sheet thickness) is 0.90-1.80.

(57) 要約: 所定の化学組成を有し、特定の式で表される炭素当量が所定の数値範囲であり、鋼板表面から板厚方向の $\frac{1}{4}$ 位置(板厚 $\frac{1}{4}$ 部)での金属組織が、面積分率で、フェライト相10%~75%、ベイナイト相10%~90%、パーライト相0%~15%、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相0%~1%から構成され、全相の電子線後方散乱回折法により測定される平均粒径(直径)が20 μ m以下であり、板厚 $\frac{1}{4}$ 部に含有する、円相当径(直径)が2 μ m以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計が50個/ mm^2 以下であり、板厚 $\frac{1}{4}$ 部でのMn濃度($\text{Mn}_{(1/4)}$)に対する、鋼板表面から板厚方向の $\frac{1}{2}$ 位置(板厚 $\frac{1}{2}$ 部)でのMn濃度($\text{Mn}_{(1/2)}$)の比($\text{Mn}_{(1/2)}/\text{Mn}_{(1/4)}$)が、0.90~1.80である鋼板。

WO 2019/069771 A1

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：鋼板および鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、鋼板および鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 鋼板の用途として、例えば、船舶、建築物、橋梁、海洋構造物、LNG貯蔵タンク、その他の大型タンク、ラインパイプ等が挙げられる（例えば、特許文献1～3参照）。

これらの用途に適用される鋼板は、脆性破壊を抑制するために、万が一、脆性き裂が溶接継手箇所に発生した場合でも、脆性き裂を母材で停止させる脆性亀裂伝播停止特性（BCA：Brittle Crack Arrest；以下、「アレスト性」と称する場合がある。）が求められる。

[0003] 船舶に適用される鋼板としては、例えば、コンテナ船の重要部材（例えば、Hatch Side Coaming、Upper Deck）に適用される場合がある。

近年、コンテナ船は、環境負荷低減、海上輸送の高効率化等を目的として、大型化が進んでいる。コンテナ船の大型化に伴い、コンテナ船の重要部材には、厚板鋼板が使用される。板厚が厚くなると、溶接継手に脆性亀裂が発生した場合、亀裂が船体を貫通する場合があることが判明している。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：日本国特許第5445720号公報

特許文献2：日本国特許第3699657号公報

特許文献3：日本国特許第5846311号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] これまで、コンテナ船の建造において、使用する鋼材および溶接部の検査

に特別な規定はなかった。しかしながら、国際船級協会連合会（IACS：International Association of Classification Societies）において、コンテナ船の重要部材への脆性亀裂伝播停止特性を高めた高アレスト鋼の適用と、船舶建造時の溶接部超音波探傷検査方法に、従来実施されてきた検査方法よりも、さらに厳しい検査法の適用が規定化された。

[0006] これに伴い、安全性の向上及び厳格化された超音波探傷検査方法にも対応し得る鋼材が要求されている。このような鋼材として、アレスト性に優れるとともに、溶接継手からの脆性き裂の発生を抑制する脆性亀裂発生特性（CTOD：Crack Tip Opening Displacement；以下、「継手CTOD特性」と称する場合がある。）に優れた高強度である鋼材の開発が求められている。

[0007] 特許文献1には、高強度鋼板の成分組成、ミクロ組織、板厚方向の結晶粒界密度、および板厚方向の集合組織を制御することにより、アレスト性に優れた高強度厚鋼板が開示されている。特許文献1に開示された鋼板は、具体的には、特定の化学組成を有し、面積率で、フェライト70%以下およびベイナイト30%以上のミクロ組織を有する。さらに、板厚の1/4部での結晶粒界密度が400mm/mm²~1000mm/mm²、及び板厚の1/4部における{100}面の面積率が10%~40%である。また、板厚の1/2部での結晶粒界密度が300mm/mm²~900mm/mm²、及び板厚の1/2部における{110}面の面積率が40%~70%である。そして、降伏応力390MPa~690MPaである。

[0008] しかしながら、特許文献1に記載の技術は、アレスト性に注目されているが、継手CTOD特性については、特に注目されていなかった。また、溶製方法および鑄造方法については特に検討されていなかった。そして、本発明者らが特許文献1に開示される技術を検討した結果、特許文献1に開示される技術の鋼板には、アレスト性と継手CTOD特性との両特性を高レベルで満足させるために、さらなる改善の余地があることが分かった。

- [0009] 特許文献2には、溶融線近傍の溶接熱影響部の γ 粒界に沿って生成する粒界フェライトおよびフェライトサイドプレートの微細化、溶融線近傍の溶接熱影響部の γ 粒内を粒内変態フェライトの生成によって微細化、及び溶融線近傍の溶接熱影響部のマルテンサイト・オーステナイト混合相の生成量低減を同時に制御することが開示されている。それによって、溶接熱影響部のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する鋼板が開示されている。特許文献2に開示された鋼板は、具体的には、特定の化学組成を有し、さらに、Mg-Al系酸化物を内包する特定のTiNおよび酸化物と硫化物が複合した形態でMnを含有する特定の粒子が特定量存在する。
- [0010] しかしながら、特許文献2に記載の技術は、継手CTOD特性には着目されているが、アレスト性については、特に着目されていなかった。また、溶製方法および鑄造方法については特に検討されておらず、さらに、製鋼方法も具体的に検討されていなかった。そして、本発明者らが特許文献2に開示される技術を検討した結果、特許文献2に開示される技術の鋼板にも、アレスト性と継手CTOD特性との両特性を高レベルで満足させるために、さらなる改善の余地があることが分かった。
- [0011] 特許文献3には、鋼板の中心偏析部の硬化を抑制、鋼中のTiNを均一に微細分散、及びCaの硫化物の晶出を利用することにより、降伏応力が420MPa以上で、多層溶接部の溶接熱影響部の低温靱性に優れる鋼板が開示されている。特許文献3に開示される鋼板は、具体的には、特定の化学組成を有し、 $H_{Vmax}/H_{Vave} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500$ の関係を満足する。
- [0012] しかしながら、特許文献3に記載の技術は、継手CTOD特性には着目されているが、アレスト性については、特に着目されていなかった。また、溶製方法および鑄造方法については特に検討されていなかった。そして、本発明者らが特許文献3に開示される技術を検討した結果、特許文献3に開示される技術の鋼板もまた、アレスト性と継手CTOD特性との両特性を高レベルで満足させるために、改善の余地があることが分かった。

[0013] 上記の特許文献1～3に開示される鋼板について、本発明者らが検討した結果、従来よりも厳格化された規格を満足する、アレスト性および継手CTOD特性の両特性を高レベルで併せ持ち、さらに高強度である鋼板とするには、さらなる改善の余地があることを知見した。

このように、より厳格化された規格を満足するような、従来の鋼板よりもアレスト性と継手CTOD特性がともに優れ、かつ高強度である鋼板は、未だ確立されていなかったのが実情である。

[0014] 本開示は、このような実情に鑑みてなされたものであり、より厳格化された規格をも満足し得る、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、かつ高強度である鋼板を提供するものである。

課題を解決するための手段

[0015] 本開示は、以下の態様を含む。

[0016] (1)

質量%で、

- C : 0.03%～0.14%、
- Si : 0.01%～0.50%、
- Mn : 1.20%～2.50%、
- P : 0.030%以下、
- S : 0.020%以下、
- Nb : 0.003%～0.050%、
- Ti : 0.003%～0.050%、
- Al : 0.001%～0.100%、
- N : 0.0010%～0.0080%、
- O : 0.0050%以下、
- Ca : 0%～0.0100%、
- Mg : 0%～0.0100%、
- REM : 0%～0.0100%、
- Zr : 0%～0.0100%、

T e : 0%~0.0100%、
 V : 0%~0.150%
 C u : 0%~1.00%、
 N i : 0%~2.00%、
 C r : 0%~1.00%、
 M o : 0%~0.50%、
 B : 0%~0.0050%、並びに、
 残部 : F e 及び不純物からなり、

下記式(1)で表される炭素当量C e qが、0.30%~0.55%であり、

板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置での金属組織が、面積分率で、フェライト相10.0%~75.0%、ベイナイト相10.0%~90.0%、パーライト相0%~15.0%、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相0%~1.0%から構成され、全相の電子線後方散乱回折法により測定される平均粒径(直径)が20μm以下であり、

前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置に含有する、円相当径(直径)が2μm以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計が50個/mm²以下であり、

前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置でのMn濃度(Mn_(1/4))に対する、前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/2位置でのMn濃度(Mn_(1/2))の比(Mn_(1/2)/Mn_(1/4))が、0.90~1.80である鋼板。

$$\text{式(1)} \quad C e q = C + M n / 6 + (C r + M o + V) / 5 + (C u + N i) / 15$$

(ただし、式(1)中のC、Mn、Cr、Mo、V、Cu、およびNiは、鋼板に含まれる各元素の含有量(質量%)を表す。)

[0017] (2)

(1)に記載の鋼板を製造する方法であって、

溶存酸素量を50ppm以下に調整した溶鋼を、最終溶存酸素量が20ppm以下になるように脱酸元素を添加して脱酸処理を行う工程と、

前記脱酸処理を経た溶鋼を、1分あたり0.80トン～5.00トンのスループットで連続鋳造し、前記連続鋳造するときの鋳片の中心固相率が0.5～1.0の範囲であるとき、前記鋳片に対し、鋳造進行方向1mあたり1.0mm～1.5mmの圧下勾配で、圧下量が1mm～15mmとなる軽圧下を行い鋼片を得る工程と、

前記鋼片を950℃～1150℃の温度域で加熱し、加熱後の鋼片に粗圧延を行った後、粗圧延後の鋼板に、鋼板の表面温度が A_{r3} 点-30℃～再結晶温度 T_{rex} の温度域で、累積圧下率が50%～75%の仕上圧延を行う工程と、

仕上圧延後の鋼板を、鋼板の板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置での温度が0℃～600℃の温度域になるまで、前記1/4位置での平均冷却速度が1℃/秒～20℃/秒で冷却する工程と、
を有する鋼板の製造方法。

[0018] (3)

さらに、冷却工程後の鋼板を、350℃～650℃の温度域で焼戻しを行う工程を有する(2)に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0019] 本開示によれば、より厳格化された規格にも満足し得る、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、かつ高強度である鋼板を提供できる。

発明を実施するための形態

[0020] 前述のように、従来の鋼板よりも、アレスト性及び継手CTOD特性がともに優れ、より厳格化された規格を満足する鋼板であって、高強度である鋼板が求められている。

本発明者らは、このような要求に対し、鋭意検討を行った結果、ミクロ組織(組織形態、組織の粒径、介在物の量、及び中心偏析)を制御することで

、より厳格化された規格にも満足し得る、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、かつ、高強度である鋼板が得られることを見出し、本開示に係る鋼板を完成させた。また、本発明者らは、ミクロ組織（組織形態、組織の粒径、介在物の量、及び中心偏析）を制御するために、鋼板の製造方法についても詳細に検討した。その結果、溶鋼から鋼板に至るまでの過程（溶製、鑄造、及び製鋼）を、それぞれ制御することで、より厳格化された規格にも満足し得る、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、かつ、高強度である鋼板が得られる製造方法を見出し、本開示に係る鋼板の製造方法を完成させるに至った。

[0021] 以下、本開示に係る鋼板及び鋼板の製造方法について、好ましい実施形態の一例について詳細に説明する。

[0022] なお、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。

本開示において、成分（元素）の含有量を示す「%」は、「質量%」を意味する。

本開示において、C（炭素）の含有量を、「C量」と表記することがある。他の元素の含有量についても同様に表記することがある。

本開示において、「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るのであれば、本用語に含まれる。

[0023] 以下、本開示に係る鋼板の好ましい態様の一例について説明する。

本開示に係る鋼板は、質量%で、

C : 0.03%~0.14%、Si : 0.01%~0.50%、Mn : 1.20%~2.50%、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、Nb : 0.003%~0.050%、Ti : 0.003%~0.050%、Al : 0.001%~0.100%、N : 0.0010%~0.0080%、O（酸素） : 0.0050%以下、Ca : 0%~0.0100%、Mg : 0%~0.0100%、REM : 0%~0.0100%、Zr : 0%

～0.0100%、Te：0%～0.0100%、V：0%～0.150%、Cu：0%～1.00%、Ni：0%～2.00%、Cr：0%～1.00%、Mo：0%～0.50%、B：0%～0.0050%、並びに、残部：Fe及び不純物からなる化学組成を有する。

[0024] 本開示に係る鋼板は、Ca、Mg、REM、Zr、Te、V、Cu、Ni、Cr、Mo、及びBからなる群から選択される少なくとも1種を含んでいてもよく、含んでいなくてもよい。そのため、これらの元素の下限値は0%である。これら元素を含有する場合における下限は0%超であってもよい。

[0025] まず、本開示に係る鋼板の化学組成の限定理由を述べる。

以下の説明において、各元素の説明における「%」は「質量%」を意味する。

[0026] (C：0.03%～0.14%)

Cは、強度を確保するために必要な元素である。C量が0.03%未満では、必要とする鋼板（以下、「母材」とも称する）の強度を確保することができない。しかし、C量が0.14%を超えると、溶接性、及び要求される継手CTOD特性の確保が困難となる。そのため、C量は、0.03%～0.14%とする。C量の好ましい下限は0.04%以上、より好ましくは0.05%以上である。C量の好ましい上限は0.12%以下、より好ましくは0.10%以下である。

[0027] (Si：0.01%～0.50%)

Siは、脱酸元素であり、固溶強化に有効な元素である。Si量が0.01%未満では、Siを含有する効果が得られないため、Si量の下限は0.01%以上とする。一方、Si量が0.50%を超えると溶接性、及び要求される継手CTOD特性が劣位となる。そのため、Si量は、0.01%～0.50%とする。Si量の好ましい下限は0.05%以上、より好ましくは0.10%以上である。Si量の好ましい上限は0.40%以下、より好ましくは0.30%以下である。

[0028] (Mn：1.20%～2.50%)

Mnは、母材の強度及び靱性を向上させる有効な元素であり、Mnの含有量は1.20%以上とする。一方、Mnを過剰に含有すると、継手靱性および溶接割れ性が劣位となるため2.50%を上限とする。そのため、Mn量は、1.20%~2.50%とする。Mn量の好ましい下限は1.40%以上、より好ましくは1.60%以上である。Mn量の好ましい上限は2.20%以下、より好ましくは2.00%以下である。

[0029] (P : 0.030%以下)

Pは、不純物として鋼板に存在する。しかし、P量が過剰になると、継手CTOD特性および母材の靱性を低下させる。そのため、P量の上限を0.030%以下とする。P量の好ましい上限は0.020%以下、より好ましくは0.010%以下である。P量は少ないほど好ましいため下限は特に規定しない。ただし、製造コストの観点から、0.001%以上であってもよい。

[0030] (S : 0.020%以下)

Sは、不純物として鋼板に存在する。しかし、S量が過剰になると、継手CTOD特性が劣位となる。このためS量の上限を0.020%以下とする。S量の好ましい上限は0.015%以下、より好ましい上限は0.010%以下、さらに好ましい上限は0.005%以下、さらに好ましい上限は0.002%以下である。S量は少ないほど好ましいため下限は特に規定しない。ただし、製造コストの観点から、0.001%以上であってもよい。

[0031] (Nb : 0.003%~0.050%)

Nbは、再結晶温度を抑制し、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。一方、0.050%を超えてNbを含有させると、溶接部を硬化させて著しく靱性を劣化させ、継手CTOD特性が劣位となる。そのため、Nb量は、0.003%~0.050%とする。Nb量の好ましい下限は0.006%以上、より好ましくは0.010%以上である。Nb量の好ましい上限は0.040%以下、より好ましくは0.030%以下である。

[0032] (Ti : 0.003%~0.050%)

Tiは、微量の添加により母材と溶接部の組織微細化を通じて靱性向上に寄与する元素である。また、Tiは脱酸元素としても機能する。一方、Tiを過剰に添加すると溶接部を硬化させ著しく靱性を劣化させ、継手CTOD特性が劣位となる。そのため、Ti量は0.003%~0.050%とする。Ti量の好ましい下限は0.006%以上、より好ましくは0.010%以上である。Ti量の好ましい上限は0.035%以下、より好ましくは0.020%以下である。

[0033] (Al : 0.001%~0.100%)

Alは、脱酸元素であるため、Al量は0.001%以上とする。一方、Alを過剰に添加す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ため、Al量の上限は0.100%とする。そのため、Al量は0.001%~0.100%とする。Al量の好ましい下限は0.010%以上、より好ましくは0.020%以上である。Al量の好ましい上限は0.060%以下、より好ましくは0.040%以下である。

[0034] (N : 0.0010%~0.0080%)

Nは、Alと共に窒化物を形成し継手靱性を向上させるため、N量の下限を0.0010%以上とする。しかし、Nの含有量が過剰であると、固溶Nによる脆化および伸びの低下が生じるため、N量の上限を0.0080%以下とする。そのため、N量は0.0010%~0.0080%とする。N量の好ましい下限は0.0015%以上、より好ましくは0.0020%以上である。N量の好ましい上限は0.0060%以下、より好ましくは0.0040%以下である。

[0035] (O : 0.0050%以下)

O(酸素)は、酸化物を形成する。O量が0.0050%を超えると、酸化物が粗大化して継手CTOD特性および母材の靱性が低下するため、O量の上限は0.0050%以下とする。一方、Oは少ないほど好ましいため、下限は特に規定しない。ただし、Oを減らすには、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ため、O量の下限は0.0005%以上であってもよい。O量の好ましい下限は0.0007%以上であってもよく、0.0010%以上であってもよい。O量の好ましい上限は0.0040%以下、より好ましくは0.0030%以下である。

[0036] (Ca : 0%~0.0100%)

Caは、脱酸元素であり、硫化物を形成することで粗大な介在物の生成を抑制し、微細な酸化物を形成して、有害な介在物の生成を抑制する元素である。したがって、Caを含有させてもよい。しかしながら、Ca量が0.0100%を超えると、粗大な酸化物、硫化物、及び酸硫化物が形成され、継手CTOD特性が劣位となる。したがって、Ca量は0%~0.0100%とする。Ca量の好ましい上限は0.0070%以下、より好ましくは0.0040%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Ca量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0010%以上、特に好ましくは0.0020%以上である。

[0037] (Mg : 0%~0.0100%)

Mgは、脱酸元素であり、硫化物を形成することで粗大な介在物の生成を抑制し、微細な酸化物を形成して、有害な介在物の生成を抑制する元素である。したがって、Mgを含有させてもよい。しかしながら、Mg量が0.0100%を超えると、粗大な酸化物、硫化物、及び酸硫化物が形成され、継手CTOD特性が劣位となる。したがって、Mg量は0%~0.0100%とする。Mg量の好ましい上限は0.0070%以下、より好ましくは0.0040%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Mg量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0010%以上、特に好ましくは0.0020%以上である。

[0038] (REM : 0%~0.0100%)

REMは、脱酸元素であり、硫化物を形成することで粗大な介在物の生成を抑制し、微細な酸化物を形成して、有害な介在物の生成を抑制する元素である。したがって、REMを含有させてもよい。しかしながら、REM量が

0.0100%を超えると、粗大な酸化物、硫化物、及び酸硫化物が形成され、継手CTOD特性が劣位となる。したがって、REM量は0%~0.0100%とする。REM量の好ましい上限は0.0070%以下、より好ましくは0.0040%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、REM量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0010%以上、特に好ましくは0.0020%以上である。

ここで、「REM」とはSc、Y、及びランタノイドの合計17元素の総称である。REMとしては、合計17元素のうち1種または2種以上の元素を含んでいればよい。REMの含有量はこれら元素の合計含有量を指す。

[0039] (Zr : 0%~0.0100%)

Zrは、微量の添加により母材と溶接部の組織微細化を通じて韌性向上に寄与する元素である。また、Zrは脱酸元素としても機能する。したがって、Zrを含有させてもよい。しかしながら、Zr量が0.0100%を超えると、溶接部を硬化させ、著しく韌性を劣化させ、継手CTOD特性が劣位となる。したがって、Zr量は0%~0.0100%とする。Zr量の好ましい上限は0.0070%以下、より好ましくは0.0040%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Zr量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0010%以上、特に好ましくは0.0020%以上である。

[0040] (Te : 0%~0.0100%)

Teは、細粒化により韌性の向上に寄与する元素である。したがって、Teを含有させてもよい。しかしながら、Te量が0.0100%を超えても、効果は飽和する。したがって、Te量は0%~0.0100%とする。Te量の好ましい上限は0.0070%以下、より好ましくは0.0040%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Te量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0010%以上、特に好ましくは0.0020%以上である。

[0041] (V : 0%~0.150%)

Vは、析出強化により母材の強度上昇に寄与する元素である。したがって、Vを含有させてもよい。しかしながら、V量が0.150%を超えると、継手靱性を損なう。したがって、V量は0%~0.150%とする。V量の好ましい上限は0.080%以下、より好ましくは0.060%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、V量の下限は0.001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.010%以上、特に好ましくは0.020%以上である。

[0042] (Cu : 0%~1.00%)

Cuは、焼入れ性を向上させ、母材の高強度化に有効な元素である。したがって、Cuを含有させてもよい。しかしながら、Cu量が1.00%を超えると、継手の硬さの上昇に伴う靱性の低下が著しくなる。したがって、Cu量は0%~1.00%とする。Cu量の好ましい上限は0.80%以下、より好ましくは0.60%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Cu量の下限は0.01%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.05%以上、特に好ましくは0.10%以上である。

[0043] (Ni : 0%~2.00%)

Niは、母材の強度確保および靱性向上に有効な元素である。したがって、Niを含有させてもよい。しかしながら、Ni量が2.00%を超えても、Niを含有する効果は飽和し、コストが上昇する。したがって、Ni量は0%~2.00%とする。Ni量の好ましい上限は1.50%以下、より好ましくは1.00%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Ni量の下限は0.01%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.10%以上、特に好ましくは0.20%以上である。

[0044] (Cr : 0%~1.00%)

Crは、焼入れ性を向上させ、母材の高強度化に有効な元素である。したがって、Crを含有させてもよい。しかしながら、Cr量が1.00%を超えると、継手の硬さの上昇に伴って靱性が低下する。したがって、Cr量は0%~1.00%とする。Cr量の好ましい上限は0.80%以下、より好

ましくは0.60%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Cr量の下限は0.01%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.05%以上、特に好ましくは0.10%以上である。

[0045] (Mo : 0%~0.50%)

Moは、焼入れ性を向上させ、母材の高強度化に有効な元素である。したがって、Moを含有させてもよい。しかしながら、Mo量が0.50%を超えると、継手の硬さ上昇に伴って靱性が低下する。したがって、Mo量は0%~0.50%とする。Mo量の好ましい上限は0.40%以下、より好ましくは0.30%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、Mo量の下限は0.01%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.05%以上、特に好ましくは0.10%以上である。

[0046] (B : 0%~0.0050%)

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元素である。したがって、Bを含有させてもよい。しかしながら、B量が0.0050%を超えると、継手CTOD特性が劣位となる。したがって、B量は0%~0.0050%とする。B量の好ましい上限は0.0040%以下、より好ましくは0.0030%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、B量の下限は0.0001%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0005%以上、特に好ましくは0.0010%以上である。

[0047] (残部)

残部はFeおよび不純物である。不純物とは、原材料に含まれる成分、または、製造の過程で混入する成分であって、意図的に鋼板に含有させたものではない成分を指す。

[0048] (炭素当量Ceq : 0.30%~0.55%)

本開示に係る鋼板は、下記式(1)により求められる炭素当量Ceqが、0.30%~0.55%である。

$$\text{式(1)} \quad Ceq = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15$$

ただし、式（１）中のC、Mn、Cr、Mo、V、Cu、およびNiは、鋼板に含まれる各元素の含有量（質量％）を表す。

なお、含有量が0質量％の元素がある場合には、式（１）中の該当する元素の含有量として0質量％を代入して計算する。

[0049] 炭素当量が0.30%未満になると、母材となる鋼板に要求される強度特性（引張強さ、降伏応力）を満足し難くなる。炭素当量が0.55%を超えると、要求されるアレスト性、継手CTOD特性を満足し難くなる。炭素当量の下限値は、好ましくは0.35%以上、より好ましくは0.40%以上である。炭素当量の上限値は、好ましくは0.52%以下、より好ましくは0.49%以下である。

[0050] 本開示に係る鋼板は、板厚方向に沿った断面の鋼板表面から板厚方向の1/4位置（以下、「板厚1/4部」と称する場合がある。）での金属組織（ミクロ組織）が、面積分率で、フェライト相10.0%~75.0%、ベイナイト相10.0%~90.0%、パーライト相0%~15.0%、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相（以下、「MA相」と称する場合がある。）0%~1.0%の組織形態から構成される。そして、全相（フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びMA相）の電子線後方散乱回折法により測定される平均粒径（直径）が20μm以下である。

なお、フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びMA相の面積分率の合計は、100%である。

以下、本開示に係る鋼板のミクロ組織（組織形態、組織の平均粒径、介在物の量、及び中心偏析）の限定理由について説明する。

ここで、本開示において、板厚方向に沿った断面の鋼板表面から板厚方向の1/4位置は、1/4位置を中心として、2mm角の範囲を表す。

[0051]（フェライト相：10.0%~75.0%）

フェライト相は、母材の強度およびアレスト性に寄与する。面積分率が75.0%を超えると、母材の強度が劣位となる。一方、フェライト相の面積分率が10.0%未満であると、アレスト性が劣位となる。そのため、フェ

ライト相の面積分率は、10.0%～75.0%とする。フェライト相の面積分率の好ましい範囲は、20.0%～50.0%である。

[0052] (ベイナイト相：10.0%～90.0%)

ベイナイト相は、主に母材の強度に寄与する。ベイナイト相の面積分率が10.0%未満であると、母材の強度が劣位となる。一方、ベイナイト相の面積分率が90.0%を超えると、アレスト性が劣位となる。そのため、ベイナイト相の面積分率は、10.0%～90.0%とする。ベイナイト相の面積分率の好ましい範囲は、50.0%～80.0%である。

[0053] (パーライト相：0%～15.0%)

パーライト相は、ミクロ組織中に含有してもよい。パーライト相の面積分率が過剰になると、母材の強度が劣位となる。そのため、パーライト相を含む場合、パーライト相の面積分率は15.0%以下とする。パーライト相の面積分率の好ましい上限は、10.0%以下である。なお、パーライト相は含有していなくてもよい。すなわち、パーライト相の下限値は0%である。

[0054] (MA相：0%～1.0%)

MA相は、継手CTOD特性を低下させる為、MA相の面積分率が過剰になると、継手CTOD特性が劣位となる。そのため、MA相を含む場合、MA相の面積分率は1.0%以下とする。MA相は少ないほど好ましいため下限は特に規定しない。なお、MA相は含んでいない場合があってもよい。

[0055] フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びMA相の面積分率は、以下のようにして測定する。

板厚1/4部の試料について、光学顕微鏡により、鋼板の圧延方向と垂直な方向の断面（いわゆるC方向断面）と、鋼板の幅方向と垂直な断面（いわゆるL方向断面）との金属組織を写真撮影して画像解析することによって求める。

具体的には、まず、鋼板の圧延方向と垂直な方向の断面（C方向断面）、及び鋼板の幅方向と垂直な方向の断面（L方向断面）の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置であって、鋼板の幅方向端面から1/4位置から、L方向

断面観察用試料およびC方向断面観察用試料を採取する。

次に、採取した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、L方向断面（4視野）およびC方向断面（4視野）の合計で8視野を500倍で撮影する。そして、得られた組織写真に対し、画像解析ソフトにより二値化処理を行い、画像解析を行う。白色に見える相をフェライト相、黒色に見える相をパーライト相、灰色に見える相をベイナイト相、又はMA相（マルテンサイト・オーステナイト混合相）として、それぞれの面積率を求める。次に、ナイトールエッチングした部分をレペラエッチングし、ナイトールエッチングで灰色に見えた部分について画像解析を行い、白色に見えるものをMA相（マルテンサイト・オーステナイト混合相）とし面積率を求める。

そして、ナイトールエッチングして灰色に見えた面積率から、上記のMA相（マルテンサイト・オーステナイト混合相）の面積率を引いたものを、ベイナイト相の面積率とする。

[0056] （平均粒径（直径）：20 μm 以下）

フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びMA相の全相の細粒化はアレスト性の向上に寄与する。これら全相の平均粒径（直径）が20 μm を超えるとアレスト性が劣位となる。そのため、全相の平均粒径は20 μm 以下（好ましくは、15 μm 以下、より好ましくは10 μm 以下）とする。全相の平均粒径は小さいほどアレスト性の向上に優位となる。全相の平均粒径の下限値は特に限定されず、例えば、1 μm 以上が挙げられ、5 μm 以上が挙げられる。

[0057] 全相の平均粒径は、結晶方位の情報を広い視野で精度良く測定できる電子線後方散乱回折法（EBSP：Electron Back Scattering Pattern）により測定する。EBSP法を用いれば、ベイナイトのような複雑な組織の結晶粒径の測定も可能である。具体的には、以下の方法によって測定する。

EBSP法により、板厚1/4部の500 μm ×500 μm の領域につい

て、測定位置を $1 \mu\text{m}$ ずつ動かしながら繰り返し測定する。

ここで、隣接粒との結晶方位差が 15° 以上の境界を結晶粒界と定義し、この結晶粒界に囲まれた円相当径（直径）の面積分率加重平均値を求め、これを平均粒径とする。

[0058] （円相当径が $2 \mu\text{m}$ 以上の酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計が 50 個/ mm^2 以下）

本開示に係る鋼板は、板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の $1/4$ 位置に、円相当径が $2 \mu\text{m}$ 以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物のうちの少なくとも 1 種を含有している。そして、円相当径が $2 \mu\text{m}$ 以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の含有量の合計は、個数密度として、 50 個/ mm^2 以下である。

なお、酸硫化物は、酸化物と硫化物との複合物を表す。

これら、板厚 $1/4$ 部に含まれる、酸化物、硫化物、及び酸硫化物は、介在物（以下、酸化物、硫化物、及び酸硫化物をまとめて、単に「介在物」と称する場合がある。）である。

以下、介在物の限定理由について説明する。

[0059] 板厚 $1/4$ 部に含まれる、円相当径が $2 \mu\text{m}$ 以上の粗大な介在物である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物は、脆性破壊の起点となり、継手 CTOD 特性を低下させる。そのため、円相当径が $2 \mu\text{m}$ 以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計を 50 個/ mm^2 以下（好ましくは 40 個/ mm^2 以下、より好ましくは 30 個/ mm^2 以下）とする。板厚 $1/4$ 部での上記介在物の含有量は、少ないほうが継手 CTOD 特性の向上に優位となる。板厚 $1/4$ 部に含まれる、上記介在物の含有量の下限値は特に限定されず、例えば、 10 個/ mm^2 以上が挙げられる。

[0060] 鋼板の板厚 $1/4$ 部に含まれる酸化物、硫化物、及び酸硫化物の円相当径および含有量（個数密度）の測定は、走査型電子顕微鏡（SEM: Scanning Electron Microscope）を用いて、広い視野で測定することが好ましい。具体的には、以下の方法によって測定する。

具体的には、鋼板の圧延方向と垂直な方向の断面（C方向断面）及び鋼板の幅方向と垂直な方向の断面（L方向断面）の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置から試料を採取する。そして、鋼板の圧延方向と垂直な断面（いわゆるC方向断面）を研磨し観察する。また、鋼板の幅方向と垂直な断面（いわゆるL方向断面）を研磨し観察する。

SEM/WDX（波長分散型X線分析装置（WDX: Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer））を備える走査型電子顕微鏡（日本電子社製、JXA-8530F）を用いて、上記介在物について、SEM/WDX解析による測定を行う。SEM/WDX解析は、加速電圧15kV、電流を89 μ A～91 μ Aとし、L方向断面およびC方向断面の合計で観察視野面積を180mm²～200mm²とする。なお、L方向断面およびC方向断面のそれぞれの観察視野面積は、90mm²～100mm²とする。

SEM/WDX解析は、まず、観察視野内に認められる円相当径（直径）が2 μ m以上の粒子を識別する。次に、WDXで各粒子の組成を分析し、下記定義にしたがって、酸化物、硫化物、及び酸硫化物を識別する。さらに、粒子のSEM粒子像を撮影し、画像解析によって各粒子の個数を数えることで、上記介在物の個数密度を求める。なお、介在物の解析は、SEMに付属のソフトを用いて、自動で連続的に測定してもよい。

[0061] ここで、本開示において、上記方法で観察した介在物のうち、下記条件に該当する介在物を酸化物、硫化物、及び酸硫化物と判断する。

すなわち、介在物として、本開示に係る鋼板に含有するFe以外の元素のすべてを解析対象の元素とし、分析対象ごとの質量%を算出する。分析対象すべての元素の合計は100質量%となる。このとき、O（酸素）の含有量が10質量%以上である介在物を酸化物、Sの含有量が3質量%以上である介在物を硫化物、O（酸素）の含有量が10質量%以上、かつ、Sの含有量が3質量%以上である介在物を酸硫化物とする。

[0062] 本開示に係る鋼板は、中心偏析が適度な範囲に制御されていることが重要

である。

本開示に係る鋼板は、中心偏析を表す指標として、以下の指標を採用する。

本開示に係る鋼板は、板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置でのMn濃度 ($Mn_{(1/4)}$) に対する、板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/2位置（以下、「板厚1/2部」と称する場合がある）でのMn濃度 ($Mn_{(1/2)}$) の比 ($Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$) が、0.90～1.80である。

ここで、本開示において、板厚方向に沿った断面の鋼板表面から板厚方向の1/2位置は、1/2位置を中心として、2mm角の範囲を表す。また、板厚方向に沿った断面の鋼板表面から板厚方向の1/4位置は、1/4位置を中心として、2mm角の範囲を表す。

以下、中心偏析の限定理由について説明する。

[0063] ($Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)} : 0.90 \sim 1.80$)

Mn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するため、継手CTOD特性に影響を及ぼす。そのため、板厚1/4部のMnの濃度 ($Mn_{(1/4)}$) に対する板厚1/2部のMnの濃度 ($Mn_{(1/2)}$) の比 ($Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$) を0.90～1.80とする。 ($Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$) が1.80を超えると板厚中心部のMn濃度が濃くなりすぎるため、継手CTOD特性が低下する。 $Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$ が0.90未満の鋼板を安定的に得ることは、現実的に難しい。 $Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$ の好ましい範囲は、0.95～1.70であり、より好ましい範囲は1.00～1.60である。

[0064] $Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$ は、以下のようにして求める。

まず、板厚1/4部から採取したMn濃度測定用試料および板厚1/2部から採取したMn濃度測定用試料を準備する。次に、それぞれの試料について、試料の2mm角の範囲を測定範囲として、電子プローブ微小分析器 (E P M A : E l e c t r o n P r o b e M i c r o A n a l y s e r、測

定条件；加速電圧：15 kV、ビーム径：20 μm、照射時間：20 ms、および測定ピッチ：20 μm）により、上記2 mm角の測定範囲を測定したときのMnの濃度の最大値を測定する。そして、それぞれの試料から得られた最大濃度を、それぞれ、 $Mn_{(1/2)}$ および $Mn_{(1/4)}$ として、 $Mn_{(1/2)} / Mn_{(1/4)}$ を算出する。それぞれの試料は、C方向断面及びL方向断面から採取し、C方向断面及びL方向断面について測定を行う。

[0065] 本開示に係る鋼板の板厚としては、特に限定されず、例えば、50 mm以上であることが挙げられ、さらに、50 mm～100 mmであることが挙げられる。

[0066] 本開示に係る鋼板の引張強さ（TS）は、特に限定されず、高強度とする点で、510 MPa以上（好ましくは510 MPa～720 MPa、より好ましくは570 MPa～720 MPa）であることがよい。また、降伏応力（YP）は、390 MPa以上（好ましくは390 MPa～650 MPa、より好ましくは460 MPa～650 MPa）であることがよい。

ここで、本開示に係る鋼板の引張強さ（TS）は、JIS Z 2241（2011）の1B号引張試験片を用いて測定する。また、降伏応力（YP）はJIS Z 2241（2011）の永久伸び0.2%時の永久伸び法の耐力を意味する。

[0067] また、本開示に係る鋼板は、温度勾配型ESSO試験における試験温度マイナス10℃での脆性亀裂伝播停止靱性値 K_{ca} （以下、「アレスト靱性値 $K_{ca-10℃}$ 」と称する場合がある。）が6000 N/mm^{1.5}以上（好ましくは、8000 N/mm^{1.5}以上）であることがよい。この特性を満足することで、鋼板は優れたアレスト性を有する。

アレスト靱性値 $K_{ca-10℃}$ は、NK船級協会 鋼船規則検査要領 K編 付属書 K3.12.2-1.（2016年）の「温度勾配型ESSO試験及び温度勾配型二重引張試験に関する検査要領」に準拠して測定を行う。

[0068] さらに、本開示に係る鋼板は、溶接部の亀裂先端開口変位試験（以下、「溶接部のCTOD試験」と称する場合がある。）における試験温度マイナス

10℃での開口変位 δc （以下、「開口変位 $\delta c_{-10^\circ\text{C}}$ 」と称する場合があります）が0.10mm以上（好ましくは、0.20mm以上）であることがよい。この特性を満足することで、鋼板は優れた継手CTOD特性を有する。

開口変位 $\delta c_{-10^\circ\text{C}}$ は、BS7448規格（British Standard）Part 1（1991）、及びBS7448規格（British Standard）Part 2（1997）に準拠して測定を行う。具体的には、レ形開先の加工した鋼板突き合わせ部に、入熱量5kJ/mmでサブマージアーク溶接（SAW溶接）を実施し、溶接部のCTOD試験片の疲労ノッチが、レ形開先の垂直側の溶接線となるよう加工し、CTOD試験を-10℃として実施する。

[0069] なお、本開示に係る鋼板は、金属組織の形態、金属組織の各相の平均粒径、介在物の量、及び中心偏析が、前述の条件を満足するように制御されていることで、例えば、板厚が50mm以上（例えば、50mm～100mm）であっても、引張強さ（TS）、降伏応力（YP）、アレスト靱性値 $K_{ca-10^\circ\text{C}}$ 、及び開口変位 $\delta c_{-10^\circ\text{C}}$ が全て、上記範囲の値を満足し得る。

[0070] 次に、本開示に係る鋼板の製造方法における好ましい態様の一例について説明する。

[0071] 本開示に係る鋼板は、例えば、下記の各工程を有する製造方法によって得ることができる。

溶存酸素量を50ppm以下に調整した溶鋼を、最終溶存酸素量が20ppm以下になるように脱酸元素を添加して脱酸処理を行う工程（脱酸処理工程）、

脱酸処理を経た溶鋼を、1分あたり0.80トン～5.00トン（0.80ton/min～5.00ton/min）のスループットで連続 casting し、連続 casting するときの鑄片の中心固相率が0.5～1.0の範囲であるとき、鑄片に対し、鑄造進行方向1mあたり1mm～1.5mm（1mm/m～1.5mm/m）の圧下勾配で、圧下量が1mm～15mmとなる軽圧下を行い、鋼片を得る工程（鑄造工程）、

鋼片を950℃～1150℃の温度域で加熱し、加熱後の鋼片に粗圧延を行った後、粗圧延後の鋼板に、鋼板の表面温度が $A r_3$ 点 -30°C ～再結晶温度 $T_{r_{ex}}$ の温度域で、累積圧下率が50%～75%の仕上圧延を行う工程（圧延工程）、

仕上圧延後の鋼板を、鋼板の板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置での温度が0℃～600℃の温度域になるまで、前記1/4位置での平均冷却速度が1℃/秒～20℃/秒で冷却する工程（冷却工程）。

以下、各工程について説明する。

[0072] （脱酸処理工程）

脱酸元素を添加する前の溶鋼中の溶存酸素量を所定の量になるように調整した後、脱酸元素を添加して、溶鋼中の最終溶存酸素量を所定の量以下に調整する。この工程によって、介在物の個数密度が調整される。この工程は、継手CTOD特性に影響を及ぼす。

[0073] まず、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、脱酸元素を添加する前の溶鋼中の溶存酸素量の調整を行う。溶鋼中の溶存酸素量が50ppmを超えた状態では、後述の脱酸元素を添加して、溶鋼中の最終溶存酸素量を20ppm以下に調整することは難しくなる。そのため、脱酸元素を添加する前の溶鋼中の溶存酸素量の調整は、50ppm以下（好ましくは40ppm以下、より好ましくは30ppm以下）とする。脱酸元素を添加する前の溶鋼中の溶存酸素量の下限は特に限定されず、例えば、20ppmを超える程度にまで調整してもよい。なお、ppmは質量基準である。

[0074] 溶鋼の溶存酸素量を50ppm以下に調整する方法としては、特に限定されず、例えば、RH（Ruhrstahl-Heraeus）真空脱ガス装置を用いて行うことが挙げられる。RH真空脱ガス装置による溶存酸素量の調整は、例えば、真空度が1torr～5torr（ $\div 133\text{Pa} \sim 667\text{Pa}$ ）で、溶鋼を1分～3分還流することがよい。

[0075] 次に、溶鋼の溶存酸素量が50ppm以下となった後の溶鋼に対し、脱酸素元素を添加して、脱酸素元素添加後の溶鋼中の最終溶存酸素量を20ppm以下に調整する。脱酸素元素添加後の溶鋼中の最終溶存酸素量が20ppmを超えている場合は、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の介在物の個数密度を所定量以下に制御することが難しくなる。

脱酸素元素添加後の溶鋼中の最終溶存酸素量は少ないほどよい。脱酸素元素添加後の溶鋼中の最終溶存酸素量の上限としては、例えば、15ppm以下が好ましく、10ppm以下がより好ましい。脱酸素元素添加後の溶鋼中の最終溶存酸素量の下限としては、特に限定されず、例えば、5ppm以上とすることがよい。

[0076] ここで、脱酸素元素としては、Al、Ca、Si、Ti、Mg、Zr、およびREMからなる群から選択される少なくとも1種を用いる。これら脱酸素元素を2種以上の複数の元素を用いる場合、脱酸素元素の添加順序は、特に限定されない。例えば、AlとAl以外の脱酸素元素とを同時に添加してもよく、Alを添加した後、Al以外の脱酸素元素を添加してもよい。

[0077] 溶鋼の最終溶存酸素量を20ppm以下に調整する方法としては、特に限定されず、例えば、脱酸素元素添加後の溶鋼に対し、RH真空脱ガス装置を用いて行うことが挙げられる。RH真空脱ガス装置による脱酸素元素添加後の溶鋼の最終溶存酸素量の調整は、例えば、真空度が1torr~5torr(≒133Pa~667Pa)で、溶鋼を10分~60分還流することがよい。

[0078] そして、各元素が所望の含有量となるように、歩留まりを考慮して化学組成を調整する。各元素の添加方法については、化学組成が上記条件を満足するように鋼板に含有できる方法であれば、特に限定されない。

[0079] なお、脱酸素元素を添加する前での溶存酸素量、及び脱酸素元素添加後の最終溶存酸素量の測定は、他の化合物と化合して酸化物となっていない、酸素単体として存在するフリー状態の酸素を測定する。

具体的には、脱酸素元素を添加する前における溶存酸素量、及び脱酸素元素添

加後における最終溶存酸素量は、公知の起電力測定法によって求める（例えば、「起電力測定による転炉炉中溶鋼酸素の迅速分析」（井樋田ら、鉄と鋼、社団法人日本鉄鋼協会、1972年、第10号、P125～P132）を参照。）。

[0080]（ casting process）

脱酸処理を経た溶鋼を、所定のスループットで連続 casting し、連続 casting するときの casting 片の中心固相率が所定の範囲であるとき、所定の軽圧下を行って casting 片を得る工程である。この工程によって、介在物の個数密度が調整されるとともに、中心偏析が抑制される。この工程は、継手CTOD特性に影響を与える工程となる。

[0081] まず、脱酸処理を経た、所定の化学組成を有する溶鋼を、 $0.80 \text{ ton} / \text{min} \sim 5.00 \text{ ton} / \text{min}$ のスループットで連続 casting する。溶鋼のスループットが $5.00 \text{ ton} / \text{min}$ を超えると、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の介在物の浮上分離効果が低下しやすくなるため、 casting 片中に介在物が存在しやすくなる。その結果、得られた鋼板における鋼板中の介在物の個数密度を所定量以下に制御することが難しくなる。一方、溶鋼のスループットが $0.80 \text{ ton} / \text{min}$ 未満の場合は生産性が低下する。上記介在物の個数密度をより制御する点で、溶鋼のスループットは、 $3.00 \text{ ton} / \text{min} \sim 4.50 \text{ ton} / \text{min}$ が好ましい。

[0082] なお、本開示において、「スループット」は、1分間あたりに生産される casting 片の製造速度（ ton / min ）を表す。スループットは、下記式で求められる。

$$\text{スループット} (\text{ton} / \text{min}) = \text{casting 幅} (\text{mm}) \times \text{casting 厚} (\text{mm}) \times \text{casting 速度} (\text{mm} / \text{min}) \times \text{溶鋼密度} (\text{ton} / \text{mm}^3)$$

ここで、溶鋼密度は、溶鋼の金属種によって決まるが、本開示では、溶鋼密度は、 $7.85 \times 10^{-9} (\text{ton} / \text{mm}^3)$ とする。

[0083] 次に、所定のスループットで連続 casting するときの casting 片を所定の条件で軽圧下を行う。軽圧下は、 casting 片の凝固末期である casting 片の中心固相率が $0.5 \sim 1$

。0の範囲であるとき、鋳片に対し、1.0 mm/m～1.5 mm/m（好ましくは1.1 mm/m～1.4 mm/m、より好ましくは1.2 mm/m～1.3 mm/m）の圧下勾配で、圧下量が1 mm～15 mm（好ましくは3 mm～12 mm、より好ましくは5 mm～10 mm）となるように行う。この条件で軽圧下を行うことで、Mn等の濃化溶鋼を鋳造方向の上流側に排出させ、Mnの中心偏析が低減する。

[0084] なお、軽圧下は、中心固相率が0.5～1.0の範囲である間、常に、1.0 mm/m～1.5 mm/mの圧下勾配で、圧下量が1 mm～15 mmとなる軽圧下を行う必要はない。軽圧下は、中心固相率が0.5～1.0の範囲となる間のいずれかのタイミングにおいて、1.0 mm/m～1.5 mm/mの圧下勾配で、圧下量が1 mm～15 mmとなる軽圧下を行えばよい。例えば、中心固相率が0.5～0.8の範囲となる間、0.6～0.8の範囲となる間、0.6～0.7の範囲となる間など、いずれかのタイミングであるときに、圧下勾配を1.0 mm/m～1.5 mm/mの範囲とし、圧下量が1 mm～15 mmとなるように、軽圧下を行えばよい。

[0085] ここで、本開示において、鋳造進行方向1 mあたりの1.0 mm～1.5 mm圧下勾配とは、鋳造進行方向1 mにつき、鋳造ロールの間隙を1.0 mm～1.5 mmに狭めて軽圧下することを表す。

また、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る。中心固相率は、伝熱・凝固計算によって求めることができる。伝熱・凝固計算としては、エンタルピー法、等価比熱法などが広く知られており、いずれの方法を用いてもよい。中心固相率は、簡易的には、下記式が知られており、下記式を用いて求めてもよい。

中心固相率 = (溶鋼の液相線温度 - 鋼片の中心部温度) / (溶鋼の液相線温度 - 溶鋼の固相線温度)

[0086] (圧延工程)

次に、鋳造工程を経て得られた鋼片を所定の温度で加熱し、加熱後の鋼片に粗圧延を行う。そして、粗圧延後の鋼板に、鋼板の表面温度が所定の温度

で、所定の累積圧下率となるように仕上圧延を行う。この工程は、鋼片の加熱により、オーステナイト粒を細粒化し、所定の仕上圧延により、オーステナイトに効率的に歪を蓄積して、ミクロ組織の細粒化に寄与する工程である。そして、この工程は、アレスト性に影響を及ぼす。

[0087] まず、鋼片を、 $950^{\circ}\text{C}\sim 1150^{\circ}\text{C}$ （好ましくは $1000^{\circ}\text{C}\sim 1100^{\circ}\text{C}$ ）の温度域で加熱する。鋼片の加熱温度を 950°C 以上とすることで、オーステナイト化が十分となり、オーステナイト粒が微細化される。一方、鋼片の加熱温度を 1150°C 以下とすることで、オーステナイトの粗大化が抑制され、オーステナイト粒が微細化される。そして、この温度範囲とすることで、優れたアレスト性が得られる。

なお、加熱温度は、鋼片の全厚の平均温度を表す。

[0088] 次に、加熱後の鋼片を粗圧延し、粗圧延後の鋼板に仕上圧延を施す。仕上圧延は、鋼板の表面温度が A_{r3} 点 $-30^{\circ}\text{C}\sim$ 再結晶温度 T_{rex} の温度域で、累積圧下率が $50\%\sim 75\%$ となるように行う。

なお、仕上圧延の温度域は、鋼板の表面温度を表し、鋼板の表面温度が A_{r3} 点 $-30^{\circ}\text{C}\sim$ 再結晶温度 T_{rex} に達してから圧延を開始する。

[0089] 鋼板の表面温度が A_{r3} 点 $-30^{\circ}\text{C}\sim$ 再結晶温度 T_{rex} の温度域であることで、ミクロ組織の各相の粗大化が抑制される。特に、フェライトが細粒化され、良好なアレスト性が得られる。仕上圧延の開始温度が $A_{r3}-30^{\circ}\text{C}$ 以上であると、二相域圧延（フェライト+オーステナイトの二相が存在する温度域での圧延）とならないため、粗大な加工フェライト（圧延中生成したフェライト）の生成が抑制される。一方、再結晶温度 T_{rex} 温度以下であると、未再結晶域圧延となり、フェライトの粗大化が抑制される。

[0090] また、累積圧下率が 50% 以上とすることで、オーステナイトに効率的に歪を蓄積することができ、ミクロ組織の各相の細粒化に寄与する。特に、オーステナイト中のフェライト核生成サイトが増え、フェライトが細粒化される。一方、累積圧下率が 75% を超えると、設備能力により圧延が困難であったり、圧延温度調整時間等により生産性が低下する。そのため、累積圧下

率は50%~75%（好ましくは55%~65%）とする。

[0091] ここで、 $A r_3$ は、下記式（2）、及び再結晶温度 T_{rex} は、下記式（3）で表される。

$$\text{式 (2)} \quad A r_3 = 910 - 310 [C] + 65 [Si] - 80 [Mn] - 20 [Cu] \\ - 55 [Ni] - 15 [Cr] - 80 [Mo]$$

式（3） $T_{rex} = -91900 [Nb*]^2 + 9400 [Nb*] + 770$
（ただし、式（3）中、 $[Nb*]$ は、下記式（4）で表される。式（4）中、 T は鋼片の加熱温度、単位は摂氏温度（℃）を表す。

$$\text{式 (4)} \quad S o l. Nb = (10^{-6770 / (T + 273) + 2.26}) / (C + 12 / 14 \times N)$$

また、 $[Nb] \geq [S o l. Nb]$ の場合は、 $[Nb*] = [S o l. Nb]$ 、

及び $[Nb] < [S o l. Nb]$ の場合は、 $[Nb*] = [Nb]$ の関係を満たす。

なお、 $[Nb]$ は、Nb含有量（質量%）を表し、 $[S o l. Nb]$ は式（4）で求めた $S o l. Nb$ （固溶Nb）（質量%）を表す。）

[0092] ここで、本開示において、仕上圧延の累積圧下率とは、下記式で表される。

$$\text{仕上圧延の累積圧下率} = ((\text{粗圧延後の板厚} - \text{仕上圧延後の板厚}) / \text{粗圧延後の板厚}) \times 100$$

なお、粗圧延後の板厚は、仕上圧延を開始するときの板厚と同じである。

[0093] （冷却工程）

次に、仕上圧延を施した後の鋼板を、所定の冷却速度で、所定の温度になるまで冷却する。この条件での冷却により、マイクロ組織が細粒化されるとともに、組織形態（前述の全相の面積分率）が制御される。この工程は、アレスト性および強度に影響を及ぼす。

[0094] 仕上圧延後の鋼板を、鋼板の板厚1/4部での冷却速度が1℃/秒~20

℃/秒で、鋼板の板厚 1 / 4 部での温度が 0℃～600℃の温度域になるまで冷却する。つまり、冷却停止温度が、鋼板の板厚 1 / 4 部での温度として 0℃～600℃の温度域である。冷却方法は、特に限定されず、例えば、水冷等の方法が挙げられる。板厚 1 / 4 部での冷却速度を 1℃/秒～20℃/秒で、鋼板の板厚 1 / 4 部での温度が 0℃～600℃の温度域になるまで冷却することで、所定量のフェライト相及び所定量のベイナイト相が得られる。

なお、冷却速度および冷却停止温度は、板厚 1 / 4 部における計算冷却速度および計算冷却停止温度である。また、冷却速度は、冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度である。

[0095] 本開示に係る鋼板を得るための好ましい製造方法は、必要に応じて、さらに、冷却工程後の鋼板を、350℃～650℃の温度域で焼戻しを行う工程（焼戻し工程）を有していてもよい。

[0096] （焼戻し工程）

鋼板の冷却後に、必要に応じて、350℃～650℃（好ましくは450℃～550℃）の温度域で焼戻して熱処理を行い、鋼板の強度と靱性を調整してもよい。焼き戻しを行う場合、焼戻しの温度が350℃以上であると、ひずみ除去による靱性改善効果が高まる。一方、焼戻しの温度が650℃以下とすると、強度低下を抑制することができる。

[0097] なお、本開示に係る鋼板の製造方法は、上述の製造方法に限定されない。鋼板の製造方法が上述以外の製造方法であっても、その鋼板が規定範囲内であれば、その鋼板は、本開示に係る鋼板の範囲に包含されると見なされる。

実施例

[0098] 以下、本開示に係る鋼板及び鋼板の製造方法における好ましい実施形態の一例について、実施例によってさらに詳細に説明する。ただし、下記実施例は本開示に係る鋼板及び鋼板の製造方法を限定する性質のものではない。また、本開示に係る鋼板及び鋼板の製造方法は、前記または後記した趣旨に適合し得る範囲で適用に変更して実施することも可能であり、それらはいずれ

も本開示の技術範囲に含まれる。

[0099] <実施例 1 >

表 1 に鋼板の化学成分を示す。まず、表 2 に示す値となるように、脱酸元素添加前の溶存酸素量、及び脱酸元素添加後の溶鋼の最終溶存酸素量を調整し、鋼板の化学成分が表 1 に示す値となるように、溶鋼の化学成分を調整した。次に、調整後の溶鋼を、表 2 に示すスループット、圧下勾配、及び圧下量となるように、連続鑄造して鋼片を得た。その後、鋼片に対して、表 2 に示す加熱条件で加熱し、表 2 に示す仕上圧延条件および冷却条件で、仕上圧延及び冷却を行い、鋼板を得た。そして、得られた鋼板の一部について、表 2 に示す温度で焼き戻しを行った。得られた各鋼板の板厚を表 3 に示す。

[0100] また、得られた各鋼板について、フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相の面積率、これらの全相の平均粒径（直径）、並びに円相当径（直径）が $2\ \mu\text{m}$ 以上の介在物（酸化物、硫化物、及び酸硫化物）の個数密度を、既述の方法に従って測定した。

さらに、前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の $1/4$ 位置での Mn 濃度 ($\text{Mn}_{(1/4)}$) に対する、前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の $1/2$ 位置での Mn 濃度 ($\text{Mn}_{(1/2)}$) の比 ($\text{Mn}_{(1/2)}/\text{Mn}_{(1/4)}$) を、既述の方法に従って測定した。

そして、鋼板の引張り強さ (TS)、降伏応力 (YP)、温度勾配型 ESSO 試験における試験温度マイナス 10°C での脆性亀裂伝播停止靱性値 K_{ca} (アレスト靱性値 $K_{ca-10^\circ\text{C}}$)、及び溶接部の亀裂先端開口変位試験における試験温度マイナス 10°C での開口変位 δ_c (開口変位 $\delta_{c-10^\circ\text{C}}$) を、既述の方法に従って測定した。

これら特性について測定した結果を表 3 に示す。

[0101]

[表1]

鋼	化学組成 (質量%; 残部はFeおよび不純物)																	式(1)				
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N	O	Ca	Mg	REM	Zr	Te	V	Cu		Ni	Cr	Mo	B
A	0.06	0.19	1.89	0.012	0.008	0.024	0.010	0.027	0.0025	0.0017	0.0014	-	-	-	0.064	0.31	0.74	-	-	-	-	0.46
B	0.09	0.29	1.99	0.006	0.003	0.018	0.013	0.033	0.0023	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.42
C	0.09	0.18	1.62	0.030	0.020	0.013	0.013	0.028	0.0034	0.0015	0.0018	-	-	0.0016	-	0.033	0.14	0.26	-	0.50	0.0080	0.49
D	0.09	0.32	1.46	0.009	0.003	0.017	0.013	0.027	0.0026	0.0014	0.0100	-	-	-	-	-	-	-	1.00	-	-	0.53
E	0.09	0.01	1.57	0.005	0.003	0.010	0.009	0.001	0.0025	0.0019	-	-	0.0100	-	-	-	0.31	0.80	-	-	0.0012	0.43
F	0.07	0.19	2.01	0.010	0.002	0.003	0.003	0.028	0.0031	0.0012	0.0024	-	-	-	-	-	0.31	1.82	-	-	-	0.55
G	0.07	0.19	1.93	0.009	0.002	0.025	0.012	0.029	0.0035	0.0005	0.0022	-	-	-	-	-	0.30	0.62	0.13	-	-	0.48
H	0.07	0.08	1.94	0.008	0.004	0.016	0.012	0.001	0.0035	0.0016	-	-	-	-	-	-	0.30	0.90	-	-	-	0.47
I	0.14	0.23	1.20	0.005	0.002	0.006	0.021	0.032	0.0026	0.0022	-	0.0100	-	-	-	-	1.00	2.00	-	-	-	0.54
J	0.12	0.21	1.44	0.007	0.003	0.006	0.050	0.027	0.0080	0.0018	-	-	0.0100	-	-	-	0.12	0.43	-	-	-	0.40
K	0.03	0.14	2.50	0.007	0.003	0.015	0.008	0.047	0.0049	0.0050	0.0012	-	0.0006	-	-	0.150	-	-	-	-	-	0.48
L	0.05	0.50	1.50	0.016	0.008	0.028	0.018	0.023	0.0030	0.0015	-	-	-	0.0100	-	-	-	-	-	-	-	0.30
M	0.10	0.25	1.76	0.012	0.006	0.022	0.008	0.100	0.0024	0.0026	-	-	-	0.0033	-	0.084	-	0.35	0.20	-	-	0.47
N	0.07	0.13	1.92	0.018	0.006	0.050	0.013	0.039	0.0010	0.0022	-	-	-	-	-	0.049	-	-	0.13	0.27	-	0.48
O	0.07	0.21	1.86	0.008	0.004	0.021	0.014	0.025	0.0028	0.0016	0.0017	-	-	-	0.056	0.33	0.72	-	-	-	-	0.46
P	0.15	0.26	1.17	0.021	0.008	0.026	0.018	0.026	0.0032	0.0036	0.0033	-	-	-	0.029	-	-	-	0.42	-	-	0.44
Q	0.08	0.53	1.82	0.018	0.006	0.013	0.012	0.016	0.0028	0.0027	-	-	-	-	-	-	0.16	0.18	-	-	-	0.41
R	0.09	0.32	1.68	0.033	0.024	0.023	0.016	0.029	0.0032	0.0024	-	-	-	-	0.078	-	-	-	0.38	-	-	0.46
S	0.07	0.26	1.35	0.014	0.007	0.017	0.008	0.031	0.0029	0.0031	-	0.0028	-	-	0.167	-	-	-	1.03	-	-	0.53
T	0.11	0.16	1.22	0.016	0.004	0.012	0.012	0.023	0.0033	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.60	0.0056	0.43
U	0.14	0.33	1.68	0.011	0.005	0.052	0.053	0.028	0.0052	0.0039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.42
V	0.08	0.32	1.59	0.012	0.003	0.023	0.014	0.026	0.0028	0.0062	-	-	-	-	0.026	0.16	0.16	-	-	-	-	0.42

[0102] 表1中、「-」は、意図的に添加していないことを表す。

[0103] [表2]

番号	調	硫酸 処理前 溶存 酸素量 (ppm)	最終 溶存 酸素量 (ppm)	铸片の中心固相率が 0.5~1.0 の範囲のときの 脱圧下における		スルー ブット (ton/min)	加熱				仕上圧延		冷却		焼き戻し (℃)
				圧下勾配 (mm/s)	圧下量 (mm)		加熱 温度 (℃)	開始 温度 (℃)	終了 温度 (℃)	Arg-30℃ ~T _{av} の 累積 圧下率 (%)	冷却 速度 (℃/s)	停止 温度 (℃)			
													加熱 温度 (℃)	開始 温度 (℃)	
1	A	27	15	1.1	9	4.27	1006	718	716	58	7	331	607		
2	A	27	15	1.4	8	3.76	1072	688	702	68	9	181	516		
3	B	36	16	1.0	7	4.40	1016	722	716	59	8	301	620		
4	B	36	16	1.1	8	3.52	1067	732	713	55	10	332	603		
5	C	30	10	1.2	1	3.05	1096	728	742	75	12	227	-		
6	C	30	10	1.4	12	3.76	1061	767	777	69	11	315	535		
7	D	38	16	1.3	8	0.80	1044	758	742	55	5	0	350		
8	E	37	14	1.3	12	2.20	1062	703	699	62	7	152	579		
9	E	37	14	1.1	4	5.00	1044	702	685	57	7	309	584		
10	F	21	7	1.0	5	4.18	1010	690	688	61	9	213	535		
11	F	21	7	1.5	11	3.96	1002	797	779	67	8	205	-		
12	G	42	20	1.3	10	1.92	1065	731	684	50	13	332	-		
13	G	42	20	1.3	7	3.36	1004	701	705	63	8	300	-		
14	H	50	19	1.4	10	3.66	1068	730	733	60	7	420	532		
15	H	50	19	1.3	7	4.62	1113	716	723	61	5	350	528		
16	I	26	19	1.4	8	4.27	950	683	680	65	1	600	650		
17	J	20	8	1.4	9	1.67	1009	730	725	59	14	195	616		
18	K	28	11	1.4	8	4.27	1061	728	745	69	10	212	600		
19	L	33	13	1.3	15	4.66	1150	798	788	64	20	175	-		
20	M	32	19	1.3	11	4.00	1039	722	736	66	9	269	512		
21	N	28	16	1.3	11	4.00	1032	733	724	60	8	310	532		
22	A	27	15	1.1	11	4.27	1223	729	728	65	8	303	-		
23	B	36	16	1.3	9	2.64	943	732	713	58	11	274	553		
24	C	30	10	1.2	11	6.10	1076	687	687	60	7	347	500		
25	F	21	7	1.3	9	2.37	1041	812	808	64	5	339	-		
26	G	42	20	1.2	7	3.36	1022	652	646	70	4	214	615		
27	H	50	19	1.4	10	2.85	1044	689	677	43	9	316	516		
28	J	20	8	1.2	8	3.97	1025	748	735	65	2	608	568		
29	K	28	11	0.0	0	4.27	1090	699	687	63	12	157	505		
30	L	33	13	1.1	8	4.27	1037	703	701	61	-	-	-		
31	N	28	16	1.4	10	4.00	1178	782	766	58	22	30	569		
32	O	51	22	1.2	10	4.75	1052	726	718	60	8	305	535		
33	P	24	11	1.2	12	4.27	1063	759	752	55	8	186	534		
34	Q	32	19	1.4	7	2.09	1069	731	733	56	9	164	626		
35	R	28	15	1.1	12	2.92	1039	739	736	59	10	333	545		
36	S	34	17	1.4	7	4.47	1017	768	769	62	6	186	514		
37	T	26	12	1.4	12	4.62	1007	743	732	58	8	267	610		
38	U	37	20	1.2	10	3.67	1012	734	746	60	5	275	557		
39	V	52	23	1.0	12	4.18	1062	722	713	55	8	321	542		

[0104] 表2中、焼き戻し欄の「-」は、焼き戻し無しであることを、冷却欄のうち、冷却速度欄の「-」は、冷却速度が1℃/秒（1℃/s）未満であることを、それぞれ表す。

なお、冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満の冷却は、冷却水等を用いない空冷による冷却である。

冷却水等を用いない空冷であるので、冷却停止温度欄も「-」として表記した。

詳細には、空冷での冷却の場合（冷却速度欄が「-」の場合）、冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満の冷却で、鋼板は最終的には常温（室温： 25°C ）まで冷却される。このように、冷却欄は、冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であるもののみ、冷却停止温度欄に停止温度を表記している。

[0105]

[表3]

試験 番号	鋼	板厚 (mm)	α 分率 (%)	B 分率 (%)	P 分率 (%)	MA 分率 (%)	平均 粒径 (μm)	2μm以上 介在物 個数 (個/mm ²)	t/2Mn ÷ t/4Mn	機械的性質				備考
										YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	Koa ₁₀₀₀ (N/mm ^{1.5})	δ _{c-1000} (%)	
1	A	80	32.0	67.8	0.0	0.2	14	24	1.58	503	565	8.920	0.86	実施例
2	A	70	27.0	72.6	0.0	0.4	16	26	1.40	569	631	8.251	0.92	
3	B	80	42.0	57.9	0.0	0.1	12	34	1.43	490	556	7.730	1.22	
4	B	70	46.0	53.6	0.0	0.4	8	29	1.46	502	584	8.886	0.85	
5	C	80	27.0	72.2	0.0	0.8	13	32	1.80	565	689	7.823	0.72	
6	C	60	23.0	76.9	0.0	1.0	14	37	1.50	567	649	8.763	0.33	
7	D	100	10.0	89.9	0.0	0.1	18	50	1.70	579	694	6.358	0.24	
8	E	80	42.0	57.9	0.0	0.1	12	25	1.44	479	546	8.954	1.94	
9	E	90	53.0	46.8	0.0	0.2	14	27	1.64	449	517	7.895	1.88	
10	F	60	32.0	67.6	0.0	0.4	7	33	1.36	647	713	13.685	1.48	
11	F	80	28.0	71.6	0.0	0.4	9	39	1.41	526	641	12.954	1.25	
12	G	60	32.0	67.9	0.0	0.1	14	26	1.60	530	646	9.650	0.89	
13	G	80	36.0	63.8	0.0	0.2	16	24	1.43	501	604	8.247	0.82	
14	H	80	32.0	67.5	0.0	0.5	14	25	1.66	498	584	8.926	1.13	
15	H	100	27.0	72.7	0.0	0.3	18	25	1.34	493	579	6.637	0.90	
16	I	100	68.0	31.9	0.0	0.1	8	30	1.59	392	516	11.047	0.89	
17	J	60	46.0	53.8	0.0	0.2	11	24	1.36	455	534	8.016	0.43	
18	K	90	28.0	71.8	0.0	0.2	12	33	1.50	529	575	11.228	0.41	
19	L	50	75.0	10.2	14.3	0.5	20	26	1.34	454	548	7.958	1.72	
20	M	70	32.0	67.6	0.0	0.4	13	36	1.66	514	611	7.348	1.21	
21	N	70	28.0	71.7	0.0	0.3	17	29	1.65	577	648	8.867	0.53	
22	A	70	18.0	81.7	0.0	0.3	33	38	1.67	558	656	5.579	1.18	
23	B	60	86.0	0.0	13.9	0.1	12	37	1.53	376	504	12.359	0.56	
24	C	60	33.0	66.9	0.0	0.1	15	67	1.46	573	666	6.338	0.04	
25	F	80	8.0	91.6	0.0	0.4	43	26	1.47	517	623	5.991	1.38	
26	G	90	43.0	56.6	0.0	0.4	23	21	1.67	537	602	5.927	0.99	
27	H	70	28.0	71.8	0.0	0.2	48	28	1.71	509	584	4.622	1.18	
28	I	100	75.0	23.9	0.0	0.1	18	25	1.49	392	508	6.628	0.48	
29	K	60	32.0	66.9	0.0	1.1	9	32	1.86	569	625	12.355	0.03	
30	L	90	83.0	0.0	16.8	0.2	33	25	1.49	366	496	4.325	1.60	
31	N	60	9.0	90.9	0.0	0.1	52	38	1.55	631	733	3.368	0.63	
32	O	80	26.0	73.7	0.0	0.3	11	54	1.53	498	572	8.812	0.06	
33	P	80	18.0	81.6	0.0	0.4	16	23	1.50	457	576	6.218	0.07	
34	Q	70	23.0	76.5	0.0	0.5	17	37	1.51	542	621	7.888	0.03	
35	R	60	38.0	61.9	0.0	0.1	9	34	1.74	533	624	8.279	0.06	
36	S	90	17.0	82.9	0.0	0.1	15	29	1.46	566	649	7.291	0.05	
37	T	80	8.0	91.6	0.0	0.4	23	29	1.68	558	691	5.249	0.08	
38	U	100	33.0	66.7	0.0	0.3	18	35	1.45	454	556	6.214	0.07	
39	V	80	18.0	81.6	0.0	0.4	17	52	1.65	511	584	8.761	0.04	

[0106] 表3中、「α分率」はフェライト相の面積分率を、「B分率」はベイナイト相の面積分率を、「P分率」はパーライト相の面積分率を、「MA分率」はマルテンサイト・オーステナイト混合相の面積分率を、それぞれ表す。

「平均粒径」は、フェライト相、ベイナイト相、パーライト相、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相の全相の平均粒径（直径）を表す。

実施例

比較例

「 $2\mu\text{m}$ 以上介在物個数」は、円相当径（直径）が $2\mu\text{m}$ 以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計の個数密度を表す。

「 $t/2\text{Mn} \div t/4\text{Mn}$ 」は、板厚 $1/4$ 部でのMn濃度（ $\text{Mn}_{(1/4)}$ ）に対する、板厚 $1/2$ 部でのMn濃度（ $\text{Mn}_{(1/2)}$ ）の比（ $\text{Mn}_{(1/2)} / \text{Mn}_{(1/4)}$ ）を表す。

[0107] 表3から明らかのように、番号1～番号21は、板厚が $50\text{mm} \sim 100\text{mm}$ であり、アレスト靱性値 $K_{ca-10^\circ\text{C}}$ が、 $6000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 以上であり、かつ、開口変位 $\delta_{c-10^\circ\text{C}}$ が、 0.10mm 以上であることが分かる。さらに、番号1～番号21は、引張強さが $510\text{MPa} \sim 720\text{MPa}$ 、および降伏応力が $390\text{MPa} \sim 650\text{MPa}$ であることがわかる。すなわち、本開示に係る鋼板で規定される範囲内である番号1～番号21は、板厚が $50\text{mm} \sim 100\text{mm}$ であっても、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、高強度である鋼板であることがわかる。

[0108] 一方、本開示に係る鋼板で規定される成分範囲を外れる番号33～番号39は、いずれの鋼板も、特に継手CTOD特性が劣位であった。また、番号22、番号24～番号27、及び番号29～番号32は、本開示に係る鋼板で規定される成分範囲内ではあったが、ミクロ組織が規定範囲を外れる組織であったため、アレスト性および継手CTOD特性の少なくとも一方が劣位であった。さらに、番号23および番号28は、本開示に係る鋼板で規定される成分範囲内ではあったが、番号28は、フェライト相が規定範囲外であり、番号23はベイナイト相の面積率が0%である。そのため、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持つてはいるが、鋼板の強度（引張強さ及び降伏応力の少なくとも一方）が劣位であった。

[0109] 以上より、本開示に係る鋼板は、より厳格化された規格にも満足し得る、優れたアレスト性と優れた継手CTOD特性とを併せ持ち、高強度である鋼板である。そのため、本開示に係る鋼板によれば、特に、コンテナ船の重要部材（例えば、Hatch Side Coaming、Upper Deck）にも、好適に適用され得る。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

- C : 0.03%~0.14%、
Si : 0.01%~0.50%、
Mn : 1.20%~2.50%、
P : 0.030%以下、
S : 0.020%以下、
Nb : 0.003%~0.050%、
Ti : 0.003%~0.050%、
Al : 0.001%~0.100%、
N : 0.0010%~0.0080%、
O : 0.0050%以下、
Ca : 0%~0.0100%、
Mg : 0%~0.0100%、
REM : 0%~0.0100%、
Zr : 0%~0.0100%、
Te : 0%~0.0100%、
V : 0%~0.150%
Cu : 0%~1.00%、
Ni : 0%~2.00%、
Cr : 0%~1.00%、
Mo : 0%~0.50%、
B : 0%~0.0050%、並びに、

残部 : Fe及び不純物からなり、

下記式(1)で表される炭素当量 C_{eq} が、0.30%~0.55%であり、

板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置での金属組織が、面積分率で、フェライト相10.0%~75.0%、ベ

イナイト相10.0%~90.0%、パーライト相0%~15.0%、及びマルテンサイト・オーステナイト混合相0%~1.0%から構成され、全相の電子線後方散乱回折法により測定される平均粒径（直径）が20 μ m以下であり、

前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置に含有する、円相当径（直径）が2 μ m以上である、酸化物、硫化物、及び酸硫化物の合計が50個/mm²以下であり、

前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置でのMn濃度（Mn_(1/4)）に対する、前記板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/2位置でのMn濃度（Mn_(1/2)）の比（Mn_(1/2)/Mn_(1/4)）が、0.90~1.80である鋼板。

$$\text{式(1)} \quad C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$$

（ただし、式（1）中のC、Mn、Cr、Mo、V、Cu、およびNiは、鋼板に含まれる各元素の含有量（質量%）を表す。）

[請求項2]

請求項1に記載の鋼板を製造する方法であって、

溶存酸素量を50ppm以下に調整した溶鋼を、最終溶存酸素量が20ppm以下になるように脱酸元素を添加して脱酸処理を行う工程と、

前記脱酸処理を経た溶鋼を、1分あたり0.80トン~5.00トンのスループットで連続鋳造し、前記連続鋳造するときの鋳片の中心固相率が0.5~1.0の範囲であるとき、前記鋳片に対し、鋳造進行方向1mあたり1.0mm~1.5mmの圧下勾配で、圧下量が1mm~15mmとなる軽圧下を行い鋼片を得る工程と、

前記鋼片を950℃~1150℃の温度域で加熱し、加熱後の鋼片に粗圧延を行った後、粗圧延後の鋼板に、鋼板の表面温度がAr₃点-30℃~再結晶温度T_{rex}の温度域で、累積圧下率が50%~75%の仕上圧延を行う工程と、

仕上圧延後の鋼板を、鋼板の板厚方向に沿った断面の、鋼板表面から板厚方向の1/4位置での温度が0℃～600℃の温度域になるまで、前記1/4位置での平均冷却速度が1℃/秒～20℃/秒で冷却する工程と、

を有する鋼板の製造方法。

[請求項3]

さらに、冷却工程後の鋼板を、350℃～650℃の温度域で焼戻しを行う工程を有する請求項2に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/035778

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, B21B3/00 (2006.01) i, B22D11/108 (2006.01) i,
 B22D11/12 (2006.01) i, B22D11/128 (2006.01) i,
 B22D11/20 (2006.01) i, C21C7/06 (2006.01) i, C21D8/02 (2006.01) i,
 C22C38/14 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00, B21B3/00, B22D11/108, B22D11/12, B22D11/128,
 B22D11/20, C21C7/06, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/60

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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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 2015-98642 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 28 May 2015, claim 1, paragraphs [0001], [0073], [0074], tables 1A, 1B, 3A, 3B & CN 104651714 A & KR 10-2015-0057998 A & WO 2015/075771 A1	1-3
A	JP 2002-212670 A (NIPPON STEEL CORP.) 31 July 2002, claim 1, paragraphs [0001], [0011]-[0015], tables 1, 2 & EP 1221493 A1, claim 1, paragraphs [0001], [0012]-[0016], tables 1, 2 & CN 1380910 A & KR 10-0469378 B1 & DE 60108350 T2 & WO 2001/086013 A1	1-3

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"I" 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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search
 10 December 2018 (10.12.2018)

Date of mailing of the international search report
 18 December 2018 (18.12.2018)

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

International application No.

PCT/JP2018/035778

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-257499 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 28 September 2006, claim 1, paragraphs [0004], [0072]-[0076], tables 1, 4 & EP 1860204 A1, claim 1, paragraphs [0004], [0085]-[0088], tables 1, 4 & US 2009/0297872 A1 & CA 2601052 A1 & CN 101163807 A & WO 2006/098198 A1	1-3
A	WO 2014/038200 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 13 March 2014, claim 1, paragraphs [0001], [0017], [0050], [0051], tables 1, 2 & EP 2894235 A1, claim 1, paragraphs [0001], [0016], [0046]-[0048], tables 1, 2 & US 2015/0203945 A1 & CN 104603313 A & KR 10- 2015-0029758 A	1-3

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, B22D11/108(2006.01)i, B22D11/12(2006.01)i, B22D11/128(2006.01)i, B22D11/20(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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))

Int.Cl. C22C38/00, B21B3/00, B22D11/108, B22D11/12, B22D11/128, B22D11/20, C21C7/06, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018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 2015-98642 A (新日鐵住金株式会社) 2015.05.28, 請求項 1, [0001], [0073], [0074], 表 1A, 表 1B, 表 3A, 表 3B & CN 104651714 A & KR 10-2015-0057998 A & WO 2015/075771 A1	1-3
A	JP 2002-212670 A (新日本製鐵株式会社) 2002.07.31, 請求項 1, [0001], [0011]~[0015], 表 1, 表 2 & EP 1221493 A1, Claim 1, [0001], [0012] to [0016], Table 1, Table 2 & CN 1380910 A & KR 10-0469378 B1 & DE 60108350 T2 & WO 2001/086013 A1	1-3

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、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

10.12.2018

国際調査報告の発送日

18.12.2018

国際調査機関の名称及びあて先
 日本国特許庁 (ISA/J P)
 郵便番号 100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)
 守安 太郎

4K

9347

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 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 2006-257499 A (住友金属工業株式会社) 2006.09.28, 請求項1, [0004], [0072]~[0076], 表1, 表4 & EP 1860204 A1, Claim 1, [0004], [0085] to [0088], Table 1, Table 4 & US 2009/0297872 A1 & CA 2601052 A1 & CN 101163807 A & WO 2006/098198 A1	1-3
A	WO 2014/038200 A1 (J F E スチール株式会社) 2014.03.13, 請求項1, [0001], [0017], [0050], [0051], 表1, 表2 & EP 2894235 A1, Claim1, [0001], [0016], [0046] to [0048], Table 1, Table 2 & US 2015/0203945 A1 & CN 104603313 A & KR 10-2015-0029758 A	1-3