

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年4月4日(04.04.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/070052 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/020117

(22) 国際出願日: 2023年5月30日(30.05.2023)

(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 2022-158135 2022年9月30日(30.09.2022) 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: 弘中 諭 (HIRONAKA, Satoshi); 〒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). 中野 克哉 (NAKANO, Katsuya); 〒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). 永野 真衣 (NAGANO, Mai); 〒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: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目2番3号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY,

MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL PLATE

(54) 発明の名称: 鋼板

(57) Abstract: The present disclosure provides a high-strength steel plate having an improved post-molding appearance. The steel plate of the present disclosure has a specific chemical composition and is characterized by comprising a metal structure that includes 75-97% of ferrite and 3-25% of a hard phase in terms of area, the standard deviation of the hard phase percentage for the rolling right-angle direction being 0.75% or less.

(57) 要約: 本開示は、改善された成形後外観を有する高強度鋼板を提供する。本開示の鋼板は、特定の化学組成を有し、面積%で、フェライト: 75~97%及び硬質相: 3~25%からなり、圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が0.75%以下である金属組織を有することを特徴とする。



WO 2024/070052 A1

明 細 書

発明の名称：鋼板

技術分野

[0001] 本開示は、鋼板に関する。

背景技術

[0002] 自動車業界では、燃費向上の観点から車体の軽量化が求められている。車体の軽量化と衝突安全性を両立するためには、使用する鋼板の高強度化が有効な方法の一つであり、このような背景から高強度鋼板の開発が進められている。

[0003] これに関連して、特許文献1では、基板とした鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、前記基板が、mass%で、C：0.02～0.20%、Si：0.7%以下、Mn：1.5～3.5%、P：0.10%以下、S：0.01%以下、Al：0.1～1.0%、N：0.010%以下、Cr：0.03～0.5%を含有し、かつ、Al、Cr、Si、Mnの含有量を同号項とした数式： $A = 400Al / (4Cr + 3Si + 6Mn)$ で定義された焼鈍時表面酸化指数Aが2.3以上であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、さらに、前記基板の組織が、フェライトおよび第2相からなり、該第2相がマルテンサイト主体のものであることを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板が記載されている。また、特許文献1では、当該高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、主にメンバー、ロッカー等の自動車の構造部品としての用途に好適な、優れた表面品質と590MPa以上の引張強度とを有することが記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2005-220430号公報

特許文献2：国際公開2022/181761号

特許文献3：国際公開2020/145256号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 近年、さらなる燃費向上の要求に関連して、特許文献1において記載されるメンバー等の構造部品だけでなく、ルーフ、フード、フェンダー及びドア等の外板部品についても軽量化のニーズが高まっている。これらの外板部品は、上記のような構造部品とは異なり、人目に触れるため、強度等の特性だけでなく、意匠性や面品質も重要であり、したがって成形後の外観に優れることが求められる。一方で、このような軽量化の要求に関連して、これらの外板部品に用いられる鋼板においてもさらなる高強度化や薄肉化が求められている。加えて、これらの外板部品における形状の複雑化に伴い、成形後の鋼板表面は凹凸が生じやすくなる傾向にあり、このような凹凸が生じた場合には外観が低下するという問題がある。

[0006] より具体的には、例えば、特許文献1に記載されるような軟質のフェライトとマルテンサイトを主体とする硬質の第2相とからなるD P 鋼（Dual Phase 鋼）の場合には、プレス成形などの加工時にフェライトからなる軟質相及びその周辺が優先的に変形する不均一変形が起こりやすい。このため、このような軟質相と硬質相から構成される複合組織鋼を利用した場合には、成形後の鋼板表面に微小な凹凸が生じることで、ゴーストラインと呼ばれる外観不良が発生することがある。

[0007] このような鋼板表面の凹凸に関しては、それを抑制する手段として、例えば特許文献3には、特定の化学組成及び金属組織を有し、板厚方向1／4位置での圧延方向における平均Mn濃度の板厚方向での標準偏差を平均Mn濃度で除した値×1が0.025以下となる鋼板が開示されている。また、特許文献4には、特定の化学組成を有し、表層領域の金属組織がフェライトと体積分率で0.01～5.0%の第2相とからなり、内部領域の金属組織がフェライトと体積分率で2.0～10.0%の第2相とからなり、表層領域の第2相の体積分率が内部領域の第2相の体積分率よりも小さく、表層領域において第2相の平均結晶粒径が0.01～4.0μmであり、フェライト

の $\{001\}$ 方位と $\{111\}$ 方位との強度比 $X_{ODF \{001\} / \{111\}}$ が 0.60 以上 2.00 未満である集合組織を含む鋼板が開示されている。

[0008] 本開示は、新規な構成により、改善された成形後外観を有する高強度鋼板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

[0009] 本開示者らは、上記目的を達成するために、金属組織における硬質相の形態に着目して詳細に検討を行った。その結果、本開示者らは、縞状に連結した硬質相（縞状硬質相）の生成を抑制して金属組織中の硬質相をより均一に分散させることで、このような硬質相に基づく高強度を維持しつつ、成形後の外観不良が改善されることを見出した。具体的には、本開示者らは、縞状硬質相の生成要因である凝固時の Mn の中心偏析を低減するとともに、硬質相分率を低減し且つそのばらつきを小さくすることで、高強度を十分に維持しながら、成形後の外観不良を顕著に改善できることを見出した。

[0010] 本開示は、これらの知見に基づいて完成されたものであり、以下の各態様を含むものである。

[0011] (態様 1)

化学組成が、質量%で、

C : 0.030~0.100%、

Mn : 1.00~2.50%、

Si : 0.005~1.500%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.005~0.700%、

N : 0.0150%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0~0.80%、

Mo : 0~0.50%、

B : 0~0.0100%、

T i : 0 ~ 0. 1 0 0 %、

N b : 0 ~ 0. 1 0 0 %、

V : 0 ~ 0. 5 0 %、

N i : 0 ~ 1. 0 0 %、

C u : 0 ~ 1. 0 0 %、

W : 0 ~ 1. 0 0 %、

S n : 0 ~ 1. 0 0 %、

S b : 0 ~ 0. 2 0 0 %、

C a : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

M g : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

Z r : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

R E M : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、並びに

残部：F e 及び不純物であり、下記の式（１）で表される指数Aが0. 4 5 %以上であり、

金属組織が、面積%で、フェライト：7 5 ~ 9 7 %及び硬質相：3 ~ 2 5 %であり、

圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が0. 7 5 %以下であることを特徴とする、鋼板。

$$A = [S i] + 10 [P] + 0. 6 [A l] + 8 [T i] + 9 [N b] \\ \dots (1)$$

ここで、[S i]、[P]、[A l]、[T i] 及び [N b] は、質量% 単位の各元素の含有量であり、元素を含有しない場合は0 %である。

[0012] （態様2）

上記化学組成が、質量%で、

C r : 0. 0 1 ~ 0. 8 0 %、

M o : 0. 0 1 ~ 0. 5 0 %、

B : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、

T i : 0. 0 0 1 ~ 0. 1 0 0 %、

Nb : 0.001~0.100%、
V : 0.01~0.50%、
Ni : 0.01~1.00%、
Cu : 0.01~1.00%、
W : 0.01~1.00%、
Sn : 0.01~1.00%、
Sb : 0.001~0.200%、
Ca : 0.0001~0.0100%、
Mg : 0.0001~0.0100%、
Zr : 0.0001~0.0100%、及び
REM : 0.0001~0.0100%

からなる群から選択される1種以上を含有することを特徴とする、上記態様1の鋼板。

[0013] (態様3)

上記鋼板が下記の式(2)を満たすことを特徴とする、上記態様1又は2の鋼板。

$$(TS - 180, 000 / TS) / V_m \geq 35 \quad \dots (2)$$

ここで、TSは、MPa単位の引張強さであり、Vmは、面積%単位の硬質相分率である。

[0014] (態様4)

上記フェライトの平均結晶粒径が5.0~30.0 μ mであり、上記硬質相の平均結晶粒径が1.0~5.0 μ mであることを特徴とする、上記態様1~3のいずれかの鋼板。

[0015] (態様5)

上記硬質相が、マルテンサイト、ベイナイト、焼き戻しマルテンサイト及びパーライトの少なくとも1種からなることを特徴とする、上記態様1~4のいずれかの鋼板。

発明の効果

[0016] 本開示によれば、改善された成形後外観を有する高強度鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0017] 以下、本開示の鋼板の好適な実施形態について、詳細に説明する。なお、本明細書においては、各種数値範囲は、特に断りがない限り、その上下限值を含む範囲を意味する。

[0018] <鋼板>

本開示の一実施形態に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、

C : 0.030~0.100%、

Mn : 1.00~2.50%、

Si : 0.005~1.500%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.005~0.700%、

N : 0.0150%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0~0.80%、

Mo : 0~0.50%、

B : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.100%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

Ni : 0~1.00%、

Cu : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Sn : 0~1.00%、

Sb : 0~0.200%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0 ~ 0.0100 %、

Zr : 0 ~ 0.0100 %、

REM : 0 ~ 0.0100 %、並びに

残部 : Fe 及び不純物であり、下記の式 (1) で表される指数 A が 0.45 % 以上であり、

金属組織が、面積 % で、フェライト : 75 ~ 97 % 及び硬質相 : 3 ~ 25 % であり、

圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が 0.75 % 以下であることを特徴とするものである。

$$A = [Si] + 10 [P] + 0.6 [Al] + 8 [Ti] + 9 [Nb] \dots (1)$$

ここで、[Si]、[P]、[Al]、[Ti] 及び [Nb] は、質量 % 単位の各元素の含有量であり、元素を含有しない場合は 0 % である。

[0019] ルーフやドア等の外板部品においては、プレス成形等の際に生じる面ひずみと呼ばれる面欠陥を回避する観点から、降伏強度が比較的低い DP 鋼が用いられる場合が多い。しかしながら、先述のとおり、フェライトからなる軟質相とマルテンサイト等を主体とする硬質相とが混在する DP 鋼の場合、プレス成形などの加工時に軟質相及びその周辺が優先的に変形する不均一変形が起こりやすい。このような不均一変形により成形後の鋼板表面に微小な凹凸が生じることで、ゴーストラインと呼ばれる外観不良が発生することがある。このゴーストラインの発生についてより詳しく説明すると、まず、プレス成形などの加工時に、フェライトからなる軟質相が凹むように変形する一方で、マルテンサイト等を主体とする硬質相は、凹まないか、寧ろ凸状に盛り上がるように変形する。これにより、成形後の鋼板表面に微小な凹凸が形成される。この微小な凹凸は、概ね圧延方向に沿って延びる凸部と、概ね圧延方向に沿って延びる凹部とが、圧延方向と直交する幅方向に並ぶようにして形成される。そして、成形後の鋼板表面を研磨する際に、鋼板表面の微小な凹凸の凸部が削られることにより、鋼板の圧延方向に延びる筋状模様のゴ

ーストラインが顕在化することとなる。なお、圧延方向は、鋼板の結晶粒の延伸方向に基づいて容易に特定される。また、圧延直角方向とは、圧延方向および厚さ方向に垂直な方向である。

[0020] そこで、本開示者らは、このような成形後の外観不良を改善すべく、金属組織における硬質相の形態に着目して詳細に検討を行った。その結果、本開示者らは、まず、DP鋼のような軟質層と硬質相とが混在する鋼板においては、金属組織中に縞状に連結した硬質相が存在することでゴーストラインの程度が顕著となることを突き止めた。そして、本開示者らは、このような縞状硬質相の生成を抑制して金属組織中の硬質相をより均一に分散させることで、高強度を十分に維持しながら、成形後の鋼板表面における微小な凹凸の生成を抑制し、結果的にゴーストラインの発生を抑制できることを見出した。

[0021] より具体的には、本開示者らは、硬質相に関連する縞状組織の生成を抑制するためには、溶鋼を凝固してスラブを鋳造するスラブ鋳造工程において、凝固時のMn偏析を低減することが有効であることを見出した。本開示者らは、これに関連して中心偏析とミクロ偏析の2つの観点からMn偏析を低減する手法について詳細な検討を行った。

[0022] まず、本開示者らは、Mnの中心偏析を低減するためには、スラブ鋳造時における溶鋼の流動を抑制することが有効と考え、種々の検討を行った。より詳しく説明すると、溶鋼は、凝固時に表面から凝固していき、最後に中心部が凝固することになる。このとき、溶鋼は、液相から固相が排出されていくため、この段階で液相中のMnが濃化していくこととなる。凝固時に溶鋼が流動していると、このようなMnの濃化部が凝固過程で最終的に中心部に集まりやすくなり、結果としてMnの中心偏析が顕著となる。そこで、本開示者らは、鋼板を製造する際に、凝固時の条件を適切に制御してこのような溶鋼の流動を抑えることで、Mnの中心偏析を顕著に抑制できることを見出した。

[0023] 一方で、本開示者らは、Mnのミクロ偏析を低減するためには、凝固時に

Mnの拡散を促進させることが有効と考え、種々の検討を行った。Mnの拡散を促進させるためには、Mnが拡散しやすい組織を作り込むことが有効である。そこで、本開示者らは、Mnの拡散速度が速い δ 相に着目し、凝固モードを δ 凝固とすべく、鋼中の各元素におけるMnのミクロ偏析に関する影響度を実験的に調べた。その結果、本開示者らは、C及びMnの含有量が高くなると、凝固時に δ 凝固とならずに、Mnの拡散速度が低下してミクロ偏析が増加するものの、Si、Al、Cr及びMoの含有量が高くなると、凝固時のMnの拡散が促進されてミクロ偏析を低減できることを見出した。

[0024] 以上のようなMn偏析を低減する手法によってゴーストラインは改善できるものの、コイル全長全幅での改善効果を十分に得るために、本開示者らは、以上のようなMn偏析を低減する手法に加え更なるゴーストラインの改善手法を検討した。その結果、本開示者らは、まず、鋼板の硬質相分率を低減することで、Mnの中心偏析がある程度残存していてもゴーストラインを改善できるとの知見を得た。さらに、本開示者らは、ゴーストラインの発生には凝固組織の影響も大きく、Mnの中心偏析が小さくても凝固組織中に粗大な等軸晶が生成すると、Mnの負偏析が生じて、圧延直角方向の硬質相分率のばらつきが大きくなり、成形後の外観不良が悪化する。このため、従来の中心偏析対策（注：中心偏析の改善には、等軸晶分率の増大が必要というのが、当業者の常識である。例えば、川和高穂ら：「鉄と鋼」、vol. 60（1974）No. 5、486頁～500頁、熊井浩ら：「鉄と鋼」、Vol. 60（1974）No. 7、894頁～914頁。）とは異なり、等軸晶分率を低減し、凝固組織を柱状晶組織に制御することで、Mnの負偏析が抑制され、ゴーストラインが改善できるとの知見を得た。これらの知見に基づき、本開示者らは、鑄造時の凝固組織を柱状晶組織に制御し、且つ、縞状硬質相の生成要因である凝固時のMnの中心偏析を低減するとともに、硬質相分率を低減し且つそのばらつきを小さくすることで、高強度を十分に維持しながら、成形後の外観不良を顕著に改善できることを見出した。

[0025] 本開示の一実施形態では、鋼板は、上記のとおり、特定の化学組成を有し

、従来のDP鋼よりも低い硬質相分率からなり且つ圧延直角方向における硬質相分率のばらつきが小さい特有の金属組織を有している。かかる金属組織は、後述するように、特定の化学組成及び鑄造条件を採用して、鑄造時の凝固組織が柱状晶となるように制御することで得ることができる。

[0026] 本実施形態の鋼板は、このような特有の金属組織、すなわち凝固時のMnの中心偏析が小さい上、硬質相分率及びそのばらつきが小さい金属組織を有しているため、高強度を十分に維持しながら、成形後の鋼板表面の微小な凹凸の生成を抑制することができる。これにより、本実施形態の鋼板は、高強度を十分に維持しながら、ゴーストライン等の成形後の外観不良の発生を顕著に抑制することができる。すなわち、本実施形態によれば、改善された成形後外観を有する高強度鋼板を提供することができる。

[0027] 以下、本実施形態の鋼板について更に詳しく説明する。なお、以下の説明において、各元素の含有量及び指数Aの単位である「%」は、特に断りがないう限り「質量%」を意味するものである。

[0028] (化学組成)

本実施形態の鋼板は、上記のとおり、

C : 0.030~0.100%、

Mn : 1.00~2.50%、

Si : 0.005~1.500%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.005~0.700%、

N : 0.0150%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0~0.80%、

Mo : 0~0.50%、

B : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.100%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

Ni : 0~1.00%、

Cu : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Sn : 0~1.00%、

Sb : 0~0.200%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

Zr : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、並びに

残部 : Fe 及び不純物であり、下記の式 (1) で表される指数 A が 0.45% 以上であるという、特定の化学組成を有している。

$$A = [Si] + 10[P] + 0.6[Al] + 8[Ti] + 9[Nb] \\ \dots (1)$$

ここで、[Si]、[P]、[Al]、[Ti] 及び [Nb] は、質量% 単位の各元素の含有量であり、元素を含有しない場合は 0% である。

[0029] 以下、この化学組成における各元素について詳細に説明する。

[0030] [C : 0.030~0.100%]

C は、鋼板の強度を高める元素である。このような効果を十分に得るために、C 含有量は 0.030% 以上とする。C 含有量は、0.035% 以上、0.040% 以上又は 0.050% 以上であってもよい。一方で、C を過度に含有すると、凝固時の Mn の拡散が阻害され、Mn のミクロ偏析を十分に抑制することができない場合がある。したがって、C 含有量は 0.100% 以下とする。C 含有量は、0.095% 以下、0.090% 以下又は 0.080% 以下であってもよい。

[0031] [Mn : 1.00~2.50%]

Mn は、鋼の焼入れ性を高めて、強度の向上に寄与する元素である。この

ような効果を十分に得るために、Mn含有量は1.00%以上とする。Mn含有量は、1.20%以上、1.30%以上又は1.40%以上であってもよい。一方で、Mnを過度に含有すると、凝固時のMnの拡散が阻害され、Mnのミクロ偏析を十分に抑制することができない場合がある。したがって、Mn含有量は2.50%以下とする。Mn含有量は、2.25%以下、2.00%以下又は1.85%以下であってもよい。

[0032] [Si : 0.005 ~ 1.500 %]

Siは、鋼の脱酸元素であり、鋼板の延性を損なわずに強度を高めるのに有効な固溶強化元素である。また、Siは、凝固時のMnの拡散を促進させてMnのミクロ偏析を低減するのに有効な元素でもある。これらの効果を十分に得るために、Si含有量は0.005%以上とする。Si含有量は、0.010%以上、0.050%以上又は0.100%以上であってもよい。一方で、Siを過度に含有すると、スケールの剥離性が低下して表面欠陥が発生する場合がある。したがって、Si含有量は1.500%以下とする。Si含有量は、1.000%以下、0.500%以下又は0.300%以下であってもよい。

[0033] [P : 0.100 %以下]

Pは、製造工程で混入する元素である。また、Pは固溶強化元素でもある。P含有量は0%であってもよい。しかしながら、P含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に時間を要し、生産性の低下を招く。したがって、P含有量は、0.0001%以上、0.0005%以上又は0.001%以上であってもよい。一方で、Pを過度に含有すると、鋼板の靱性が低下する場合がある。したがって、P含有量は0.100%以下とする。P含有量は、0.060%以下、0.040%以下又は0.020%以下であってもよい。

[0034] [S : 0.0200 %以下]

Sは、製造工程で混入する元素である。S含有量は0%であってもよい。しかしながら、S含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に時

間を要し、生産性の低下を招く。したがって、S含有量は、0.0001%以上、0.0005%以上又は0.0010%以上であってもよい。一方で、Sを過度に含有すると、Mn硫化物を形成し、鋼板の延性、穴広げ性、伸びフランジ性及び／又は曲げ性などの成形性を低下させる場合がある。したがって、S含有量は0.0200%以下とする。S含有量は、0.0100%以下、0.0060%以下又は0.0040%以下であってもよい。

[0035] [Al : 0.005~0.700%]

Alは、脱酸剤として機能する元素であり、鋼の強度を高めるのに有効な固溶強化元素である。また、Alは、凝固時のMnの拡散を促進させてMnのミクロ偏析を低減するのに有効な元素でもある。これらの効果を十分に得るために、Al含有量は0.005%以上とする。Al含有量は、0.010%以上、0.020%以上又は0.025%以上であってもよい。一方で、Alを過度に含有すると、鑄造性が悪化して生産性が低下する場合がある。したがって、Al含有量は0.700%以下とする。Al含有量は、0.600%以下、0.400%以下、0.300%以下、0.200%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0036] [N : 0.0150%以下]

Nは、製造工程で混入する元素である。N含有量は0%であってもよい。しかしながら、N含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に時間を要し、生産性の低下を招く。したがって、N含有量は、0.0001%以上、0.0005%以上又は0.0010%以上であってもよい。一方で、Nを過度に含有すると、窒化物が形成し、鋼板の延性、穴広げ性、伸びフランジ性及び／又は曲げ性などの成形性が低下する場合がある。したがって、N含有量は0.0150%以下とする。N含有量は、0.0100%以下、0.0080%以下又は0.0050%以下であってもよい。

[0037] [O : 0.0100%以下]

Oは、製造工程で混入する元素である。O含有量は0%であってもよい。しかしながら、O含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に時

間を要し、生産性の低下を招く。したがって、O含有量は、0.0001%以上、0.0005%以上又は0.0010%以上であってもよい。一方で、Oを過度に含有すると、粗大な酸化物が形成し、鋼板の延性、穴広げ性、伸びフランジ性及び／又は曲げ性などの成形性が低下する場合がある。したがって、O含有量は0.0100%以下とする。O含有量は、0.0070%以下、0.0040%以下又は0.0020%以下であってもよい。

[0038] 本実施形態の鋼板の基本化学組成は、上記のとおりである。さらに、本実施形態では、鋼板は、必要に応じて残部のFeの一部に替えて、以下の任意選択元素のうち1種又は2種以上を含有してもよい。以下、これらの任意選択元素について詳しく説明する。

[0039] [Cr : 0~0.80%]

Crは、鋼の焼入れ性を高め、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。また、Crは、凝固時のMnの拡散を促進させてMnのミクロ偏析を低減するのに有効な元素でもある。Cr含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Cr含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01%以上であることがより好ましい。Cr含有量は、0.10%以上、0.20%以上又は0.30%以上であってもよい。一方で、Crを過度に含有すると、破壊の起点となる粗大なCr炭化物が形成する場合がある。したがって、Cr含有量は、0.80%以下であることが好ましい。Cr含有量は、0.70%以下、0.60%以下又は0.50%以下であってもよい。

[0040] [Mo : 0~0.50%]

Moは、高温での相変態を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。また、Moは、凝固時のMnの拡散を促進させてMnのミクロ偏析を低減するのに有効な元素でもある。Mo含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Mo含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01%以上であることがより好ましい。Mo含有量は、0.05%以上又は0.07%以上であってもよい。一方で、Moを過度に含有す

ると、熱間加工性が低下して生産性が低下する場合がある。したがって、Mo含有量は、0.50%以下であることが好ましい。Mo含有量は、0.40%以下、0.30%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0041] [B : 0~0.0100%]

Bは、高温での相変態を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。B含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、B含有量は0.0001%以上であることが好ましい。B含有量は、0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0015%以上であってもよい。一方で、Bを過度に含有すると、B析出物が生成して鋼板の強度が低下する場合がある。したがって、B含有量は、0.0100%以下であることが好ましい。B含有量は、0.0080%以下、0.0060%以下又は0.0030%以下であってもよい。

[0042] [Ti : 0~0.100%]

Tiは、破壊の起点として作用する粗大な介在物を発生させるS、N及びO量を低減する効果を有する元素である。また、Tiは、組織を微細化し、鋼板の強度－成形性バランスを高める効果がある析出強化元素でもある。Ti含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Ti含有量は、0.001%以上であることが好ましい。Ti含有量は、0.005%以上、0.007%以上又は0.010%以上であってもよい。一方で、Tiを過度に含有すると、粗大なTi硫化物、Ti窒化物及び／又はTi酸化物が形成して鋼板の成形性が低下する場合がある。したがって、Ti含有量は、0.100%以下であることが好ましい。Ti含有量は、0.080%以下、0.060%以下又は0.030%以下であってもよい。

[0043] [Nb : 0~0.100%]

Nbは、析出物による強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒化強化、及び／又は再結晶の抑制による転位強化に起因して鋼板の強度の向上に寄与する析出強化元素である。Nb含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Nb含有量は、0.001%以上であることが好ま

しい。Nb含有量は、0.005%以上、0.007%以上又は0.010%以上であってもよい。一方で、Nbを過度に含有すると、未再結晶フェライトが増加して鋼板の成形性が低下する場合がある。したがって、Nb含有量は、0.100%以下であることが好ましい。Nb含有量は、0.060%以下、0.040%以下又は0.030%以下であってもよい。

[0044] [V : 0~0.50%]

Vは、析出物による強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒化強化、及び／又は再結晶の抑制による転位強化に起因して鋼板の強度の向上に寄与する元素である。V含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、V含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.005%以上であることがより好ましく、0.01%以上であることが更に好ましい。V含有量は0.02%以上であってもよい。一方で、Vを過度に含有すると、炭窒化物が多量に析出して鋼板の成形性が低下する場合がある。したがって、V含有量は、0.50%以下であることが好ましい。V含有量は、0.40%以下、0.20%以下又は0.10%以下であってもよい。

[0045] [Ni : 0~1.00%]

Niは、高温での相変態を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。Ni含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Ni含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01%以上であることがより好ましい。Ni含有量は、0.03%以上又は0.05%以上であってもよい。一方で、Niを過度に含有すると、鋼板の溶接性が低下する場合がある。したがって、Ni含有量は、1.00%以下であることが好ましい。Ni含有量は、0.60%以下、0.40%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0046] [Cu : 0~1.00%]

Cuは、微細な粒子の形態で鋼中に存在し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。Cu含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Cu含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01

%以上であることがより好ましい。Cu含有量は、0.03%以上又は0.05%以上であってもよい。一方で、Cuを過度に含有すると、鋼板の溶接性が低下する場合がある。したがって、Cu含有量は、1.00%以下であることが好ましい。Cu含有量は、0.60%以下、0.40%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0047] [W : 0～1.00%]

Wは、高温での相変態を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。W含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、W含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01%以上であることがより好ましい。W含有量は、0.02%以上又は0.10%以上であってもよい。一方で、Wを過度に含有すると、熱間加工性が低下して生産性が低下する場合がある。したがって、W含有量は1.00%以下であることが好ましい。W含有量は、0.80%以下、0.50%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0048] [Sn : 0～1.00%]

Snは、結晶粒の粗大化を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。Sn含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Sn含有量は、0.001%以上であることが好ましく、0.01%以上であることがより好ましい。Sn含有量は、0.05%以上又は0.08%以上であってもよい。一方で、Snを過度に含有すると、鋼板の脆化を引き起こす場合がある。したがって、Sn含有量は1.00%以下であることが好ましい。Sn含有量は、0.80%以下、0.50%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0049] [Sb : 0～0.200%]

Sbは、結晶粒の粗大化を抑制し、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。Sb含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Sb含有量は0.001%以上であることが好ましい。Sb含有量は、0.01%以上、0.05%以上又は0.08%以上であってもよい。一方で、

S nを過度に含有すると、鋼板の脆化を引き起こす場合がある。したがって、S b含有量は、1.00%以下であることが好ましく、0.20%以下であることがより好ましい。S b含有量は、0.10%以下、0.05%以下又は0.01%以下であってもよい。

[0050] [Ca : 0~0.0100%]、[Mg : 0~0.0100%]、[Zr : 0~0.0100%] 及び [REM : 0~0.0100%]

Ca、Mg、Zr 及びREMは、鋼板の成形性の向上に寄与する元素である。Ca、Mg、Zr 及びREM含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Ca、Mg、Zr 及びREM含有量はそれぞれ0.0001%以上であることが好ましい。Ca、Mg、Zr 及びREM含有量は、それぞれ0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0015%以上であってもよい。一方で、これらの元素を過度に含有すると、鋼板の延性が低下する場合がある。したがって、Ca、Mg、Zr 及びREM含有量はそれぞれ0.0100%以下であることが好ましい。Ca、Mg、Zr 及びREM含有量は、それぞれ0.0080%以下、0.0060%以下又は0.0030%以下であってもよい。

[0051] なお、本明細書において、REMとは、原子番号21番のスカンジウム (Sc)、原子番号39番のイットリウム (Y) 及びランタノイドである原子番号57番のランタン (La) ~原子番号71番のルテチウム (Lu) の17元素の総称である。REM含有量はこれら元素の合計含有量である。

[0052] 以上の任意選択元素について、本実施形態では、鋼板の化学組成が、

Cr : 0.01~0.80%、

Mo : 0.01~0.50%、

B : 0.0001~0.0100%、

Ti : 0.001~0.100%、

Nb : 0.001~0.100%、

V : 0.01~0.50%、

Ni : 0.01~1.00%、

Cu : 0.01 ~ 1.00%、
 W : 0.01 ~ 1.00%、
 Sn : 0.01 ~ 1.00%、
 Sb : 0.001 ~ 0.200%、
 Ca : 0.0001 ~ 0.0100%、
 Mg : 0.0001 ~ 0.0100%、
 Zr : 0.0001 ~ 0.0100%、及び
 REM : 0.0001 ~ 0.0100%

かなる群から選択される1種又は2種以上を含有することが好ましい。鋼板がこのように任意選択元素を含有していると、より確実に、高強度を維持しながら、ゴーストライン等の成形後の外観不良の発生を顕著に抑制することができる。

[0053] 本実施形態の鋼板において、上記の元素以外の残部は、Fe及び不純物かなる。ここで、不純物とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分等である。不純物としては、例えば、H、Na、Cl、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Y、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、Pb、Bi及びPoが挙げられる。不純物は、合計で0.100%以下含んでもよい。

[0054] [指数A : 0.45%以上]

本実施形態では、鋼板の化学組成は、下記の式(1)で表される指数Aが0.45%以上である。

$$A = [Si] + 10[P] + 0.6[Al] + 8[Ti] + 9[Nb] \dots (1)$$

ここで、[Si]、[P]、[Al]、[Ti]及び[Nb]は、質量%単位の各元素の含有量であり、元素を含有しない場合は0%である。

[0055] 指数Aは、固溶強化元素であるSi、P及びAlと、析出強化元素であるTi及びNbとの含有量で決まる指数であり、この値が大きいほど少ない硬

質相分率で高い強度を得ることができる。指数Aを0.45%以上とすることで、鋼板の硬質相分率を一定以下に制御しつつも、高い強度を得ることができる。

[0056] なお、指数Aは、0.48%以上、0.50%以上又は0.52%以上であってもよい。なお、指数Aの上限は特に限定されないが、例えば、指数Aは、1.50%以下、1.20%以下又は1.00%以下であってもよい。

[0057] ここで、鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、鋼板の化学組成は、誘導結合プラズマ発光分光分析（ICP-AES: Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry）を用いて測定すればよい。C及びSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0058] （金属組織）

〔フェライト：75～97%及び硬質相：3～25%〕

本実施形態において、鋼板の金属組織は、面積%で、75～97%のフェライト及び硬質相：3～25%からなる。鋼板の金属組織をこのような複合組織とすることで、鋼板の強度を適切な範囲内に維持しつつ、より具体的には500MPa以上の引張強さを達成しつつ、成形後の外観不良を抑制することができる。鋼板の強度をより高める観点から、硬質相の面積分率は、7%以上、10%以上、12%以上又は15%以上であってもよい。同様に、フェライトの面積分率は、93%以下、90%以下、88%以下又は85%以下であってもよい。一方で、成形後の外観をより向上させる観点から、硬質相の面積分率は、24%以下、22%以下又は20%以下であってもよい。同様に、フェライトの面積分率は、76%以上、78%以上又は80%以上であってもよい。

[0059] 本実施形態の鋼板において、硬質相は、フェライトよりも硬い組織を意味し、例えば、マルテンサイト、ベイナイト、焼き戻しマルテンサイト及びパ

ーライトの少なくとも1種からなる。鋼板の強度向上の観点から、硬質相は、マルテンサイト、ベイナイト及び焼き戻しマルテンサイトの少なくとも1種からなることが好ましく、マルテンサイトからなることがより好ましい。本実施形態においては、鋼板の金属組織には、残留オーステナイトは少ないことが好ましく、具体的には、残留オーステナイトは、面積%で、1%未満又は0.5%未満であることが好ましく、0%であることがより好ましい。

[0060] (金属組織の同定及び面積分率の算出)

金属組織の同定及び面積分率の算出は、以下のようにして行われる。まず、得られた鋼板の板幅 W の $W/4$ 位置又は $3W/4$ 位置（すなわち、鋼板のいずれかの幅方向端部から幅方向に $W/4$ の位置）から金属組織（ミクロ組織）観察用の試料（サイズは、例えば、圧延方向に20mm×幅方向に20mm×鋼板の厚さ）を採取する。次いで、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて金属組織（ミクロ組織）の観察を行う。このとき、観察視野は、鋼板の板厚方向の位置で、（i）鋼板表面（めっきが存在する場合はめっき層を除いた表面）から125 μ mの位置（以下、「板厚125 μ m位置」と称する。）を板厚方向の中心とする1視野、（ii）鋼板表面から板厚1/2厚の位置（以下、「板厚1/2厚位置」と称する。）を板厚方向の中心とする1視野、（iii）上記（i）と上記（ii）との間において、板厚125 μ m位置から板厚1/2厚位置までの間の距離を9等分した間隔で区画される8視野の、合計10視野で観察する。試料の調整として、圧延直角方向の板厚断面を観察面として研磨し、ナイトール腐食にてエッチングする。次に、倍率500又は1000倍のSEM写真から「ミクロ組織」を分類する。フェライトと硬質相は輝度の違いにより判別できる。

[0061] ナイタール腐食にてエッチングした鋼板について、上記10箇所の観察視野を500倍又は1000倍の倍率にて観察し、Adobe社製「Photoshop（登録商標）CS5」の画像解析ソフトを用いて画像解析を行い、硬質相の面積分率を求める。フェライトと硬質相は輝度の違いにより二値化し、硬質相の面積分率を算出する。合計10箇所の観察視野について、

上記と同様に画像解析を行って硬質相の面積分率を測定し、これらの面積分率を平均して平均値を算出する。この平均値を硬質相の面積分率とし、残部をフェライトの面積分率とする。なお、各視野の観察面積は、それぞれ板厚方向 $150\mu\text{m}$ 、圧延方向 $250\mu\text{m}$ （この場合の観察面積は $150 \times 250 = 37500\mu\text{m}^2$ ）とする。

また、残留オーステナイトの面積分率の測定が必要な場合、上記観察面に対するX線回析により、残留オーステナイトの面積分率を測定することができる。具体的には、 $\text{Co-K}\alpha$ 線を用いて、板厚方向 $1/4$ 位置の $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(111)$ 、 $\gamma(200)$ 、 $\gamma(220)$ の計6ピークの積分強度を求め、強度平均法を用いて残留オーステナイトの体積分率を算出し、得られた残留オーステナイトの体積分率を、残留オーステナイトの面積分率とする。

[0062] [圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差：0.75%以下]

本実施形態において、鋼板の金属組織は、圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が0.75%以下である。なお、硬質相分率の標準偏差は、硬質相の面積分率自体の標準偏差を意味する。上記のとおり、ゴーストライン等の成形後の外観不良には、Mn偏析だけでなく、凝固組織の影響も大きく関係する。例えば、Mnの中心偏析が小さい場合であっても、凝固組織中に粗大な等軸晶が生成すると、Mnの負偏析が生じて、圧延直角方向の硬質相分率のばらつきが大きくなり、成形後の外観不良が悪化する場合がある。しかしながら、本実施形態の鋼板では、圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が0.75%以下、すなわち圧延直角方向における硬質相分率のばらつきが一定以下であるので、成形後の外観不良を顕著に抑制することができる。なお、硬質相分率については、硬質相の面積率の平均値とその標準偏差との比が0.10以下（すなわち、硬質相分率の標準偏差／硬質相の面積率の平均値 ≤ 0.10 ）となることが好ましい。上記比は、0.09以下、0.08以下又は0.07以下が好ましい。上記比の下限は0であるが、必要に応じて、その下限を0.01としてもよい。

[0063] 金属組織の圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差は、次のようにして求めることができる。まず、鋼板の圧延直角方向に平行で且つ鋼板表面に垂直な断面の、鋼板の一方の表面から $50\mu\text{m}$ の位置と鋼板の他方の表面から $50\mu\text{m}$ の位置との間の範囲を、走査型電子顕微鏡（SEM）により 500 倍又は 1000 倍の倍率で観察し、SEM写真画像を得る。このSEM写真画像について、上述の硬質相の面積分率と同様に、画像解析ソフトを用いて画像解析を行い、鋼板の圧延直角方向 8mm の範囲内における $100\mu\text{m}$ ごとの硬質相の面積分率を測定し、その標準偏差を算出する。なお、圧延直角方向における観察範囲は 8mm 未満であってもよいし、 8mm 超であってもよい。ただし、圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差の観察範囲の下限は 4mm とし、その上限は 12mm とする。

[0064] 圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差は、成形後の外観をより向上させる観点から、 0.65% 以下、 0.55% 以下又は 0.45% 以下であってもよい。なお、かかる標準偏差の下限は特に限定されないが、例えば、硬質相分率の標準偏差は、 0.01% 以上、 0.05% 以上、 0.10% 以上、 0.15% 以上又は 0.20% 以上であってもよい。

[0065] [鋼板の引張強さと硬質相分率の関係式： $(TS - 180,000 / TS) / V_m \geq 35$]

本実施形態では、鋼板は、下記の式（2）を満たすことが好ましい。

$$(TS - 180,000 / TS) / V_m \geq 35 \quad \cdots (2)$$

ここで、TSは引張強さ（MPa）を表し、 V_m は硬質相分率（面積％）を表す。

[0066] 鋼板がこのような式（2）を満たしていると、Mnの中心偏析がある程度残存するような場合であっても、圧延直角方向の硬質相分率のばらつきを抑制しやすいため、結果的に鋼板の成形後の外観不良をより容易に生じにくくすることができる。

[0067] 鋼板の引張強さ（TS）は、圧延方向に直角な方向を長手方向とする JIS Z 2241：2011の5号引張試験片を鋼板から採取し、JIS Z

2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠した引張試験を行うことで測定することができる。

[0068] [フェライトの平均結晶粒径：5.0～30.0 μm]

本実施形態の鋼板においては、金属組織中のフェライトの平均結晶粒径は、5.0～30.0 μm であることが好ましい。フェライトの平均結晶粒径をこのような微細な範囲内に制御すると、鋼板の成形後の外観を更に向上させることができる。フェライトの平均結晶粒径は、7.0 μm 以上、8.0 μm 以上、9.0 μm 以上又は10.0 μm 以上であってもよい。同様に、フェライトの平均結晶粒径は、27.0 μm 以下、25.0 μm 以下、20.0 μm 以下又は16.0 μm 以下であってもよい。

[0069] 鋼板におけるフェライトの平均結晶粒径は、以下のようにして決定される。まず、ナイトール試薬にてエッチングした鋼板の、表面から板厚方向に板厚1/2位置までの領域において、500倍の倍率にて、上述のフェライトと硬質相の面積分率の測定と同じ板厚方向の10視野を観察し、Adobe社製「Photoshop（登録商標）CS5」の画像解析ソフトを用いて画像解析を行い、各視野におけるフェライトの面積分率及びフェライトの粒子数をそれぞれ算出する。次いで、10視野におけるフェライトの面積分率及びフェライトの粒子数をそれぞれ合計し、フェライトの合計面積分率をフェライトの合計粒子数で除すことにより、フェライト粒子あたりの平均面積分率を算出する。この平均面積分率と粒子数とから、円相当直径を算出し、得られた円相当直径をフェライトの平均結晶粒径として決定する。なお、各視野の観察面積は、それぞれ板厚方向150 μm 、圧延方向250 μm （この場合の観察面積は150×250=37500 μm^2 ）とする。

[0070] [硬質相の平均結晶粒径：1.0～5.0 μm]

本実施形態の鋼板においては、金属組織中の硬質相の平均結晶粒径は、1.0～5.0 μm であることが好ましい。硬質相の平均結晶粒径をこのような微細な範囲内に制御すると、鋼板の成形後の外観を更に向上させることができる。硬質相の平均結晶粒径は、1.2 μm 以上、1.5 μm 以上、1.

7 μm 以上又は2.0 μm 以上であってもよい。同様に、硬質相の平均結晶粒径は、4.7 μm 以下、4.5 μm 以下、4.2 μm 以下又は4.0 μm 以下であってもよい。

[0071] 硬質相の平均結晶粒径は、以下のようにして決定される。まず、ナイター試薬にてエッチングした鋼板の、表面から板厚方向に板厚1/2位置までの領域において、500倍の倍率にて、上述のフェライトと硬質相の面積分率の測定と同じ板厚方向の10視野を観察し、Adobe社製「Photoshop（登録商標）CS5」の画像解析ソフトを用いて画像解析を行い、各視野における硬質相の面積分率及び硬質相の粒子数をそれぞれ算出する。次いで、10視野における硬質相の面積分率及びフェライトの粒子数をそれぞれ合計し、硬質相の合計面積分率を硬質相の合計粒子数で除すことにより、硬質相粒子あたりの平均面積分率を算出する。この平均面積分率と粒子数とから、円相当直径を算出し、得られた円相当直径を硬質相の平均結晶粒径として決定する。なお、各視野の観察面積は、それぞれ板厚方向150 μm 、圧延方向250 μm （この場合の観察面積は150 $\times$ 250 = 37500 μm^2 ）とする。

[0072] （板厚）

本実施形態において、鋼板の板厚は特に限定されないが、例えば、鋼板は0.1～2.0 mmの板厚を有していてもよい。このような板厚を有する鋼板は、ドアやフード等の蓋物部材の素材として用いる場合に好適である。なお、鋼板の板厚は、0.2 mm以上、0.3 mm以上又は0.4 mm以上であってもよい。同様に、鋼板の板厚は、1.8 mm以下、1.5 mm以下、1.2 mm以下又は1.0 mm以下であってもよい。例えば、鋼板の板厚を0.2 mm以上とすることで、成形品形状を平坦に維持することが容易になり、寸法精度及び形状精度が向上するという追加の効果を得ることができる。一方、板厚を1.0 mm以下とすることで、部材の軽量化効果が顕著となる。鋼板の板厚は、マイクロメータによって測定される。

[0073] （めっき）

本実施形態の鋼板は、耐食性の向上等を目的として、表面にめっき層を更に含んでいてもよい。めっき層は、溶融めっき層及び電気めっき層のいずれでもよい。溶融めっき層としては、例えば、溶融亜鉛めっき層（G I）、合金化溶融亜鉛めっき層（G A）、溶融アルミニウムめっき層、溶融Zn-AI合金めっき層、溶融Zn-AI-Mg合金めっき層、溶融Zn-AI-Mg-Si合金めっき層などが挙げられる。電気めっき層としては、例えば、電気亜鉛めっき層（E G）、電気Zn-Ni合金めっき層などが挙げられる。中でも、めっき層は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層又は電気亜鉛めっき層であることが好ましい。めっき層の付着量は、特に制限されず一般的な付着量でよい。

[0074] （機械特性）

上記の特定の化学組成及び金属組織を有する本実施形態の鋼板によれば、高い引張強さ、具体的には500MPa以上の引張強さを達成することができる。鋼板の引張強さは、好ましくは540MPa以上、より好ましくは600MPa以上である。引張強さの上限は特に限定されないが、例えば、引張強さは980MPa以下又は850MPa以下であってもよい。引張強さを850MPa以下とすることで、鋼板をプレス加工する際の成形性を確保しやすいという利点がある。

[0075] 本実施形態の鋼板は、高強度、具体的には500MPa以上の引張強さを有するにもかかわらず、プレス加工等の成形後においても優れた外観を維持することができる。このため、本実施形態の鋼板は、例えば、自動車において高い意匠性が求められるルーフ、フード、フェンダー及びドア等の外板部品として使用するのに非常に有用である。

[0076] ＜鋼板の製造方法＞

次に、本開示の一実施形態に係る鋼板の好ましい製造方法について説明する。以下の説明は、本開示の一実施形態に係る鋼板を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該鋼板を以下に説明するような製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。

[0077] 本実施形態の鋼板の製造方法は、上記特定の化学組成を有するスラブを鋳造する鋳造工程を含む。かかる鋳造工程は、スラブの搬送方向に隣り合う複数の圧下ロールを備え、隣り合う圧下ロールのロールピッチが290mm以下である連続鋳造機を使用して、軽圧下を実施することを含む。なお、本明細書において、軽圧下とは、鋳造進行方向1mあたり0.6mm以上の圧下勾配を有する圧下を指す。

[0078] (鋳造工程)

本実施形態の鋼板においては、先述のとおり、従来のDP鋼よりも低い硬質相分率からなり且つ圧延直角方向における硬質相分率のばらつきの小さい特有の金属組織を有することが不可欠である。このような金属組織を得るためには、鋳造時の凝固組織が柱状晶となるように制御することが重要である。具体的には、鋳造工程において、上記特定の化学組成を有する溶鋼のスーパーヒート ΔT （溶鋼温度と溶鋼の凝固温度との差）を25℃以上とし、さらにセグメント押付け力を450トン以上にするこゝで、凝固組織を、等軸晶率が15%以下である柱状晶組織に制御するという従来の中心偏析対策と異なる方法を用いながらも、中心偏析も抑制することができる。スーパーヒート ΔT は、30℃以上であることがより好ましい。また、スーパーヒート ΔT は、40℃以下であることが好ましい。なお、溶鋼温度はタンディッシュ内の溶鋼温度であり、実測することゝで求めることができる。凝固温度は、溶鋼の化学組成から公知の凝固温度推定式を利用して求めることができる。

[0079] なお、従来の中心偏析の改善対策は、スーパーヒート ΔT を極力小さくして（少なくとも、25℃未満にして）、等軸晶率を増大させる（少なくとも、15%超に増大させる）ものであるが、このような従来の対策では十分な改善効果を得られない。本実施形態では、従来の対策とは全く異なる鋳造条件、すなわち、スーパーヒート ΔT を25℃以上とし、セグメント押付け力を450トン以上にするという特有の鋳造条件を採用して凝固組織を柱状晶組織に制御することにより、Mnの負偏析が抑制される。その結果、Mnのミクロ偏析が軽減され、ゴーストラインを十分に改善することができる。

[0080] 等軸晶率(%)は、スラブの幅方向の板厚断面のエッチプリントを採取し、目視観察により柱状晶組織と等軸晶組織の境界を定め、スラブの板厚中心の等軸晶組織の厚さ(mm)とスラブの厚さ(mm)とを測定し、等軸晶組織の厚さをスラブの厚さで除して100を乗ずることにより、算出することができる。

[0081] また、鑄造工程において、隣り合う複数の圧下ロールのロールピッチが290mm以下である連続鑄造機を使用して軽圧下を実施することで、凝固時の溶鋼の流動を抑制し、Mnの中心部への濃化を低減することができる。これにより、Mnの中心偏析を抑制することができる。なお、隣り合う複数の圧下ロールのロールピッチは、280mm以下であることがより好ましい。

[0082] 本実施形態の鋼板の製造方法は、上記の鑄造工程に加えて、熱間圧延工程、冷間圧延工程、焼鈍工程、冷却工程等の他の工程を含んでもよい。さらに、本製造方法は、任意選択で、めっき工程を含んでもよい。これらの工程は、特に限定されず、鋼板に関連して上述したフェライトと硬質相を所定の面積分率で含む金属組織が得られるように、任意の適切な条件を適宜選択して実施すればよい。以下、これらの工程について、好ましい条件を簡単に説明する。

[0083] (熱間圧延工程)

熱間圧延に先立ち、スラブを1100℃以上に加熱することが好ましい。加熱温度を1100℃以上とすることで、熱間圧延において圧延反力が過度に大きくなり、目的とする製品厚を得やすくすることができる。加熱温度の上限は特に限定されないが、経済上の観点から、加熱温度は、1300℃未満とすることが好ましい。熱間圧延工程では、加熱されたスラブに対して、粗圧延及び仕上げ圧延が施される。このようにして得られる熱延鋼板は、例えば450～650℃の巻き取り温度で巻き取られる。

[0084] なお、仕上げ圧延終了温度は、950℃以下とすることが好ましい。仕上げ圧延終了温度を950℃以下とすることで、熱延鋼板及び最終製品の平均結晶粒径を小さくすることができ、十分な降伏強度の確保及び成形後の高い

表面品位の確保が可能となる。また、巻き取り温度を $450\sim650^{\circ}\text{C}$ とすることで、平均結晶粒径を小さくするとともに、スケールの成長を抑制することができる。

[0085] (冷間圧延工程)

熱間圧延工程によって得られた熱延鋼板は、スケールを除去するために適宜酸洗処理を施された後、冷間圧延工程に供される。冷間圧延工程では、例えば、累積圧下率が $50\sim90\%$ となるように、熱延鋼板に冷間圧延を施すことが好ましい。累積圧下率をこのような範囲に制御することで、所望の板厚を確保し、さらに板幅方向の材質の均一性を十分に確保しつつ、圧延荷重が過大となって圧延が困難となることを防ぐことができる。

[0086] (焼鈍工程)

焼鈍工程では、 $750\sim900^{\circ}\text{C}$ の均熱温度まで冷延鋼板を加熱して保持する焼鈍処理を行うことが好ましい。均熱温度を 750°C 以上とすることにより、フェライトの再結晶及びフェライトからオーステナイトへの逆変態を十分に進行させ、最終製品において所望の金属組織を得ることが可能となる。一方で、均熱温度を 900°C 以下とすることにより、結晶粒を緻密化して十分な強度を得ることができる。

[0087] (冷却工程)

冷却工程では、焼鈍工程後の冷延鋼板が冷却される。冷却工程では、均熱温度からの平均冷却速度が $5\sim50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ となるように、冷延鋼板を冷却することが好ましい。平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることで、フェライトへの過剰な変態を抑制するとともに、マルテンサイト等の硬質相の生成量を多くして所望の強度を得ることができる。また、平均冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることで、幅方向において鋼板をより均一に冷却することができる。

[0088] (めっき工程)

耐食性の向上等を目的として、得られた冷延鋼板の表面に対してめっき処理を施してもよい。めっき処理としては、例えば、溶融めっき、合金化溶融

めっき、電気めっきなどの処理が挙げられる。例えば、めっき処理として鋼板表面に熔融亜鉛めっき処理を施してもよく、熔融亜鉛めっき処理後に合金化処理を施してもよい。めっき処理及び合金化処理の具体的な条件は特に限定されず、当業者に公知の任意の適切な条件を採用することができる。例えば、合金化温度は450～600℃であってもよい。

[0089] なお、本開示は、上述の実施形態や以下の実施例等に制限されることなく、本開示の目的、趣旨を逸脱しない範囲内において、適宜組み合わせや代替、変更等が可能である。

[0090] 以下、実施例を例示して本開示を更に具体的に説明するが、本開示はこれら実施例のみに限定されるものではない。

実施例

[0091] 以下の実施例では、本開示の一実施形態に係る鋼板を種々の条件下で製造し、得られた鋼板の引張強さや成形後外観の特性等について調べた。

[0092] まず、290mm以下のロールピッチで配列された複数の圧下ロールを備えた連続鋳造機を使用して、鋳造進行方向1mあたり0.6mm以上の圧下勾配を有する軽圧下を実施した連続鋳造法により、表1に示す化学組成を有し且つ厚さが200～300mmのスラブを鋳造した。表1に示す成分以外の残部は、Fe及び不純物である。各例において、鋳造条件(I)は、スーパーヒート $\Delta T \geq 25^{\circ}\text{C}$ 以上という条件であり、鋳造条件(II)は、セグメント押付け力 ≥ 450 トンという条件である。各例において、これらの各条件を満たす場合(「OK」と表記)と満たさない場合(「NG」と表記)を、それぞれ表2に示す。

[0093] 次に、得られたスラブに対し、熱間圧延工程(加熱温度1200℃、仕上げ圧延終了温度900℃及び巻き取り温度550℃)、冷間圧延工程(累積圧下率80%)、焼鈍工程(均熱温度800℃)並びに冷却工程(平均冷却速度10℃/秒)を実施して、板厚が0.4mmの冷延鋼板を製造した。得られた冷延鋼板の表面に適宜めっき処理を施し、熔融亜鉛めっき層(GI)、合金化熔融亜鉛めっき層(GA)又は電気亜鉛めっき層(EG)を形成し

た。また、製造した冷延鋼板から採取した試料について化学組成を分析したところ、表 1 に示すスラブの化学組成と変化がなかった。

[0094]

[表1]

鋼	化学組成 (質量%) 残部: Fe 及び不純物															備考
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	O	Cr	Mo	B	Ti	Nb	その他	指数A	
A	0.046	1.62	0.158	0.026	0.0018	0.031	0.0024	0.0009	0.41	0.06		0.012			0.53	本発明鋼
B	0.052	1.15	0.352	0.021	0.0018	0.031	0.0035	0.0009	0.29	0.27		0.019			0.73	本発明鋼
C	0.061	1.75	0.612	0.008	0.0026	0.026	0.0045	0.0010		0.07	0.0020				0.71	本発明鋼
D	0.069	1.86	0.013	0.058	0.0011	0.302	0.0035	0.0019	0.36	0.11			0.011	Sb:0.005	0.87	本発明鋼
E	0.044	1.86	0.233	0.042	0.0008	0.657	0.0019	0.0015			0.0018	0.021			1.22	本発明鋼
F	0.035	1.09	0.292	0.042	0.0020	0.034	0.0031	0.0012	0.08	0.28				V:0.12	0.73	本発明鋼
G	0.060	1.62	0.154	0.029	0.0021	0.035	0.0044	0.0009	0.58		0.0019	0.011	0.006	W:0.02, Cu:0.05	0.61	本発明鋼
H	0.047	2.03	0.086	0.067	0.0013	0.105	0.0052	0.0019							0.82	本発明鋼
I	0.051	1.21	0.184	0.019	0.0017	0.254	0.0035	0.0015	0.42	0.07			0.015	Ni:0.05, Sn:0.08	0.66	本発明鋼
J	0.060	1.72	0.151	0.020	0.0028	0.054	0.0042	0.0015		0.07		0.035		Zr:0.0015, REM:0.0020	0.66	本発明鋼
K	0.060	1.70	0.285	0.026	0.0021	0.051	0.0038	0.0015	0.53	0.05		0.010		Mg:0.0034	0.66	本発明鋼
L	0.062	1.73	0.153	0.024	0.0024	0.057	0.0035	0.0015	0.48	0.07	0.0013	0.023		Ca:0.0018	0.61	本発明鋼
M	0.082	1.25	0.112	0.020	0.0054	0.243	0.0022	0.0012	0.25	0.34		0.014			0.57	本発明鋼
N	0.048	1.31	0.260	0.031	0.0015	0.026	0.0041	0.0024			0.0026	0.015		Cu:0.21, W:0.12	0.71	本発明鋼
O	0.055	1.26	0.153	0.019	0.0032	0.154	0.0061	0.0008		0.21		0.062			0.93	本発明鋼
P	0.049	1.34	0.078	0.041	0.0015	0.054	0.0049	0.0015	0.18	0.12			0.051		0.98	本発明鋼
Q	0.057	1.05	0.294	0.035	0.0041	0.078	0.0035	0.0011	0.61			0.012	0.008	Cu:0.39, Ni:0.22	0.86	本発明鋼
R	0.051	1.68	0.254	0.013	0.0020	0.054	0.0036	0.0013	0.18	0.09					0.42	比較鋼
S	0.082	1.71	0.085	0.012	0.0033	0.030	0.0033	0.0015					0.020		0.40	比較鋼
T	0.110	1.31	0.291	0.025	0.0028	0.034	0.0035	0.0015	0.40	0.10					0.56	比較鋼
U	0.084	2.61	0.125	0.038	0.0026	0.033	0.0030	0.0014		0.07		0.013			0.63	比較鋼
V	0.052	1.35	1.560	0.008	0.0013	0.291	0.0041	0.0011	0.25		0.0013	0.012			1.91	比較鋼
W	0.026	1.81	0.351	0.019	0.0029	0.030	0.0033	0.0015		0.12			0.007		0.62	比較鋼

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0095] [表2]

鋼板 No.	鋼	製造条件		スラブ組織	めっき種	金属組織					特性			備考	
		(I)	(II)			等軸晶率 (%)	フェライト 分率 (%)	硬質相 分率 (%)	フェライト 平均結晶粒径 (μm)	硬質相 平均結晶粒径 (μm)	硬質相分率 の標準偏差	(TS- 150000/TS)/ $\sqrt{m}$	引張強さ (MPa)		成形後 外観
1	A	OK	OK	0	GA	93	7	12.4	3.3	0.34	42	596	1	本発明例	
2	B	OK	OK	5	GA	94	6	10.4	2.6	0.41	46	585	2	本発明例	
3	B	NG	OK	21	GA	94	6	9.2	2.5	0.76	45	581	4	比較例	
4	B	NG	NG	29	GA	94	6	9.6	2.4	0.88	45	582	5	比較例	
5	C	OK	OK	6	GA	91	9	19.5	4.3	0.56	46	677	3	本発明例	
6	D	OK	OK	0	GI	86	14	8.9	2.9	0.61	40	788	3	本発明例	
7	E	OK	OK	10	GA	92	8	9.0	2.6	0.54	48	655	3	本発明例	
8	F	OK	OK	4	無	96	4	14.2	3.7	0.38	60	560	1	本発明例	
9	G	OK	OK	0	EG	92	8	7.5	1.9	0.32	40	612	2	本発明例	
10	H	OK	OK	6	GA	92	8	20.2	4.6	0.44	39	609	2	本発明例	
11	I	OK	OK	7	GA	91	7	8.9	2.9	0.45	39	581	2	本発明例	
12	I	OK	NG	18	GA	92	7	8.4	2.5	0.82	39	582	4	比較例	
13	J	OK	OK	2	GA	92	8	10.0	3.1	0.43	42	624	3	本発明例	
14	K	OK	OK	0	GA	92	8	11.5	3.8	0.40	40	616	2	本発明例	
15	L	OK	OK	4	GI	92	8	8.3	2.5	0.55	40	613	3	本発明例	
16	L	NG	OK	17	GA	91	9	9.1	2.9	0.81	37	621	4	比較例	
17	L	NG	NG	25	GA	92	8	8.6	2.6	0.89	39	606	5	比較例	
18	M	OK	OK	0	GA	82	18	8.4	2.4	0.62	35	845	3	本発明例	
19	N	OK	OK	9	GA	91	9	13.5	3.6	0.55	40	643	3	本発明例	
20	O	OK	OK	5	GA	93	7	7.3	1.8	0.41	41	591	3	本発明例	
21	P	OK	OK	0	GA	93	7	6.9	2.0	0.33	43	600	2	本発明例	
22	Q	OK	OK	8	GA	91	9	13.4	3.9	0.45	36	618	3	本発明例	
23	R	OK	OK	2	GI	87	13	16.5	4.0	0.78	27	634	5	比較例	
24	S	OK	OK	0	GA	84	16	10.4	3.0	0.82	23	652	5	比較例	
25	T	OK	OK	4	GA	89	11	10.1	3.1	0.92	37	675	5	比較例	
26	U	OK	OK	5	GA	74	26	8.9	2.4	0.91	29	945	5	比較例	
27	V	OK	OK	0	無	89	9	15.6	3.3	0.54	42	654	5	比較例	
28	W	OK	OK	3	GA	98	2	18.5	3.4	0.43	53	480	2	比較例	

下線は本発明の範囲外であるか又は特性が好ましくないことを示す。

[0096] 得られた鋼板の特性は、以下の方法によって測定及び評価した。

[0097] (引張強さ)

鋼板の引張強さは、圧延方向に直角な方向を長手方向とする J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 の 5 号引張試験片を鋼板から採取し、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して引張試験を行うことで測定した。

[0098] さらに、測定した鋼板の引張強さを用いて、鋼板の引張強さ (T S) と硬質相分率 (V m) の関係式 : $(T S - 180, 000 / T S) / V m$ の値を算出した。

[0099] (成形後外観)

鋼板の成形後外観は、成形後のドアアウトの表面に発生するゴーストラインの程度により評価した。プレス成形後の表面を砥石掛けし、表面に生じた数 mm オーダー間隔の縞模様をゴーストラインと判断し、筋模様の発生程度に応じた以下の基準に基づき、1 ~ 5 の点数で評点付けした。100 mm × 100 mm の任意の領域を目視で確認し、筋模様が全く確認されなかった場合を「1」とし、筋模様の最大長さが 20 mm 以下の場合を「2」とし、筋模様の最大長さが 20 mm 超、50 mm 以下の場合を「3」とし、筋模様の最大長さが 50 mm 超、70 mm 以下の場合を「4」とし、筋模様の最大長さが 70 mm を超える場合を「5」とした。評価が「3」以下の場合を、成形後外観に優れるとして合格と判定した。一方、評価が「4」以上の場合を、成形後外観に劣るとして不合格と判定した。

[0100] 鋼板の引張強さが 500 MPa 以上であり且つ成形後外観の評価が 3 以下の場合を、改善された成形後外観を有する高強度鋼板として評価した。その結果を表 2 に示す。

[0101] 表 2 を参照すると、化学組成や金属組織の硬質相分率の標準偏差が本発明の範囲外である鋼板 N o. 3、4、12、16、17、23 ~ 27 の比較例では、いずれも成形後外観が劣化した。また、化学組成と金属組織のフェライト分率及び硬質相分率とが本発明の範囲外である鋼板 N o. 28 の比較例では、成形後外観は良好だったものの、C 含有量が低かったために、硬質相分率が低くなり、十分な強度が得られなかった。

[0102] 一方、鋼板 N o. 1、2、5 ~ 11、13 ~ 15、18 ~ 22 の本発明例

では、引張強さ 500 MPa 以上の高強度を維持しつつ、プレス成形によってひずみが付与された場合においても、鋼板表面における微小な凹凸の生成を抑制してゴーストラインの発生を顕著に抑制することができた。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.030~0.100%、

Mn : 1.00~2.50%、

Si : 0.005~1.500%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 0.005~0.700%、

N : 0.0150%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0~0.80%、

Mo : 0~0.50%、

B : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.100%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

Ni : 0~1.00%、

Cu : 0~1.00%、

W : 0~1.00%、

Sn : 0~1.00%、

Sb : 0~0.200%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

Zr : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0100%、並びに

残部 : Fe 及び不純物であり、下記の式 (1) で表される指数 A が
0.45%以上であり、

金属組織が、面積%で、フェライト : 75~97% 及び硬質相 : 3

～25%であり、

圧延直角方向における硬質相分率の標準偏差が0.75%以下であることを特徴とする、鋼板。

$$A = [Si] + 10[P] + 0.6[Al] + 8[Ti] + 9[Nb] \cdots (1)$$

ここで、[Si]、[P]、[Al]、[Ti]及び[Nb]は、質量%単位の各元素の含有量であり、元素を含有しない場合は0%である。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Cr: 0.01～0.80%、

Mo: 0.01～0.50%、

B: 0.0001～0.0100%、

Ti: 0.001～0.100%、

Nb: 0.001～0.100%、

V: 0.01～0.50%、

Ni: 0.01～1.00%、

Cu: 0.01～1.00%、

W: 0.01～1.00%、

Sn: 0.01～1.00%、

Sb: 0.001～0.200%、

Ca: 0.0001～0.0100%、

Mg: 0.0001～0.0100%、

Zr: 0.0001～0.0100%、及び

REM: 0.0001～0.0100%

からなる群から選択される1種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

前記鋼板が下記の式(2)を満たすことを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

$$(TS - 180, 000 / TS) / V_m \geq 35 \quad \dots (2)$$

ここで、TSは、MPa単位の引張強さであり、Vmは、面積%単位の硬質相分率である。

[請求項4] 前記フェライトの平均結晶粒径が5.0～30.0μmであり、前記硬質相の平均結晶粒径が1.0～5.0μmであることを特徴とする、請求項1～3のいずれか一項に記載の鋼板。

[請求項5] 前記硬質相が、マルテンサイト、ベイナイト、焼き戻しマルテンサイト及びパーライトの少なくとも1種からなることを特徴とする、請求項1～4のいずれか一項に記載の鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/020117

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **B22D 11/00**(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301S; B22D11/00 A; C22C38/60; C21D9/46 G

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; B22D11/00; C21D9/46; 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 1971-2023
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2022/181761 A1 (NIPPON STEEL CORP) 01 September 2022 (2022-09-01)	1-5
A	JP 2008-13808 A (JFE STEEL CORPORATION) 24 January 2008 (2008-01-24)	1-5
A	WO 2019/187031 A1 (NIPPON STEEL CORP) 03 October 2019 (2019-10-03)	1-5
A	JP 2005-213643 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 11 August 2005 (2005-08-11)	1-5
A	JP 2013-181183 A (JFE STEEL CORPORATION) 12 September 2013 (2013-09-12)	1-5

☐ 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

09 August 2023

Date of mailing of the international search report

22 August 2023

Name and mailing address of the ISA/JP

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/020117

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2022/181761	A1	01 September 2022	(Family: none)	
JP	2008-13808	A	24 January 2008	US	2009/0277544 A1
				WO	2008/004453 A1
				EP	2050833 A1
				CA	2656637 A1
				CN	101484602 A
				KR	10-2009-0016746 A
WO	2019/187031	A1	03 October 2019	US	2021/0002741 A1
				EP	3754044 A1
				KR	10-2020-0124748 A
				MX	2020009171 A
				CN	111886354 A
JP	2005-213643	A	11 August 2005	(Family: none)	
JP	2013-181183	A	12 September 2013	CN	103290310 A
				RU	2013109050 A
				ZA	201208370 B
				BR	102013004716 A2
				MY	171985 A

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; B22D 11/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; B22D11/00 A; C22C38/60; C21D9/46 G										
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; B22D11/00; C21D9/46; 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										
<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 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2023年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2023年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2023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 - 2023年									
日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年									
日本国登録実用新案公報	1994 - 2023年									
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）										
C. 関連すると認められる文献										
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号								
A	WO 2022/181761 A1（日本製鉄株式会社）01.09.2022（2022 - 09 - 01）	1-5								
A	JP 2008-13808 A（J F E スチール株式会社）24.01.2008（2008 - 01 - 24）	1-5								
A	WO 2019/187031 A1（日本製鉄株式会社）03.10.2019（2019 - 10 - 03）	1-5								
A	JP 2005-213643 A（新日本製鐵株式会社）11.08.2005（2005 - 08 - 11）	1-5								
A	JP 2013-181183 A（J F E スチール株式会社）12.09.2013（2013 - 09 - 12）	1-5								
☐ 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。										
<table border="0"> <tr> <td> * 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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 </td> <td> “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “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 </td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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						
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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 09.08.2023	国際調査報告の発送日 22.08.2023									
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 川口 由紀子 4K 5798 電話番号 03-3581-1101 内線 3435									

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/020117

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/181761	A1	01.09.2022	(ファミリーなし)			
JP	2008-13808	A	24.01.2008	US	2009/0277544	A1	
				WO	2008/004453	A1	
				EP	2050833	A1	
				CA	2656637	A1	
				CN	101484602	A	
				KR	10-2009-0016746	A	
WO	2019/187031	A1	03.10.2019	US	2021/0002741	A1	
				EP	3754044	A1	
				KR	10-2020-0124748	A	
				MX	2020009171	A	
				CN	111886354	A	
JP	2005-213643	A	11.08.2005	(ファミリーなし)			
JP	2013-181183	A	12.09.2013	CN	103290310	A	
				RU	2013109050	A	
				ZA	201208370	B	
				BR	102013004716	A2	
				MY	171985	A	