(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10月8日(08.10.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/203159 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01)　*B22D 11/128* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)　*B21B 1/22* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2020/010938

(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 2019-068535　2019年3月29日(29.03.2019)　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).

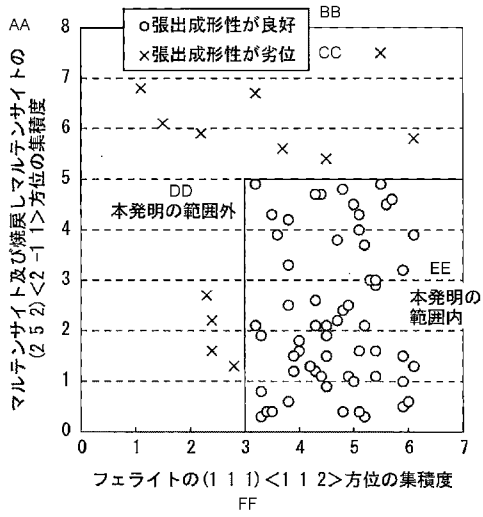
(72) 発明者: 竹田 健悟(**TAKEDA, Kengo**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 二階堂 仁之(**NIKAIDO, Hitoshi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 川田 裕之(**KAWATA, Hiroyuki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 横山 卓史(**YOKOYAMA, Takafumi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (**AOKI, Atsushi** et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目５番１号 虎ノ門３７森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(54) **Title:** STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 発明の名称： 鋼板及びその製造方法

図1



AA Degree of integration of (252)<2-11> orientation of martensite and tempered martensite
BB Stretch formability is good
CC Stretch formability is poor
DD Outside the scope of the present invention
EE Within the scope of the present invention
FF Degree of integration of (111)<112> orientation of ferrite

(57) **Abstract:** Provided are a steel sheet having high strength and excellent stretch formability and a method for producing the steel sheet. Provided is a steel sheet which has predetermined chemical composition and structure and in which the degree of integration of (111)<112> orientation of ferrite is 3.0 or more, and the degree of integration of (252)<2-11> orientation of martensite and tempered martensite is 5.0 or less. Also provided is a method for manufacturing a steel sheet in which molten steel having a predetermined chemical composition is continuously casted, and after the continuous casting and until the steel is cooled to room temperature, the method comprising: a step of performing thickness reduction of 5-40% at a temperature of 800 ° C or higher and lower than 1200 ° C; a hot rolling step with a finishing temperature

WO 2020/203159 A1

[続葉有]

(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, 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)）

of hot rolling of 650-950 ° C; a step of coiling the hot-rolled steel sheet at a coiling temperature of 400-700 ° C; a step of holding the hot rolled steel sheet at a coiling start temperature +20-100 ° C for 5-300 min; a step of cold rolling the hot-rolled steel sheet at a reduction rate of 10.0-90.0%; and a step of annealing the cold-rolled steel sheet at 700-900°C.

(57) 要約：高強度でかつ張出成形性に優れる鋼板及びその製造方法を提供する。所定の化学組成及び組織を有し、フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が３．０以上であり、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が５．０以下である鋼板が提供される。所定の化学組成を有する溶鋼を連続鋳造し、連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において５～４０％の圧下を施す工程、熱間圧延の仕上げ温度が６５０～９５０℃である熱間圧延工程、熱延鋼板を４００～７００℃の巻取り温度で巻き取る工程、熱延鋼板を巻取り開始温度＋２０℃～１００℃に５～３００分間保持する工程、熱延鋼板を１０．０～９０．０％の圧下率で冷間圧延する工程、及び冷延鋼板を７００～９００℃で焼鈍する工程を含む鋼板の製造方法がさらに提供される。

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板及びその製造方法に関し、より詳しくは張出成形性に優れる高強度鋼板及びその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 引張強度が５５０ＭＰａ以上かつ１１００ＭＰａ以下のＤＰ鋼（フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織鋼）の張出成形性を向上させるためには、ｂ．ｃ．ｃ．（体心立方格子）の結晶方位をγ－ｆｉｂｒｅに集積させることが望ましい。さらに、γ－ｆｉｂｒｅ以外への方位の集積は可能な限り小さくする必要がある。ＤＰ鋼ではマルテンサイト組織の活用により高強度を達成するものの、このマルテンサイトが特定の方位に集積することがある。これは、オーステナイトの集合組織の形成に原因があり、具体的にはＣｏｐｐｅｒ方位やＢｒａｓｓ方位と呼ばれる方位にオーステナイトの集合組織が形成することで、オーステナイトを冷却した時に生成するマルテンサイトにも集合組織が生じるようになる。このマルテンサイトの集合組織の情報は、ＯＤＦ（結晶方位分布関数）（φ２＝４５°）でも表れるものの、γ－ｆｉｂｒｅ上にあり、母相フェライトとの集合組織の差を認識することは困難である。

[0003] これまで、ＤＰ鋼や高強度鋼板に関する数多くの発明が開示されたものの、その中で張出成形性の改善に関する技術の開示例は少ない。（例えば、特許文献１～４、参照）

[0004] 特許文献１では、伸びフランジ成形性および疲労特性に優れ、また張出し成形性、形状凍結性も良好な、高成形性の高張力熱延鋼板として、Ｃ：０．０１０～０．１０ｗｔ％、Ｓｉ：０．５０～１．５０ｗｔ％、Ｍｎ：０．５０～２．５０ｗｔ％、Ｐ：０．０５ｗｔ％以下、Ｓ：０．００５ｗｔ％以下、Ｔｉ：０．００５～０．０３ｗｔ％を含有する鋼スラブを、９００～１３

００℃の温度域に保定した後、最終スタンドにおける圧下率を２０％未満、かつ圧延終了温度を８７０～９８０℃とする連続熱間圧延を行い、圧延終了後５０～２００℃／ｓｅｃの冷却速度で冷却して、３００～６５０℃の温度範囲でコイルに巻き取ることにより、体積率７０～９７％のフェライト相と、残部はベイナイト相を主体とする低温変態相からなる組織とし、ｒ値の面内異方性Δｒを０．２以下とする技術が開示されている。なお、高強度化に有益なマルテンサイト組織を鋼組織に含む場合において、成形性を担保する技術は何ら示されていない。

[0005] 特許文献２では、伸び面内異方性が小さい、優れたプレス成形性を有する引張強さ（ＴＳ）：４４０ＭＰａ以上の高強度冷延鋼板として、質量％で、Ｃ：０．０３０～０．２０％、Ｓｉ：１．５％以下、Ｍｎ：１．０～２．５％、Ｐ：０．００５～０．１％、Ｓ：０．０１％以下、Ａｌ：０．００５～１．５％およびＮ：０．０１％以下を含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物の組成にし、鋼板組織全体に対する面積率で、母相としてフェライト相を８５％以上９９％以下、マルテンサイト相を含む第２相を１％以上１５％以下、かつ該マルテンサイト相の鋼板組織全体に対する面積率：１％以上１３％以下とし、さらに鋼板の１／４板厚位置における板面の集合組織において、ＯＤＦ（結晶方位分布関数）で表されるαファイバーのうちΦ＝２５～３５°の範囲での平均結晶方位密度Ｉを２．０以上４．０以下とする技術が開示されている。なお、面内異方性を小さくするために、マルテンサイト組織の面積率を小さくしており、当該技術ではＤＰ鋼の特徴である高強度かつ高延性の特性を得ることができない。従来のＤＰ鋼の特性を維持しつつ、張出成形性を高めるためには、マルテンサイト組織の改質が必要であることを、当該開示技術からも理解できる。

[0006] 特許文献３では、７８０ＭＰａ以上のＴＳを有し、かつ優れた伸びＥＩを有し、ＴＳ×ＥＬが１８０００以上である成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板として、質量％で、Ｃ：０．０３～０．１５％、Ｓｉ：０．８～２．５％、Ｍｎ：１．０～３．０％、Ｐ：０．００１～０．０５％、Ｓ：０．

０００１～０．０１％、Ａｌ：０．００１～０．１％、Ｎ：０．０００５～０．０１％、Ｃｒ：０．１～２．０％を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、かつ、面積率で、５０％以上のフェライト相と１０％以上のマルテンサイト相を含むミクロ組織を有する鋼板が開示されている。なお、当該技術では鋼板表面にめっき皮膜と後処理皮膜を与えて、張出高さを高める技術のみ開示されており、張出し成形性の重要な指標である成形後の形状の等方性については何ら技術が示されていない。

[0007] 特許文献４では、５９０ＭＰａ以上の引張強度を有し、均一伸びと穴広げ性とを同時に向上させた、加工性に優れる高強度鋼板として、質量％で、Ｃ：０．０４～０．１０％、Ｍｎ：０．５～２．６％、Ｓｉ：０．８～２．０％を含有し、Ｃ量とＳｉ量の比Ｃ／Ｓｉを０．０４以上、０．１０未満とし、Ａｌ、Ｐ、Ｓ、Ｎの含有量を制限し、金属組織が、体積率で、９０～９５％のフェライトと５～１０％の焼戻しマルテンサイトとからなる加工性に優れた高強度鋼板が開示されている。なお、当該開示技術は加工性を高めるためにマルテンサイト組織に焼き戻しを与え、かつ、焼き戻しマルテンサイトの面積率を低減する手段に過ぎず、それゆえ特許文献４では、張出成形性向上の観点では依然として改善の余地があった。

尚、上記以外にも、例えば特許文献５～７に、高強度鋼板に関する技術が開示されているが、張出成形性について何ら検討がなされていない。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開２０００－２９７３４９号公報

特許文献2：特開２００９－１３２９８１号公報

特許文献3：特開２０１０－２３６０２７号公報

特許文献4：特開２０１１－０３２５４３号公報

特許文献5：特開２０１６－１３０３５７号公報

特許文献6：特開２０１６－１３０３５５号公報

特許文献7：特開２０１５－１９３８９７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 本発明は、上記実情に鑑み、高強度でかつ張出成形性に優れる鋼板及びその製造方法を提供することを課題とするものである。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意研究し、マルテンサイトの集合組織の偏りを判別するため、方位の変化を詳しく調べた。その結果、（２５２）＜２－１１＞という方位の集積を小さくすることで、マルテンサイトの集合組織の抑制（マルテンサイトの方位集積度のランダム化）、並びに張出成形性の向上（低異方性化）が可能になることを明らかにした。この方位はＣｏｐｐｅｒ方位とＢｒａｓｓ方位のオーステナイトがマルテンサイトに変態した後に現れる方位であり、従来のＯＤＦ（φ２＝４５°）ではこの方位を視認することはできないことも知見した。

[0011] また、本発明者らは、上記方位の集積が小さい鋼板は、単に熱延条件や焼鈍条件などを単一にて工夫しても製造困難であり、熱延・焼鈍工程などのいわゆる一貫工程にて最適化を達成することでしか製造できないことも、種々の研究を積み重ねることで知見し、本発明を完成した。

[0012] 本発明の要旨は、次の通りである。

[0013] （１）質量％で、

Ｃ：０．０５～０．２０％、

Ｓｉ：０．０１～１．３０％、

Ｍｎ：１．００～３．００％、

Ｐ：０．０００１～０．０２００％、

Ｓ：０．０００１～０．０２００％、

Ａｌ：０．００１～１．０００％、

Ｎ：０．０００１～０．０２００％、

Ｃｏ：０～０．５０００％、

Ｎｉ：０～０．５０００％、

Ｍｏ：０～０．５０００％、
Ｃｒ：０～１．００００％、
Ｏ：０～０．０２００％、
Ｔｉ：０～０．５０００％、
Ｂ：０～０．０１００％、
Ｎｂ：０～０．５０００％、
Ｖ：０～０．５０００％、
Ｃｕ：０～０．５０００％、
Ｗ：０～０．１０００％、
Ｔａ：０～０．１０００％、
Ｓｎ：０～０．０５００％、
Ｓｂ：０～０．０５００％、
Ａｓ：０～０．０５００％、
Ｍｇ：０～０．０５００％、
Ｃａ：０～０．０５００％、
Ｙ：０～０．０５００％、
Ｚｒ：０～０．０５００％、
Ｌａ：０～０．０５００％、及び
Ｃｅ：０～０．０５００％
を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、
面積率で、
フェライト及びベイナイトの合計：１０．０～９０．０％、
マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計：５．０～８０．０％、
並びに
パーライト及び残留オーステナイトの合計：０～１５．０％
を含有し、
フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が３．０以上であり、
マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位

の集積度が５．０以下であることを特徴とする、鋼板。

（２）Ｃｏ：０．０００１～０．５０００％、
Ｎｉ：０．０００１～０．５０００％、
Ｍｏ：０．０００１～０．５０００％、
Ｃｒ：０．０００１～１．０００００％、
Ｏ：０．０００１～０．０２００％、
Ｔｉ：０．０００１～０．５０００％、
Ｂ：０．０００１～０．０１００％、
Ｎｂ：０．０００１～０．５０００％、
Ｖ：０．０００１～０．５０００％、
Ｃｕ：０．０００１～０．５０００％、
Ｗ：０．０００１～０．１０００％、
Ｔａ：０．０００１～０．１０００％、
Ｓｎ：０．０００１～０．０５００％、
Ｓｂ：０．０００１～０．０５００％、
Ａｓ：０．０００１～０．０５００％、
Ｍｇ：０．０００１～０．０５００％、
Ｃａ：０．０００１～０．０５００％、
Ｙ：０．０００１～０．０５００％、
Ｚｒ：０．０００１～０．０５００％、
Ｌａ：０．０００１～０．０５００％、及び
Ｃｅ：０．０００１～０．０５００％
の１種又は２種以上を含有することを特徴とする、上記（１）に記載の鋼板。

（３）上記（１）又は（２）に記載の化学組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼片を形成する鋳造工程であって、連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において５～４０％の圧下を施す鋳造工程、

前記鋼片を熱間圧延することを含み、前記熱間圧延の仕上げ温度が６５０～９５０℃である熱間圧延工程、

得られた熱延鋼板を４００～７００℃の巻取り温度で巻き取る工程、

巻き取った熱延鋼板を室温まで冷却せずにそのまま巻取り開始温度＋２０℃～１００℃の温度域に５～３００分間保持する工程、

前記熱延鋼板を１０．０～９０．０％の圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程、及び

得られた冷延鋼板を７００～９００℃の温度範囲で焼鈍する焼鈍工程

を含むことを特徴とする、鋼板の製造方法。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、高強度でかつ張出成形性に優れる鋼板及びその製造方法を提供できる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]例１及び例２におけるＤＰ鋼の張出成形性に与えるフェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度とマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度の影響を示す図である。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、これらの説明は、本発明の実施形態の単なる例示を意図するものであって、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0017] ＜鋼板＞

本発明の実施形態に係る鋼板は、質量％で、

Ｃ：０．０５～０．２０％、

Ｓｉ：０．０１～１．３０％、

Ｍｎ：１．００～３．００％、

Ｐ：０．０００１～０．０２００％、

Ｓ：０．０００１～０．０２００％、

Ａｌ：０．００１～１．０００％、

Ｎ：０．０００１～０．０２００％、

Ｃｏ：０～０．５０００％、

Ｎｉ：０～０．５０００％、

Ｍｏ：０～０．５０００％、

Ｃｒ：０～１．０００００％、

Ｏ：０～０．０２００％、

Ｔｉ：０～０．５０００％、

Ｂ：０～０．０１００％、

Ｎｂ：０～０．５０００％、

Ｖ：０～０．５０００％、

Ｃｕ：０～０．５０００％、

Ｗ：０～０．１０００％、

Ｔａ：０～０．１０００％、

Ｓｎ：０～０．０５００％、

Ｓｂ：０～０．０５００％、

Ａｓ：０～０．０５００％、

Ｍｇ：０～０．０５００％、

Ｃａ：０～０．０５００％、

Ｙ：０～０．０５００％、

Ｚｒ：０～０．０５００％、

Ｌａ：０～０．０５００％、及び

Ｃｅ：０～０．０５００％

を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、

面積率で、

フェライト及びベイナイトの合計：１０．０～９０．０％、

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計：５．０～８０．０％、

並びに

パーライト及び残留オーステナイトの合計：０～１５．０％

を含有し、

フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が３．０以上であり、

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が５．０以下であることを特徴としている。

[0018] まず、本発明の実施形態に係る鋼板の化学成分を限定した理由について説明する。ここで成分についての「％」は質量％を意味する。

[0019] （Ｃ：０．０５～０．２０％）

Ｃは、安価に引張強度を増加させる元素であり、フェライト及びベイナイト、あるいはマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの方位集積度を制御するために極めて重要な因子である。０．０５％未満では、熱延巻取り時に残留オーステナイトを安定化させることができず、マルテンサイトの方位集積度をランダム化することができない。このため下限値を０．０５％以上とする。Ｃ含有量は０．０６％以上、０．０７％以上又は０．０８％以上であってもよい。また、Ｃ含有量が０．２０％超では、伸びの低下を招くだけでなく、フェライトの方位集積度が低下するため、張出成形性が劣化する。このため上限値を０．２０％以下とする。Ｃ含有量は０．１８％以下、０．１６％以下又は０．１５％以下であってもよい。

[0020] （Ｓｉ：０．０１～１．３０％）

Ｓｉは、脱酸剤として作用し、炭化物及び、熱処理後の残留オーステナイトの形態に影響を及ぼす元素である。また、耐摩耗性と張出成形性の両立には、鋼部品中に存在する炭化物の体積率を低減し、更に残留オーステナイトを活用して、高強度化を図ることが有効である。０．０１％未満では、炭化物の生成が抑制されず、多量の炭化物が鋼に存在するようになり、張出成形性は劣化する。このため下限値を０．０１％以上とする。Ｓｉ含有量は０．０５％以上、０．１０％以上又は０．３０％以上であってもよい。また、Ｓｉ含有量が１．３０％超では、鋼強度の増加とともに、部品の脆化を招き、張出成形性を低下させる。このため上限値を１．３０％以下とする。Ｓｉ含有量は１．２０％以下、１．１０％以下、１．００％以下又は０．９０％以

下であってもよい。

[0021] （Ｍｎ：１．００～３．００％）

Ｍｎは、鋼のフェライト変態に影響を与える因子であり、強度上昇に有効な元素である。１．００％未満では、冷延板焼鈍での冷却過程においてマルテンサイト変態を促すことができず、強度の低下を引き起こす。このため下限値を１．００％以上とする。Ｍｎ含有量は１．１０％以上、１．３０％以上又は１．５０％以上であってもよい。また、Ｍｎ含有量が３．００％超では、冷延板焼鈍におけるフェライト及びベイナイト変態を抑制するため、張出成形性の低下を引き起こす。このため上限値を３．００％以下とする。Ｍｎ含有量は２．８０％以下、２．５０％以下又は２．２０％以下であってもよい。

[0022] （Ｐ：０．０００１～０．０２００％）

Ｐは、フェライト粒界に強く偏析し粒界の脆化を促す元素である。少ないほど好ましい。０．０００１％未満では、高純度化するためには、精錬のために要する時間が多くなり、コストの大幅な増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とする。Ｐ含有量は０．０００５％以上、０．００１０％以上又は０．００２０％以上であってもよい。また、Ｐ含有量が０．０２００％超では、粒界脆化により張出成形性の低下を招く。このため上限値を０．０２００％以下とする。Ｐ含有量は０．０１８０％以下、０．０１５０％以下又は０．０１２０％以下であってもよい。

[0023] （Ｓ：０．０００１～０．０２００％）

Ｓは、鋼中でＭｎＳ等の非金属介在物を生成し、鋼材部品の延性の低下を招く元素であり、少ないほど好ましい。０．０００１％未満では、高純度化するためには、精錬のために要する時間が多くなり、コストの大幅な増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とする。Ｓ含有量は０．０００５％以上、０．００１０％以上又は０．００２０％以上であってもよい。また、Ｓ含有量が０．０２００％超では、冷間成形時に非金属介在物を起点とした割れの発生を招き、張出成形性が低下する。このため上限値を０．０２

００％以下とする。Ｓ含有量は０．０１８０％以下、０．０１５０％以下又は０．０１２０％以下であってもよい。

[0024]（ＡＩ：０．００１～１．０００％）

ＡＩは、鋼の脱酸剤として作用しフェライトを安定化する元素であり、必要に応じて添加される。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないこのため下限値を０．００１％以上とする。ＡＩ含有量は０．００５％以上、０．０１０％以上又は０．０２０％以上であってもよい。また、ＡＩ含有量が１．０００％超では、冷延板焼鈍において冷却過程でのフェライト変態及びベイナイト変態が過度に促進するため鋼板の強度が低下する。このため上限値を１．０００％以下とする。ＡＩ含有量は０．９５０％以下、０．９００％以下又は０．８００％以下であってもよい。

[0025]（Ｎ：０．０００１～０．０２００％）

Ｎは、鋼板中で粗大な窒化物を形成し、鋼板の加工性を低下させる元素である。また、Ｎは、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。０．０００１％未満では、製造コストの大幅な増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とする。Ｎ含有量は０．０００５％以上、０．００１０％以上又は０．００２０％以上であってもよい。また、Ｎ含有量が０．０２００％超では、張出成形性の低下や、ブローホールの発生が顕著となる。このため上限値を０．０２００％以下とする。Ｎ含有量は０．０１８０％以下、０．０１６０％以下又は０．０１２０％以下であってもよい。

[0026] 本発明の実施形態に係る鋼板の基本成分組成は上記のとおりである。さらに、当該鋼板は、必要に応じて以下の元素を含有していてもよい。当該鋼板は、残部のＦｅの一部に代えて以下の元素を含有していてもよい。

[0027]（Ｃｏ：０～０．５０００％）

Ｃｏは、炭化物の形態制御と強度の増加に有効な元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、添加効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｃｏ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。

また、Ｃｏ含有量が０．５０００％超では、微細なＣｏ炭化物が多数析出し、鋼材の強度上昇と延性の低下を招き、冷間加工性や張出成形性を低下させる場合がある。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｃｏ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0028] （Ｎｉ：０～０．５０００％）

Ｎｉは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に有効である。加えて、濡れ性の向上や合金化反応の促進をもたらすことから添加しても良い。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｎｉ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｎｉ含有量が０．５０００％超では、製造時及び熱延時の製造性に悪影響を及ぼすか又は張出成形性を低下させる場合がある。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｎｉ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0029] （Ｍｏ：０～０．５０００％）

Ｍｏは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。また、Ｍｏは、連続焼鈍設備又は連続溶融亜鉛めっき設備での熱処理時に生じるフェライト変態を抑制する効果を有する元素である。０．０００１％未満では、その効果は得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｍｏ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｍｏ含有量が０．５０００％超では、冷延板焼鈍において、フェライト及びベイナイト変態を抑制するとともに、マルテンサイト変態の促進を引き起こすため成形性、特には張出成形性が劣化する場合がある。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｍｏ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0030] （Ｃｒ：０～１．０００％）

Ｃｒは、Ｍｎと同様にパーライト変態を抑え、鋼の高強度化に有効な元素

であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、添加の効果を得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｃｒ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｃｒ含有量が１．０００００％超では、オーステナイトの安定性を著しく高め、冷延板焼鈍後に多量の残留オーステナイトが存在するため、張出成形性が劣化する場合がある。このため上限値を１．０００００％以下とする。Ｃｒ含有量は０．９０００％以下、０．８０００％以下又は０．７０００％以下であってもよい。

[0031] （Ｏ：０～０．０２００％）

Ｏは、酸化物を形成し、加工性を劣化させることから、添加量を抑える必要がある。特に、酸化物は介在物として存在する場合が多く、打抜き端面、あるいは、切断面に存在すると、端面に切り欠き状の傷や粗大なディンプルを形成することから、張出成形時や強加工時に、応力集中を招き、亀裂形成の起点となり大幅な加工性の劣化をもたらす。しかしながら、０．０００１％未満では、過度のコスト高を招き経済的に好ましくない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｏ含有量は０．０００５％以上、０．００１０％以上又は０．００２０％以上であってもよい。一方、Ｏ含有量が０．０２００％超では、上記加工性の劣化の傾向が顕著となる。このため上限値を０．０２００％以下とする。Ｏ含有量は０．０１８０％以下、０．０１５０％以下又は０．０１００％以下であってもよい。

[0032] （Ｔｉ：０～０．５０００％）

Ｔｉは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化及び再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｔｉ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｔｉ含有量が０．５０００％超では、炭窒化物の析出が多くなり成形性、特には張出成形性が劣化する場合がある。このため上限値を０．５０００％

以下とする。Ｔｉ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0033]（Ｂ：０～０．０１００％）

Ｂは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Ｂは、鋼の高強度化に有益な元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、添加による高強度化又は耐摩耗性の向上の効果が十分には得られない。更に、０．０００１％未満の同定には分析に細心の注意を払う必要があるとともに、分析装置によっては検出下限に至る。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｂ含有量は０．０００３％以上、０．０００５％以上又は０．００１０％以上であってもよい。また、Ｂ含有量が０．０１００％超では、鋼中に粗大なＢ酸化物の生成を招き、冷間成形時のボイドの発生起点となり、張出成形性は劣化する場合がある。このため上限値を０．０１００％以下とする。Ｂ含有量は０．００８０％以下、０．００６０％以下又は０．００５０％以下であってもよい。

[0034]（Ｎｂ：０～０．５０００％）

Ｎｂは、Ｔｉと同様に炭化物の形態制御に有効な元素であり、その添加により組織を微細化するため靭性の向上にも効果的な元素である。０．０００１％未満では、効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｎｂ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｎｂ含有量が０．５０００％超では、微細で硬質なＮｂ炭化物が多数析出し、鋼材の強度上昇とともに延性の顕著な劣化を招き、冷間加工性や張出成形性を低下させる場合がある。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｎｂ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0035]（Ｖ：０～０．５０００％）

Ｖは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による

細粒強化及び再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｖ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｖ含有量が０．５０００％超では、炭窒化物の析出が多くなり成形性、特には張出成形性が劣化する。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｖ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0036] （Ｃｕ：０～０．５０００％）

Ｃｕは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｃｕ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．０１００％以上であってもよい。また、Ｃｕ含有量が０．５０００％超では、熱間圧延中に鋼材が脆化し、熱間圧延が不可能となる。更に、鋼の強度が著しく高まり、張出成形性が劣化する場合がある。このため上限値を０．５０００％以下とする。Ｃｕ含有量は０．４５００％以下、０．４０００％以下又は０．３０００％以下であってもよい。

[0037] （Ｗ：０～０．１０００％）

Ｗは、鋼板の強度上昇に有効である上、Ｗを含有する析出物及び晶出物は水素トラップサイトとなるため非常に重要な元素である。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｗ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｗ含有量が０．１０００％超では、加工性、特には張出成形性が低下する場合がある。このため上限値を０．１０００％以下とする。Ｗ含有量は０．０８００％以下、０．０６００％以下又は０．０５００％以下であってもよい。

[0038] （Ｔａ：０～０．１０００％）

Ｔａは、Ｎｂ、Ｖ、Ｗと同様に、炭化物の形態制御と強度の増加に有効な

元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、添加効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｔａ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｔａ含有量が０．１０００％超では、微細なＴａ炭化物が多数析出し、鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、耐曲げ性や張出成形性を低下させる場合がある。このため上限値を０．１０００％以下とする。Ｔａ含有量は０．０８００％以下、０．０６００％以下又は０．０５００％以下であってもよい。

[0039] （Ｓｎ：０～０．０５００％）

Ｓｎは、原料としてスクラップを用いた場合に鋼中に含有される元素であり、少ないほど好ましい。０．０００１％未満では、精錬コストの増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｓｎ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｓｎ含有量が０．０５００％超では、フェライトの脆化による張出成形性の低下を引き起こす場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｓｎ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0040] （Ｓｂ：０～０．０５００％）

Ｓｂは、Ｓｎと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有される元素である。Ｓｂは、粒界に強く偏析し粒界の脆化及び延性の低下を招くため、少ないほど好ましく、０％であってもよい。０．０００１％未満では、精錬コストの増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｓｂ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｓｂ含有量が０．０５００％超では、張出成形性の低下を引き起こす場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｓｂ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0041] （Ａｓ：０～０．０５００％）

Ａｓは、Ｓｎ、Ｓｂと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有され、粒界に強く偏析する元素であり、少ないほど好ましい。０．０００１％未満では、精錬コストの増加を招く。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ａｓ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ａｓ含有量が０．０５００％超では、張出成形性の低下を招く。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ａｓ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0042] （Ｍｇ：０～０．０５００％）

Ｍｇは、微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、その効果は得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｍｇ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｍｇ含有量が０．０５００％超では、粗大な介在物の形成による張出成形性の低下を引き起こす場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｍｇ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0043] （Ｃａ：０～０．０５００％）

Ｃａは、脱酸元素として有用であるほか、硫化物の形態制御にも効果を奏する。０．０００１％未満では、効果が十分でない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｃａ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｃａ含有量が０．０５００％超では、加工性、特には張出成形性が劣化する場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｃａ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0044] （Ｙ：０～０．０５００％）

Ｙは、Ｍｇ、Ｃａと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、これらの効果が得

られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｙ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｙ含有量が０．０５００％超では、粗大なＹ酸化物が生成し、張出成形性が低下する場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｙ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0045]（Ｚｒ：０～０．０５００％）

Ｚｒは、Ｍｇ、Ｃａ、Ｙと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、これらの効果が得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｚｒ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｚｒ含有量が０．０５００％超では、粗大なＺｒ酸化物が生成し、張出成形性が低下する場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｚｒ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0046]（Ｌａ：０～０．０５００％）

Ｌａは、微量添加で硫化物の形態制御に有効な元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、その効果は得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｌａ含有量は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｌａ含有量が０．０５００％超では、Ｌａ酸化物が生成し、張出成形性の低下を招く場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｌａ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0047]（Ｃｅ：０～０．０５００％）

Ｃｅは、Ｌａと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて添加される。０．０００１％未満では、その効果は得られない。このため下限値を０．０００１％以上とすることが好ましい。Ｃｅ含有量

は０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。また、Ｃｅ含有量が０．０５００％超では、Ｃｅ酸化物が生成し、張出成形性の低下を招く場合がある。このため上限値を０．０５００％以下とする。Ｃｅ含有量は０．０４００％以下、０．０３００％以下又は０．０２００％以下であってもよい。

[0048] なお、本発明の実施形態に係る鋼板では、上記に述べた成分以外の残部はＦｅ及び不純物からなる。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であって、本発明の実施形態に係る鋼板に対して意図的に添加した成分でないもの（いわゆる不可避的不純物）を包含するものである。また、不純物とは、上で説明した成分以外の元素であって、当該元素特有の作用効果が本発明の実施形態に係る鋼板の特性に影響しないレベルで当該鋼板中に含まれる元素をも包含するものである。

[0049] 続いて、本発明の実施形態に係る鋼板の組織及び特性の特徴を述べる。

[0050] （フェライト及びベイナイトの合計：１０．０～９０．０％）

フェライト及びベイナイトの合計の面積率は、鋼の伸びに影響を与え、面積率の増加に伴い加工性が増加する。１０．０％未満では、製造において高度な制御を要するため、歩留りの低下を招き、さらには張出成形性が低下する場合がある。このため下限値を１０．０％以上とする。フェライト及びベイナイトの合計の面積率は２０．０％以上、３０．０％以上又は３５．０％以上であってもよい。また、９０％超では、強度の低下を招く場合がある。このため上限値を９０．０％以下とする。フェライト及びベイナイトの合計の面積率は８５．０％以下、８０．０％以下又は７５．０％以下であってもよい。

[0051] （マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計：５．０～８０．０％）

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計の面積率は、鋼の強度に影響を与え、面積率が大きいほど引張強度が増加する。５．０％未満では、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの面積率が足りず、目標とする引

張強度５５０ＭＰａ以上を達成することができない場合がある。このため下限値を５．０％以上とする。マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計の面積率は１０．０％以上、１５．０％以上又は２０．０％以上であってもよい。また、８０．０％超では、引張強度が１１００ＭＰａを超えて強度延性バランスの低下や張出成形性の低下を招く場合がある。このため上限値を８０．０％以下とする。マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計の面積率は７０．０％以下、６０．０％以下又は５５．０％以下であってもよい。

[0052]（パーライト及び残留オーステナイトの合計：０～１５．０％）

残部のパーライト及び残留オーステナイトは鋼の局部延性を劣化させる組織因子であり、少ない程好ましい。パーライト及び残留オーステナイトの合計の面積率は０％であってもよいが、１．０％未満では、製造において高度な制御を要する場合がある。歩留りの低下を抑える観点からは、パーライト及び残留オーステナイトの合計面積率を１．０％以上としてもよい。パーライト及び残留オーステナイトの合計の面積率は２．０％以上、３．０％以上又は５．０％以上であってもよい。また、１５．０％超では、張出成形性の低下を招く場合がある。このため上限値を１５．０％以下とする。パーライト及び残留オーステナイトの合計の面積率は１３．０％以下、１１．０％以上又は９．０％以上であってもよい。

[0053]（フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度：３．０以上）

フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度は、鋼の等方的な変形、即ち張出成形性に影響を与える因子であり、この集積度が大きいほど張出成形性に優れる。３．０未満では、良好な張出成形性を得ることができない。このため下限値を３．０以上とする。好ましくは４．０以上又は５．０以上である。この集積度の上限値は、特に限定されないが、１０．０以下、８．０以下又は７．０以下であってもよい。

[0054]（マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度：５．０以下）

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトを合計した際の（２５２）＜２－１１＞方位の集積度は、鋼の等法的な変形を妨げる、即ち張出成形性に影響を与える因子であり、この集積度が小さいほど張出成形性は優れる。５．０超では、張出成形性は劣化する。このため上限値を５．０以下とする。好ましくは４．０以下又は３．０以下である。この集積度の下限値は、特に限定されないが、０．１以上、０．２以上又は０．３以上であってもよい。

[0055]（板厚）

鋼板の板厚は成形後の鋼部材の剛性に影響を与える因子であり、板厚が大きいほど部材の剛性は高くなる。板厚が０．２ｍｍ未満では剛性の低下を招くとともに、鋼材内部に存在する不可避的な非鉄介在物の影響を受けて張出成形性が低下するため、０．２ｍｍ以上の板厚が好ましい。なお、板厚が３．０ｍｍを超えると張出成形時の成形荷重が増加し、金型の損耗や生産性の低下を招くため、３．０ｍｍ以下の板厚が好ましい。

[0056] 次に、上記で規定する組織の観察及び測定方法を述べる。

[0057]（フェライト及びベイナイトの合計の面積率の評価方法）

フェライト及びベイナイトの面積率は、電界放出型走査電子顕微鏡（ＦＥ－ＳＥＭ：Ｆｉｅｌｄ Ｅｍｉｓｓｉｏｎ－Ｓｃａｎｎｉｎｇ Ｅｌｅｃｔｒｏｎ Ｍｉｃｒｏｓｃｏｐｅ）を用いた電子チャンネリングコントラスト像により、板厚の１／４位置を中心とする１／８～３／８厚の範囲を観察することにより、求める。電子チャンネリングコントラスト像は、結晶粒内の結晶方位差を像のコントラストの差として検出する手法であり、当該像において、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトではなく、フェライトであると判断される組織において均一なコントラストで写る部分がポリゴナルフェライトである。また、ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径２０ｎｍ以上の鉄系炭化物を含まないもの、又は、内部に長径２０ｎｍ以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が、単一のバリアント、即ち、同一方向に伸張した鉄系炭化物群に属するものである。ここで、同一方向に伸長した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸長方向の差

異が５°以内であるものをいう。ベイナイトは、方位差１５°以上の粒界によって囲まれたベイナイトを１個のベイナイト粒として数える。３５×２５μｍの電子チャネリングコントラスト像８視野を、画像解析の方法で、各視野でのフェライト及びベイナイトの合計の面積率を算出し、その平均値をフェライト及びベイナイトの合計の面積率とする。

[0058]（マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計の面積率の評価方法）

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトも前述の電子チャンネリングコントラストで撮影した画像から合計の面積率を求める。これらの組織はフェライトよりもエッチングされにくいため、組織観察面上では凸部として存在する。なお、焼戻しマルテンサイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径２０ｎｍ以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が複数のバリアント、即ち、異なる方向に伸長した複数の鉄系炭化物群に属するものである。また、残留オーステナイトも組織観察面上では凸部で存在する。このため、上記の手順で求めた凸部の面積率を、後述の手順で測定する残留オーステナイトの面積率で引くことにより、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計の面積率を正しく測定することが可能となる。

[0059]（パーライト及び残留オーステナイトの合計の面積率の評価方法）

残留オーステナイトの面積率は、Ｘ線を用いた測定により算出することができる。すなわち、試料の板面から板厚方向に深さ１／４位置までを機械研磨及び化学研磨により除去する。そして、研磨後の試料に対して特性Ｘ線としてＭｏＫα線を用いて得られた、ｂｃｃ相の（２００）、（２１１）及びｆｃｃ相の（２００）、（２２０）、（３１１）の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出し、これを、残留オーステナイトの面積率とする。また、パーライトは前述の電子チャンネリングコントラストで撮影した画像から面積率を求める。パーライトは板状の炭化物とフェライトが並んだ組織である。

[0060]（フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度の評価方法）

フェライトの方位集積度は、ＥＢＳＤ（Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　Ｂａｃｋ　Ｓ

ｃａｔｔｅｒｉｎｇ　Ｄｉｆｆｒａｃｔｉｏｎ）装置を用いて測定する。また、ＥＢＳＰ（電子後方散乱パターン：Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　Ｂａｃｋ　Ｓｃａｔｔｅｒｉｎｇ　Ｐａｔｔｅｒｎ）法、またはＥＣＰ（Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　Ｃｈａｎｎｅｌｉｎｇ　Ｐａｔｔｅｒｎ）法のいずれでも測定が可能である。｛１１０｝極点図に基づきベクトル法により計算した３次元集合組織や、｛１１０｝、｛１００｝、｛２１１｝、｛３１０｝の極点図のうち、複数の極点図（好ましくは３つ以上）を用いて級数展開法で計算した３次元集合組織から求めればよい。なお、ＥＢＳＤによる測定では、前述の電子線チャンネリングコントラストと同じ位置の結晶方位データをＳＴＥＰ間隔を０．０５μｍに設定して取得する。この手順で取得した８視野分のデータにおいてフェライトに対応する結晶方位データから、（１１１）＜１１２＞方位の集積度を求める。

[0061] （マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトを合計した際の（２５２）＜２－１１＞方位の集積度の評価方法）

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの方位集積度もＥＢＳＤにより求める。フェライトの方位集積度の評価方法のために採取した結晶方位データは、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの結晶方位データも含む。フェライトの場合と同じく、電子チャンネリングコントラスト像において、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの結晶方位データから（２５２）＜２－１１＞方位の集積度を求める。

[0062] （機械特性）

本発明の実施形態に係る鋼板によれば、高い引張強度及び高い強度延性バランス、具体的には５５０～１１００ＭＰａの引張強度及び１０．０％以上の全伸びを達成しつつ、張出成形性を向上させることが可能である。引張強度は好ましくは７００ＭＰａ以上であり、より好ましくは８００ＭＰａ以上である。

[0063] ＜鋼板の製造方法＞

本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は上述した成分範囲の材料を用い

て、熱間圧延と冷延及び焼鈍条件の一貫した管理を特徴としている。以下、鋼板の製造方法の一例について説明するが、本発明に係る鋼板の製造方法は以下の形態に限定されるものではない。

本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は、鋼板に関して上で説明した化学組成と同じ化学組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼片を形成する鋳造工程であって、連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において５～４０％の圧下を施す鋳造工程、

前記鋼片を熱間圧延することを含み、前記熱間圧延の仕上げ温度が６５０～９５０℃である熱間圧延工程、

得られた熱延鋼板を４００～７００℃の巻取り温度で巻き取る工程、

巻き取った熱延鋼板を室温まで冷却せずにそのまま巻取り開始温度＋２０℃～１００℃の温度域に５～３００分間保持する工程、

前記熱延鋼板を１０．０～９０．０％の圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程、及び

得られた冷延鋼板を７００～９００℃の温度範囲で焼鈍する焼鈍工程

を含むことを特徴としている。以下、各工程について詳しく説明する。

[0064]（鋳造工程）

本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法では、まず、鋼板に関して上で説明した化学組成と同じ化学組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼片が形成され、次いで連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において５～４０％の圧下を施し、８００℃以上１２００℃未満において鋼片のミクロ偏析の濃化部の均一性を高める（具体的には、元素濃化部を鋼材内に細かく分散させて、元素濃化部の濃度差を小さくする）ことができる。５％未満の圧下率では、偏析が解消せず、フェライト及びベイナイトの方位集積度の低下及び張出成形性の低下を引き起こす。鋼片における元素濃化部の均一性を高める（例えばＭｎ濃化部の均一性を高める）ことで、冷延焼鈍後に元素濃化部における未再結晶フェライトの残存を抑制してフェライトの（１１１）面に方位を集積させ、張出成形部が等方的に広がり易くなる

。また、後述の巻き取り後の保持工程において熱延板中にオーステナイトを生成させ易くなる。このため圧下率の下限値を５％以上とし、６％以上、８％以上又は１０％以上であってもよい。また、４０％超では、設備の大型化が必要となり、多額の設備投資と高コスト化を招く。更に、凝固組織の成長方向を揃えるようになるため、この凝固組織の集合組織の影響を受け、冷延板焼鈍後におけるフェライト及びベイナイトの方位集積度が低下し、張出成形性が劣化する。このため上限値を４０％以下とし、３８％以下、３５％以下又は３０％以下であってもよい。

[0065]（熱間圧延工程）

本方法では、鋳造された鋼片は、次に熱間圧延工程に供され、当該熱間圧延工程は、鋳造された鋼片を直接又は一旦冷却した後、再加熱して熱間圧延することにより実施することができる。再加熱を行う場合には、鋼片の加熱温度は、一般的には１１００℃以上であり、上限値は特に規定しないが、例えば１２５０℃以下であってもよい。

[0066]（粗圧延）

本方法では、例えば、鋳造された鋼片に対し、板厚調整等のために、任意選択で仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。このような粗圧延は、所望のシートバー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定されない。

[0067]（仕上げ圧延）

得られた鋼片又はそれに加えて必要に応じて粗圧延された鋼片は、次に仕上げ圧延を施され、その際の仕上げ温度（熱間圧延の仕上げ温度）は６５０～９５０℃の範囲に制御される。熱間圧延の仕上げ温度は、旧オーステナイト粒径の集合組織の制御に効果を与える因子である。６５０℃未満では、オーステナイトの圧延集合組織が発達し、鋼材特性の異方性の発生を招く。このため下限値を６５０℃以上とし、６８０℃以上又は７００℃以上であってもよい。また、９５０℃超では、圧延前に素材が高温で保持されることにより、オーステナイトの異常粒成長が起こり、集合組織の等方化を図ることが難しくなる。このため上限値を９５０℃以下とし、９３０℃以下又は９００

℃以下であってもよい。

[0068]（巻取工程）

熱間圧延工程の後、得られた熱延鋼板は、次の巻取工程において４００～７００℃の巻取り温度で巻き取られる。巻取り温度は、熱延板の組織変化においてオーステナイトから変態するフェライト及びベイナイトの制御に重要な因子である。４００℃未満では、後述する巻取り後の昇温処理を与えたとしても、熱延板において巻取り後に存在するオーステナイトを、ベイナイトに変態させることができず、目的とする熱延組織を得ることができない。また、これにより、張出成形性も劣化する。このため下限値を４００℃以上とし、４２０℃以上又は４５０℃以上であってもよい。また、７００℃超では、熱延板の巻取り時においてオーステナイトからフェライト変態が過度に促され、炭素がオーステナイト中に濃化し、後述する巻取り後の昇温処理を与ると、パーライト変態が進むため、目的とする熱延組織を得ることができなくなる。このため上限値を７００℃以下とし、６８０℃以下又は６５０℃以下であってもよい。

[0069]（保持工程）

次に、巻き取った熱延鋼板は、室温まで冷却せずにそのまま巻取り開始温度＋２０℃～１００℃の温度域において５～３００分間にわたり保持される。巻取り開始温度＋２０℃～１００℃の温度における昇温及び保持は本発明において極めて重要な制御因子である。熱間仕上げ圧延後、巻取り温度まで冷却及び冷却停止する際に、フェライトあるいはベイナイト変態が進み炭素が残部オーステナイトに濃化していく。この反応は熱延板をコイル状に巻き取った後も進行し、一旦フェライトあるいはベイナイト変態後に昇温させることにより、熱延板組織におけるオーステナイト／Ｂ．Ｃ．Ｃ．界面のオーステナイト側にあるＭｎ濃化が減少するため、オーステナイト／Ｂ．Ｃ．Ｃ．界面の移動が可能になり、最終的に室温でも安定な残留オーステナイトが熱延板の状態で得られる。上述の通り、本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法においては、鋳造工程における鋼片の圧下条件を制御することで、鋼片

における元素濃化部の均一性を高めている。これと保持工程における温度保持条件とを組み合わせることで、熱延板中にオーステナイトをより適切に生成・残留させることができる。熱延板の状態で安定化した残留オーステナイトは冷延後にも存在する。この熱延板での熱処理に起因する残留オーステナイトと冷延焼鈍時にフェライトの集合組織からＫ－Ｓ関係で生じるオーステナイトが交じり、冷延板焼鈍におけるオーステナイトの集合組織がランダム化することで、最終製品のマルテンサイトにおける（２５２）＜２－１１＞方位の集積度を低下させることが可能となる。保持温度を巻き取り開始温度＋２０℃以上とすることで、未変態のオーステナイトからベイナイトへの変態における界面の移動及びベイナイト組織の成長を促すとともに、残部オーステナイトへの炭素の濃化を促進することができる。また、保持温度を巻き取り開始温度＋１００℃以下とすることで、内部酸化を抑制することができる。５分未満の保持では、ベイナイト変態の進行によるオーステナイトの安定化が不十分であり、本発明の効果を得ることができない。このため下限値を５分以上とし、１５分以上又は３０分以上であってもよい。また、３００分超では、鋼帯表面から内部に酸素が供給され、熱延板に内部酸化物を形成する。内部酸化物とは、粒界に沿った酸化物であり、冷延焼鈍後に残存すると亀裂の起点となり張出成形性の低下を招く。このため上限値を３００分以下とし、２５０分以下又は２００分以下であってもよい。

[0070] （冷間圧延及び焼鈍工程）

最後に、得られた熱延鋼板は、必要に応じて酸洗等を行った後、１０．０～９０．０％の圧下率での冷間圧延及び７００～９００℃での焼鈍を施され、本発明の実施形態に係る鋼板が得られる。本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法においては、上述した鋳造工程及び保持工程において生成した熱延板中の残留オーステナイトと、冷延焼鈍により新たに生成したオーステナイトとが、冷延焼鈍後にともに残ることとなる。すなわち、方位の異なるオーステナイトが混在して残ることとなる。このように、鋳造工程における圧下条件と、巻き取り時の温度保持条件と、冷延焼鈍条件とを組み合わせて、方

位の異なるオーステナイトを混在させることで、最終的に得られる鋼板におけるマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度をより適切且つ容易に低下させることができる。以下、冷間圧延、焼鈍及びめっき処理の好ましい実施形態について詳しく説明する。下記の記載は、冷間圧延、焼鈍及びめっき処理の好ましい実施形態の単なる例示であって、鋼板の製造方法を何ら限定するものではない。

[0071]（酸洗）

まず、冷間圧延の前に、巻取った熱延鋼板を巻き戻し、酸洗に供する。酸洗を行うことで、熱延鋼板の表面の酸化スケールを除去して、冷延鋼板の化成処理性や、めっき性の向上を図ることができる。酸洗は、一回でもよいし、複数回に分けて行ってもよい。

[0072]（冷間圧下率）

冷間圧下率は、冷延焼鈍時のフェライトの再結晶挙動に影響を与える。また、熱延板において存在する残留オーステナイトの結晶方位を冷間圧延により回転させ、冷延焼鈍で生成するオーステナイトの結晶方位をランダム化させる効果を持つ。１０．０％未満では、フェライトの方位集積度が低下し、張出成形性が劣化する。このため下限値を１０．０％以上とし、１５．０％以上であってもよい。また、９０．０％超では、フェライトの再結晶が容易になるものの、熱延板で生じさせたオーステナイトが加工誘起変態を生じ、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの方位集積度が高まるため、張出成形性が劣化する。このため上限値を９０．０％以下とし、７５．０％以下であってもよい。

[0073]（冷延板焼鈍）

（加熱速度）

冷延鋼板が連続焼鈍ラインやめっきラインを通板する場合における加熱速度は、特に制約されないが、０．５℃／秒未満の加熱速度では、生産性が大きく損なわれる場合があるため、好ましくは０．５℃／秒以上とする。一方、１００℃／秒を超える加熱速度とすると、過度の設備投資を招くため、好

ましくは１００℃／秒以下とする。

[0074]（焼鈍温度）

焼鈍温度は、フェライトの再結晶挙動に影響を与える因子である。また、オーステナイトの生成挙動にも影響を与え、鋼の強度延性バランスの制御において極めて重要な制御因子でもある。７００℃未満では、オーステナイトの生成量が少なく、冷延焼鈍の保持後においても未溶解の炭化物が存在する。また、未溶解炭化物の存在によってオーステナイトからパーライトへの変態は促されるため、冷延焼鈍後の組織においてマルテンサイトの組織割合の低下とパーライトの組織割合の増加を招く。加えて未再結晶のフェライトも残るため、張出成形性が劣化する。このため下限値を７００℃以上とし、７５０℃以上であってもよい。また、９００℃超では、焼鈍での恒温保持中に生じるオーステナイトの量が増えるため、冷延焼鈍後の組織においてフェライト及びベイナイトの方位集積度が低下し、張出成形性が劣化する。このため上限値を９００℃以下とし、８５０℃以下であってもよい。

[0075]（保持時間）

鋼板を、連続焼鈍ラインに供し、焼鈍温度に加熱して焼鈍を施す。この際、保持時間は１０～６００秒であることが好ましい。保持時間が１０秒未満であると焼鈍温度でのオーステナイトの分率が不十分であったり、焼鈍前までに存在していた炭化物の溶解が不十分となったりして、所定の組織及び特性が得られなくなるおそれがある。保持時間が６００秒超となっても特性上は問題ないが、設備のライン長が長くなるので、６００秒程度が実質的な上限となる。

[0076]（平均冷却速度）

上記焼鈍後の冷却では、７５０℃から５５０℃まで平均冷却速度１００．０℃／秒以下で冷却することが好ましい。平均冷却速度の下限値は、特に限定されないが、例えば２．５℃／秒であってよい。平均冷却速度の下限値を２．５℃／秒とする理由は、母材鋼板でフェライト変態が生じ、母材鋼板が軟化することを抑制するためである。２．５℃／秒より平均冷却速度が遅い

場合、強度が低下する場合がある。より好ましくは５．０℃／秒以上、さらに好ましくは１０．０℃／秒以上、さらに好ましくは２０．０℃／秒以上である。７５０℃超ではフェライト変態が生じにくいため、冷却速度は制限しない。５５０℃未満の温度では、低温変態組織が得られるため、冷却速度を制限しない。１００．０℃／秒より速い速度で冷却すると表層にも低温変態組織が生じ、硬さのばらつきの原因となるため、好ましくは１００．０℃／秒以下で冷却する。さらに好ましくは８０．０℃／秒以下である。さらに好ましくは６０．０℃／秒以下である。

[0077]（冷却停止温度）

上記の冷却は、２５℃～５５０℃の温度で停止し（冷却停止温度）、続いて、この冷却停止温度がめっき浴温度－４０℃未満であった場合には３５０℃～５５０℃の温度域に再加熱して滞留させてもよい。上述の温度範囲で冷却を行うと冷却中に未変態のオーステナイトからマルテンサイトが生成する。その後、再加熱を行うことで、マルテンサイトは焼き戻され、硬質相内での炭化物析出や転位の回復・再配列が起こり、耐水素脆性が改善する。冷却停止温度の下限を２５℃としたのは、過度の冷却は大幅な設備投資を必要とするばかりでなく、その効果が飽和するためである。

[0078]（滞留温度）

再加熱後かつめっき浴浸漬前に、３５０～５５０℃の温度域で鋼板を滞留させても良い。この温度域での滞留は、マルテンサイトの焼き戻しに寄与するばかりでなく、板の幅方向の温度ムラをなくし、めっき後の外観を向上させる。なお、冷却停止温度が３５０℃～５５０℃であった場合には、再加熱を行わずに滞留を行えばよい。

[0079]（滞留時間）

滞留を行う時間は、その効果を得るために１０秒以上６００秒以下とすることが望ましい。

[0080]（焼戻し）

一連の焼鈍工程において、冷延板又は冷延板にめっき処理を施した鋼板を

、室温まで冷却した後、あるいは、室温まで冷却する途中（ただしマルテンサイト変態開始温度（Ｍｓ）以下）において再加熱を開始し、１５０℃以上４００℃以下の温度域で２秒以上保持しても良い。この工程によれば、再加熱後の冷却中に生成したマルテンサイトを焼戻して、焼戻しマルテンサイトとすることにより、耐水素脆性を改善することができる。焼戻し工程を行う場合、保持温度が１５０℃未満又は保持時間が２秒未満では、マルテンサイトが十分に焼き戻されず、ミクロ組織及び機械特性において満足のいく変化をもたらすことができない場合がある。一方、保持温度が４００℃を超えると、焼戻しマルテンサイト中の転位密度が低下してしまい、引張強度の低下を招く場合がある。そのため、焼戻しを行う場合には、１５０℃以上４００℃以下の温度域で２秒以上保持することが好ましい。焼戻しは、連続焼鈍設備内で行っても良いし、連続焼鈍後にオフラインで、別設備で実施しても構わない。この際、焼戻し時間は、焼戻し温度により異なる。すなわち、低温ほど長時間となり、高温ほど短時間となる。

[0081]（めっき）

焼鈍工程中又は焼鈍工程後の冷延鋼板に対して、必要に応じて、（亜鉛めっき浴温度－４０）℃～（亜鉛めっき浴温度＋５０）℃に加熱又は冷却して、溶融亜鉛めっきを施してもよい。溶融亜鉛めっき工程によって、冷延鋼板の少なくとも一方の表面、好ましくは両方の表面には、溶融亜鉛めっき層が形成される。この場合、冷延鋼板の耐食性が向上するので好ましい。溶融亜鉛めっきを施しても、冷延鋼板の耐水素脆性を十分に維持することができる。

[0082] めっき処理は、「脱脂酸洗後、非酸化雰囲気にて加熱し、H_2及びN_2を含む還元雰囲気にて焼鈍後、めっき浴温度近傍まで冷却し、めっき浴に浸漬する」というゼンジマー法、「焼鈍時の雰囲気を調節し、最初、鋼板表面を酸化させた後、その後還元することによりめっき前の清浄化を行った後にめっき浴に浸漬する」という全還元炉方式、あるいは、「鋼板を脱脂酸洗した後、塩化アンモニウムなどを用いてフラックス処理を行って、めっき浴に浸漬す

る」というフラックス法等があるが、いずれの条件で処理を行ったとしても本発明の効果は発揮できる。

[0083]（めっき浴の温度）

めっき浴温度は４５０～４９０℃であることが好ましい。めっき浴温度が４５０℃未満であると、めっき浴の粘度が過大に上昇し、めっき層の厚さの制御が困難となり、溶融亜鉛めっき鋼板の外観が損なわれるおそれがある。一方、めっき浴温度が４９０℃を超えると、多量のヒュームが発生し、安全なめっき操業が困難となるおそれがある。めっき浴温度は４５５℃以上であるのがより好ましく、４８０℃以下であるのがより好ましい。

[0084]（めっき浴の組成）

めっき浴の組成は、Ｚｎを主体とし、有効ＡｌＩ量（めっき浴中の全ＡｌＩ量から全Ｆｅ量を引いた値）が０．０５０～０．２５０質量％であることが好ましい。めっき浴中の有効ＡｌＩ量が０．０５０質量％未満であると、めっき層中へのＦｅの侵入が過度に進み、めっき密着性が低下するおそれがある。一方、めっき浴中の有効ＡｌＩ量が０．２５０質量％を超えると、鋼板とめっき層との境界に、Ｆｅ原子及びＺｎ原子の移動を阻害するＡｌＩ系酸化物が生成し、めっき密着性が低下するおそれがある。めっき浴中の有効ＡｌＩ量は０．０６５質量％以上であるのがより好ましく、０．１８０質量％以下であるのがより好ましい。

[0085]（めっき浴への侵入時の鋼板温度）

めっき浴浸漬板温度（溶融亜鉛めっき浴に浸漬する際の鋼板の温度）は、溶融亜鉛めっき浴温度より４０℃低い温度（溶融亜鉛めっき浴温度－４０℃）から溶融亜鉛めっき浴温度より５０℃高い温度（溶融亜鉛めっき浴温度＋５０℃）までの温度範囲が好ましい。めっき浴浸漬板温度が溶融亜鉛めっき浴温度－４０℃を下回ると、めっき浴浸漬時の抜熱が大きく、溶融亜鉛の一部が凝固してしまいめっき外観を劣化させる場合があるため望ましくない。浸漬前の板温度が溶融亜鉛めっき浴温度－４０℃を下回っていた場合、任意の方法でめっき浴浸漬前にさらに加熱を行い、板温度を溶融亜鉛めっき浴温

度－４０℃以上に制御してからめっき浴に浸漬させても良い。また、めっき浴浸漬板温度が溶融亜鉛めっき浴温度＋５０℃を超えると、めっき浴温度上昇に伴う操業上の問題を誘発する。

[0086] （めっきプレ処理）

めっき密着性をさらに向上させるために、連続溶融亜鉛めっきラインにおける焼鈍前に、母材鋼板に、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｃｏ、Ｆｅの単独あるいは複数から成るめっきを施しても良い。

[0087] （めっき後処理）

溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面に、塗装性、溶接性を改善する目的で、上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施すこともできる。

[0088] （スキンパス圧延）

さらに、鋼板形状の矯正や可動転位導入により延性の向上を図ることを目的として、スキンパス圧延を施してもよい。熱処理後のスキンパス圧延の圧下率は、０．１～１．５％の範囲が好ましい。０．１％未満では効果が小さく、制御も困難であることから、０．１％を下限とする。１．５％を超えると生産性が著しく低下するので１．５％を上限とする。スキンパスは、インラインで行っても良いし、オフラインで行っても良い。また、一度に目的の圧下率のスキンパスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。

[0089] 上記の製造方法によれば、本発明に係る鋼板を得ることができる。尚、上記においては、鋳造工程における圧下率を５％以上とすることで鋼片のミクロ偏析の濃化部の均一性を高める形態について説明したが、例えば、鋳造工程における鋼片の温度制御によってミクロ偏析の濃化部の均一性を高めることもあり得る。

[0090] 以下に本発明に係る実施例を示す。本発明はこの一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明要旨を逸脱せず、本発明目的を達する限りにおいては、種々の条件を採用可能とするものである。

[0091] ［例１］

表１に示す化学組成を有する鋼を溶製して鋼片を連続鋳造し、連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において６％の圧下を施し、ミクロ偏析の濃化部の均一性を高めた（元素濃化部の濃度差を小さくした）鋼片を製造した。この鋼片を１２２０℃に加熱した炉内に挿入し、６０分間保持する均一化処理を与えた後に大気中に取出し、熱間圧延して板厚２．８ｍｍの鋼板を得た。熱間圧延における仕上げ圧延の終了温度（仕上げ温度）は９２０℃であり、仕上げ圧延完了後、１．５秒経過後に水冷にて冷却を与え、２８℃／秒の速度で６１０℃の巻取り温度まで冷却して、６６０℃で１時間保持する複熱処理を鋼板に与えた。続いて、この熱延鋼板の酸化スケールを酸洗により除去し、圧下率５０．０％の冷間圧延を施し、板厚を１．４ｍｍに仕上げた。さらに、この冷延鋼板を７９０℃まで８．０℃／秒の速度で加熱し、７９０℃で１０５秒間保持した後に、４．０℃／秒の平均冷却速度で４８０℃まで冷却し、続いて、４６０℃で１２秒間保持する冷延板焼鈍を施した。さらに、この冷延板焼鈍後の板に、鋼帯の伸び率が０．３％のスキンパス圧延を施した。表２は上記の加工熱処理を与えた鋼板の特性の評価結果である。なお、表１に示す成分以外の残部はＦｅ及び不純物である。また、製造した鋼板から採取した試料を分析した化学組成は、表１に示す鋼の化学組成と同等であった。

[0092] （引張特性の評価方法）

引張試験はＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に準拠し、試験片の長手方向が鋼帯の圧延直角方向と平行になる向きからＪＩＳ５号試験片を採取して行い、引張強度（ＴＳ）及び全伸び（ＥＩ）を測定した。

[0093] （張出成形性の評価方法）

張出成形性は、次の球頭張出し試験を行い評価した。

・サンプル引き抜き巾：２００×２００ｍｍ

・金型：半径６０ｍｍの球頭のポンチ、ビード付きダイス

・押しつけ荷重：６０ｔ

・張り出し速度：３０ｍｍ／分

・塗油：防錆油塗布

上記条件で２５ｍｍの高さまで張出し加工を施した鋼板において、球頭ポンチの中心軸から２５ｍｍ離れた位置で、球面に張出した鋼板における外側表面の張出し高さをレーザーあるいはＬＥＤによる非接触式の変位計で円周形状に沿って測定し、最大張出し高さと最少張出し高さの差が３ｍｍ以下であった場合に合格（〇）とし、高さの差が３ｍｍを超えた場合は不合格（×）とした。

[0094] 引張強度が５５０～１１００ＭＰａであり、張出成形性の評価が〇である場合を高強度でかつ張出成形性に優れた鋼板として評価した。

[0095]

[表1-1]

表1－1

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti	B	Nb
A	0.10	0.23	2.73	0.0012	0.0010	0.104	0.0164	0.0380	0.0404	0.4190	0.1036	0.0042	0.0274	0.0011	0.0265
B	0.16	1.11	2.14	0.0015	0.0033	0.072	0.0014	0.0417	0.1149	0.3876	0.0467	0.0079	0.3734	0.0009	0.4319
C	0.15	0.50	2.01	0.0030	0.0172	0.121	0.0018	0.0456	0.4100	0.0412	0.7489	0.0023	0.0450	0.0012	0.0651
D	0.13	0.72	2.31	0.0163	0.0020	0.041	0.0011	0.0493	0.0543	0.0460	0.1023	0.0009	0.4233	0.0009	0.3895
E	0.08	0.45	2.01	0.0091	0.0032	0.032	0.0029	–	–	–	–	–	–	–	–
F	0.11	0.10	1.39	0.0021	0.0021	0.078	0.0015	0.0496	0.0236	0.0592	0.0804	0.0017	0.0795	0.0075	0.3169
G	0.09	0.45	2.58	0.0103	0.0038	0.021	0.0023	–	–	–	–	–	–	–	–
H	0.19	0.59	1.87	0.0125	0.0019	0.076	0.0014	0.0708	0.0334	0.3107	0.0420	0.0020	0.0489	0.0061	0.2022
I	0.13	0.38	1.90	0.0020	0.0129	0.141	0.0012	0.3751	0.0333	0.0393	0.2383	0.0012	0.0901	0.0009	0.1212
J	0.18	0.36	2.51	0.0025	0.0020	0.086	0.0074	0.0542	0.0876	0.0391	0.1055	0.0169	0.3238	0.0041	0.0356
K	0.12	0.78	1.38	0.0013	0.0030	0.060	0.0015	–	–	–	–	–	–	–	–
L	0.19	0.81	2.80	0.0011	0.0019	0.127	0.0031	–	–	–	–	–	–	–	–
M	0.06	0.95	1.66	0.0034	0.0153	0.769	0.0016	0.3032	0.0235	0.0232	0.1936	0.0025	0.0671	0.0010	0.0377
N	0.07	0.11	2.24	0.0118	0.0043	0.613	0.0041	–	–	–	–	–	–	–	–
O	0.14	1.15	1.04	0.0009	0.0074	0.250	0.0046	0.1116	0.2078	0.1238	0.1324	0.0126	0.0531	0.0082	0.0702
P	0.07	1.07	2.38	0.0017	0.0015	0.813	0.0018	0.1800	0.0794	0.2034	0.0962	0.0034	0.0307	0.0011	0.0408
Q	0.09	1.23	1.71	0.0152	0.0053	0.098	0.0155	–	–	–	–	–	–	–	–
R	0.17	0.09	2.92	0.0014	0.0009	0.610	0.0020	0.4155	0.0440	0.0852	0.6283	0.0017	0.0482	0.0007	0.0394
S	**0.04**	0.33	1.09	0.0016	0.0021	0.087	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–
T	**0.21**	0.63	2.90	0.0040	0.0023	0.054	0.0164	–	–	–	–	–	–	–	–
U	0.13	**1.35**	2.57	0.0034	0.0137	0.056	0.0173	–	–	–	–	–	–	–	–
V	0.09	1.07	**0.93**	0.0039	0.0144	0.061	0.0014	–	–	–	–	–	–	–	–
W	0.11	0.26	**3.06**	0.0163	0.0024	0.116	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–
X	0.13	0.15	1.16	**0.0206**	0.0016	0.777	0.0008	–	–	–	–	–	–	–	–

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0096] [表1-2]

表1－2

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti	B	Nb
Y	0.10	0.22	1.54	0.0012	0.0205	0.144	0.0020	0.3324	0.0506	0.1718	0.6617	0.0030	0.3446	0.0010	0.0503
Z	0.12	0.21	2.69	0.0020	0.0091	1.038	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	0.06	0.69	1.80	0.0134	0.0053	0.052	0.0207	0.0402	0.0386	0.0615	0.0687	0.0010	0.4016	0.0016	0.0262
AB	0.14	0.69	1.36	0.0018	0.0014	0.106	0.0013	0.5102	0.1532	0.1044	0.8161	0.0019	0.0692	0.0024	0.0214
AC	0.18	0.84	1.89	0.0027	0.0073	0.301	0.0012	0.3917	0.5168	0.0595	0.0457	0.0018	0.1047	0.0007	0.0424
AD	0.16	1.14	2.19	0.0153	0.0010	0.116	0.0024	0.0518	0.0906	0.5153	0.3512	0.0016	0.0359	0.0012	0.0276
AE	0.11	0.40	2.86	0.0140	0.0031	0.836	0.0165	0.3616	0.0627	0.0223	1.0306	0.0042	0.0454	0.0011	0.0511
AF	0.06	0.89	2.87	0.0017	0.0016	0.166	0.0028	0.3095	0.0520	0.0345	0.1101	0.0206	0.0437	0.0012	0.0488
AG	0.13	0.41	1.84	0.0021	0.0014	0.151	0.0018	0.2737	0.3965	0.3658	0.0590	0.0019	0.5168	0.0010	0.0394
AH	0.18	0.88	1.99	0.0104	0.0011	0.050	0.0124	0.0290	0.0309	0.0557	0.1003	0.0010	0.0287	0.0102	0.3065
AI	0.12	1.07	1.58	0.0011	0.0023	0.089	0.0015	0.0574	0.0245	0.0368	0.0828	0.0025	0.0481	0.0012	0.5162
AJ	0.17	0.34	1.90	0.0056	0.0108	0.735	0.0023	0.0361	0.0414	0.0298	0.0347	0.0012	0.0498	0.0008	0.4162
AK	0.15	1.02	2.17	0.0012	0.0013	0.065	0.0019	0.0346	0.0265	0.3168	0.0353	0.0164	0.2737	0.0055	0.0373
AL	0.09	0.77	1.41	0.0092	0.0014	0.189	0.0068	0.0292	0.4040	0.0816	0.0900	0.0008	0.0323	0.0013	0.0411
AM	0.16	0.15	2.27	0.0012	0.0057	0.177	0.0017	0.1965	0.0378	0.0683	0.1296	0.0013	0.0255	0.0010	0.0529
AN	0.19	0.52	2.72	0.0023	0.0146	0.104	0.0147	0.0553	0.0970	0.0589	0.1131	0.0020	0.0213	0.0025	0.0646
AO	0.18	0.43	1.86	0.0015	0.0018	0.176	0.0020	0.0352	0.3635	0.1409	0.7894	0.0026	0.2141	0.0009	0.1646
AP	0.14	1.18	2.38	0.0014	0.0065	0.248	0.0009	0.1326	0.0298	0.0320	0.0460	0.0017	0.0308	0.0012	0.0618
AQ	0.07	0.49	1.39	0.0009	0.0012	0.529	0.0054	0.0448	0.2735	0.0714	0.0543	0.0011	0.0256	0.0072	0.0265
AR	0.12	0.28	2.02	0.0010	0.0023	0.116	0.0019	0.0356	0.0886	0.0769	0.0631	0.0022	0.0275	0.0079	0.2734
AS	0.06	0.55	2.66	0.0031	0.0034	0.092	0.0010	0.0661	0.0500	0.0342	0.0752	0.0014	0.0449	0.0006	0.0384
AT	0.06	0.53	1.25	0.0147	0.0048	0.146	0.0013	0.0304	0.3045	0.2300	0.1038	0.0014	0.0567	0.0031	0.0300
AU	0.07	1.11	2.04	0.0114	0.0020	0.084	0.0017	0.4196	0.0236	0.3852	0.1078	0.0014	0.0190	0.0007	0.0392
AV	0.20	1.01	2.53	0.0011	0.0017	0.155	0.0076	0.0588	0.0558	0.4262	0.1542	0.0027	0.0448	0.0005	0.1713
AW	0.11	0.65	2.49	0.0081	0.0022	0.028	0.0034	-	-	0.0503	0.5112	0.0012	0.0213	0.0021	0.0108

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0097]

[表1-3]

表1－3

No.	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce	備考
A	0.1842	0.0197	0.0116	0.0101	0.0039	0.0054	0.0048	0.0054	0.0026	0.0054	0.0116	0.0208	0.0421	開発鋼
B	0.0187	0.0500	0.0052	0.0080	0.0393	0.0069	0.0315	0.0042	0.0409	0.0046	0.0051	0.0032	0.0027	開発鋼
C	0.1030	0.1234	0.0074	0.0080	0.0046	0.0198	0.0053	0.0057	0.0117	0.0041	0.0307	0.0027	0.0043	開発鋼
D	0.0304	0.0260	0.0802	0.0063	0.0034	0.0304	0.0086	0.0050	0.0021	0.0050	0.0043	0.0397	0.0394	開発鋼
E	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
F	0.0376	0.0377	0.0056	0.0093	0.0041	0.0046	0.0382	0.0038	0.0189	0.0063	0.0193	0.0026	0.0031	開発鋼
G	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
H	0.0486	0.4274	0.0097	0.0825	0.0068	0.0388	0.0030	0.0057	0.0056	0.0018	0.0037	0.0110	0.0033	開発鋼
I	0.4001	0.0561	0.0858	0.0786	0.0414	0.0038	0.0026	0.0069	0.0401	0.0081	0.0072	0.0052	0.0041	開発鋼
J	0.0687	0.3056	0.0041	0.0089	0.0039	0.0043	0.0046	0.0040	0.0039	0.0108	0.0028	0.0055	0.0044	開発鋼
K	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
L	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
M	0.0220	0.0384	0.0086	0.0095	0.0070	0.0040	0.0045	0.0133	0.0097	0.0199	0.0043	0.0032	0.0055	開発鋼
N	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
O	0.0630	0.0251	0.0103	0.0054	0.0049	0.0044	0.0045	0.0307	0.0050	0.0021	0.0058	0.0025	0.0023	開発鋼
P	0.3300	0.0430	0.0059	0.0113	0.0311	0.0082	0.0067	0.0080	0.0043	0.0428	0.0056	0.0068	0.0118	開発鋼
Q	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	開発鋼
R	0.0333	0.3815	0.0227	0.0121	0.0208	0.0019	0.0049	0.0429	0.0020	0.0031	0.0027	0.0039	0.0181	開発鋼
S	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼
T	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼
U	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼
V	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼
W	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼
X	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	比較鋼

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0098] [表1-4]

表1－4

No.	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce	備考
Y	0.0607	0.2154	0.0497	0.0810	0.0043	0.0041	0.0363	0.0033	0.0042	0.0048	0.0329	0.0082	0.0080	比較鋼
Z	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	比較鋼
AA	0.0497	0.0377	0.0060	0.0284	0.0104	0.0060	0.0041	0.0063	0.0082	0.0404	0.0109	0.0375	0.0256	比較鋼
AB	0.4086	0.1029	0.0068	0.0738	0.0059	0.0075	0.0419	0.0035	0.0368	0.0042	0.0056	0.0091	0.0030	比較鋼
AC	0.0368	0.0320	0.0132	0.0064	0.0027	0.0058	0.0033	0.0365	0.0231	0.0392	0.0106	0.0025	0.0091	比較鋼
AD	0.0580	0.0529	0.0070	0.0088	0.0362	0.0377	0.0037	0.0043	0.0042	0.0224	0.0067	0.0071	0.0043	比較鋼
AE	0.0443	0.0418	0.0072	0.0057	0.0036	0.0032	0.0334	0.0062	0.0050	0.0063	0.0100	0.0114	0.0050	比較鋼
AF	0.0437	0.1359	0.0061	0.0106	0.0046	0.0080	0.0250	0.0403	0.0025	0.0052	0.0051	0.0077	0.0046	比較鋼
AG	0.1018	0.0379	0.0070	0.0090	0.0269	0.0068	0.0037	0.0046	0.0155	0.0050	0.0414	0.0043	0.0072	比較鋼
AH	0.0353	0.0704	0.0161	0.0068	0.0039	0.0032	0.0306	0.0025	0.0425	0.0061	0.0166	0.0032	0.0139	比較鋼
AI	0.0953	0.0520	0.0232	0.0155	0.0041	0.0025	0.0080	0.0028	0.0052	0.0183	0.0044	0.0142	0.0029	比較鋼
AJ	**0.5123**	0.0518	0.0105	0.0060	0.0125	0.0361	0.0142	0.0028	0.0052	0.0040	0.0050	0.0031	0.0047	比較鋼
AK	0.0758	**0.5128**	0.0428	0.0038	0.0304	0.0052	0.0022	0.0146	0.0030	0.0043	0.0023	0.0132	0.0428	比較鋼
AL	0.0249	0.0480	**0.1022**	0.0802	0.0406	0.0049	0.0050	0.0047	0.0032	0.0040	0.0218	0.0028	0.0023	比較鋼
AM	0.0295	0.0524	0.0731	**0.1034**	0.0041	0.0260	0.0041	0.0216	0.0104	0.0052	0.0026	0.0044	0.0037	比較鋼
AN	0.0383	0.0191	0.0257	0.0094	**0.0516**	0.0170	0.0033	0.0070	0.0377	0.0032	0.0039	0.0026	0.0069	比較鋼
AO	0.2713	0.3775	0.0084	0.0049	0.0025	**0.0519**	0.0086	0.0034	0.0050	0.0345	0.0391	0.0035	0.0034	比較鋼
AP	0.0358	0.0613	0.0034	0.0117	0.0048	0.0392	**0.0515**	0.0037	0.0028	0.0025	0.0194	0.0210	0.0061	比較鋼
AQ	0.4039	0.2615	0.0053	0.0074	0.0060	0.0123	0.0190	**0.0510**	0.0401	0.0044	0.0040	0.0065	0.0026	比較鋼
AR	0.0405	0.0822	0.0054	0.0060	0.0054	0.0432	0.0396	0.0037	**0.0518**	0.0108	0.0053	0.0028	0.0044	比較鋼
AS	0.1617	0.0326	0.0084	0.0042	0.0365	0.0066	0.0018	0.0039	0.0051	**0.0517**	0.0382	0.0030	0.0042	比較鋼
AT	0.0368	0.0332	0.0380	0.0452	0.0076	0.0024	0.0041	0.0049	0.0114	0.0039	**0.0513**	0.0024	0.0043	比較鋼
AU	0.0430	0.0742	0.0111	0.0103	0.0056	0.0023	0.0057	0.0103	0.0038	0.0118	0.0028	**0.0519**	0.0057	比較鋼
AV	0.3857	0.0309	0.0105	0.0115	0.0048	0.0023	0.0026	0.0026	0.0041	0.0027	0.0047	0.0052	**0.0511**	比較鋼
AW	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	－	開発鋼

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0099]

[表2-1]

表2－1

No.	フェライト及びベイナイトの合計（%）	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計（%）	パーライト及び残留オーステナイトの合計（%）	フェライトの{111}<112>方位の集積度	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの{252}<2-11>方位の集積度	引張強度（MPa）	全伸び（%）	張出成形性	備考
A-1	41.9	57.1	1.0	3.8	0.6	996	15.2	○	実施例
B-1	43.9	55.0	1.1	5.2	0.3	1098	13.5	○	実施例
C-1	50.8	48.0	1.2	4.8	2.4	1045	14.6	○	実施例
D-1	53.8	44.3	1.9	5.4	2.9	1030	14.8	○	実施例
E-1	89.2	6.0	4.8	3.9	1.2	594	29.4	○	実施例
F-1	83.3	6.3	10.4	5.9	1.5	623	27.3	○	実施例
G-1	50.2	48.2	1.6	5.1	0.4	988	15.5	○	実施例
H-1	49.5	49.0	1.5	5.9	0.5	1071	14.2	○	実施例
I-1	68.2	28.2	3.6	4.3	2.6	903	16.8	○	実施例
J-1	40.0	58.3	1.7	4.8	4.8	1023	14.9	○	実施例
K-1	76.3	18.9	4.8	4.7	2.2	899	17.2	○	実施例
L-1	39.3	59.6	1.1	4.9	1.1	1079	14.2	○	実施例
M-1	87.2	10.5	2.3	5.6	4.5	895	17.1	○	実施例
N-1	70.3	27.0	2.7	3.3	0.3	786	19.7	○	実施例
O-1	76.0	20.8	3.2	3.2	2.1	1011	14.9	○	実施例
P-1	75.0	24.0	1.0	5.4	1.1	1032	14.7	○	実施例
Q-1	75.9	21.6	2.5	3.5	4.3	991	15.0	○	実施例
R-1	48.0	51.0	1.0	4.3	1.2	1035	14.6	○	実施例
S-1	89.2	7.2	3.6	3.7	**5.6**	632	24.1	×	比較例
T-1	22.6	76.4	1.0	**2.4**	2.2	896	14.1	×	比較例
U-1	42.9	56.1	1.0	3.5	0.6	**1164**	11.8	×	比較例
V-1	80.2	**4.1**	**15.7**	5.5	4.9	**488**	12.7	○	比較例
W-1	**7.2**	79.6	13.2	5.0	2.2	1077	13.5	×	比較例
X-1	82.1	10.1	7.8	5.1	4.8	723	21.9	×	比較例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0100] [表2-2]

表２－２

No.	フェライト及びベイナイトの合計（%）	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計（%）	パーライト及び残留オーステナイトの合計（%）	フェライトの(111)<112>方位の集積度	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの(252)<2-11>方位の集積度	引張強度（MPa）	全伸び（%）	穴広げ成形性	備考
Y-1	88.9	28.4	2.7	5.5	2.1	848	18.1	×	比較例
Z-1	**91.6**	7.3	1.1	5.2	3.7	**538**	21.2	○	比較例
AA-1	81.8	14.2	4.0	3.2	4.1	800	19.4	×	比較例
AB-1	65.1	33.1	1.8	3.2	1.1	1001	15.1	×	比較例
AC-1	58.0	40.5	1.5	4.2	3.8	1098	13.8	×	比較例
AD-1	11.2	**87.8**	1.0	5.3	2.3	**1116**	10.4	×	比較例
AE-1	10.8	72.9	**16.3**	4.3	4.9	980	19.3	×	比較例
AF-1	59.1	39.8	1.1	5.1	0.3	1000	13.2	×	比較例
AG-1	50.4	48.1	1.5	3.6	3.2	1007	12.3	×	比較例
AH-1	55.9	42.1	2.0	5.6	0.2	1095	11.4	×	比較例
AI-1	75.2	20.9	3.9	5.7	3.7	988	14.6	×	比較例
AJ-1	69.5	28.5	2.0	4.9	4.2	981	13.8	×	比較例
AK-1	47.7	51.2	1.1	3.2	0.3	**1117**	12.8	×	比較例
AL-1	80.9	14.8	4.3	4.5	3.4	842	16.9	×	比較例
AM-1	55.8	41.9	2.3	3.6	1.1	957	13.4	×	比較例
AN-1	37.4	61.4	1.2	3.7	4.3	1034	**8.9**	×	比較例
AO-1	43.8	55.0	1.2	3.1	1.1	1040	**9.2**	×	比較例
AP-1	59.2	39.6	1.2	5.2	1.3	1089	**8.1**	×	比較例
AQ-1	87.8	7.0	5.2	4.4	1.5	731	11.4	×	比較例
AR-1	68.8	27.7	3.5	4.1	2.5	867	10.6	×	比較例
AS-1	64.4	34.2	1.4	3.7	3.6	921	12.2	×	比較例
AT-1	85.9	9.9	4.2	4.0	3.7	717	11.5	×	比較例
AU-1	64.1	34.8	1.1	5.8	1.4	1032	**6.3**	×	比較例
AV-1	40.1	58.9	1.0	5.4	4.7	**1106**	**7.8**	×	比較例
AW-1	23.4	76.6	0.0	5.2	3.8	1078	13.1	○	実施例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0101] 表２を参照すると、例Ｓ－１はＣ含有量が低かったため、マルテンサイト

の方位集積度をランダム化することができず、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が５．０よりも大きくなった。その結果、張出成形性が低下した。例Ｔ－１はＣ含有量が高かったため、フェライトの方位集積度が低下したため、張出成形性が低下した。例Ｕ－１はＳｉ含有量が高かったため、引張強度が増加して脆化を生じ、張出成形性が低下した。例Ｖ－１はＭｎ含有量が低かったため、引張強度が低下した。例Ｗ－１はＭｎ含有量が高かったため、フェライト及びベイナイト変態が抑制されてしまい、張出成形性が低下した。例Ｘ－１はＰ含有量が高かったため、鋼板が脆化してしまい、張出成形性が低下した。例Ｙ－１はＳ含有量が高かったため、冷間成形時に割れが発生し、張出成形性が低下した。例Ｚ－１はＡｌ含有量が高かったため、フェライト変態及びベイナイト変態が過度に促進されてしまい、引張強度が低下した。例ＡＡ－１はＮ含有量が高かったため、鋼板中で粗大な窒化物が形成し、張出成形性が低下した。

[0102] 例ＡＢ－１はＣｏ含有量が高かったため、微細なＣｏ炭化物が多数析出してしまい、張出成形性が低下した。例ＡＣ－１はＮｉ含有量が高かったために張出成形性が低下した。例ＡＤ－１はＭｏ含有量が高かったため、マルテンサイト変態が促進されてしまい、張出成形性が低下した。例ＡＥ－１はＣｒ含有量が高かったため、多量の残留オーステナイトが生成し、張出成形性が低下した。例ＡＦ－１はＯ含有量が高かったため、酸化物が形成されて張出成形性が低下した。例ＡＧ－１はＴｉ含有量が高かったため、炭窒化物の析出が多くなり張出成形性が低下した。例ＡＨ－１はＢ含有量が高かったため、鋼中に粗大なＢ酸化物が生成してしまい、張出成形性が低下した。例ＡＩ－１はＮｂ含有量が高かったため、Ｎｂ炭化物が多数析出し、張出成形性が低下した。例ＡＪ－１はＶ含有量が高かったため、炭窒化物の析出が多くなり張出成形性が低下した。

[0103] 例ＡＫ－１はＣｕ含有量が高かったため、引張強度が高くなりすぎ、それに関連して張出成形性が低下した。例ＡＬ－１はW含有量が高かったために張出成形性が低下した。例ＡＭ－１はＴａ含有量が高かったため、微細なＴ

ａ炭化物が多数析出し、張出成形性が低下した。例ＡＮ－１はＳｎ含有量が高かったため、フェライトの脆化によって張出成形性が低下した。例ＡＯ－１及びＡＰ－１はそれぞれＳｂ及びＡｓ含有量が高かったため、粒界偏析により張出成形性が低下した。例ＡＱ－１はＭｇ含有量が高かったため、粗大な介在物の形成により張出成形性が低下した。例ＡＲ－１はＣａ含有量が高かったために張出成形性が低下した。例ＡＳ－１～ＡＶ－１はそれぞれＹ、Ｚｒ、Ｌａ及びＣｅ含有量が高かったため、粗大な酸化物が生成し、張出成形性が低下した。

[0104] これとは対照的に、例Ａ－１～Ｒ－１では、鋼板の化学組成及び組織並びにフェライト及びマルテンサイトの集積度を適切に制御することにより、高強度でかつ張出成形性に優れた鋼板を得ることができた。

[0105] ［例２］

さらに、製造条件の影響を調べるために、表２において優れた特性が認められた鋼種Ａ～Ｒを対象として、表３に記載する製造条件の加工熱処理を与えて、板厚２．３ｍｍの熱延鋼板を作製し、冷延焼鈍後の特性を評価した。ここで、めっき処理の符号ＧＩ及びＧＡは亜鉛めっき処理の方法を示しており、ＧＩは４６０℃の溶融亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬して鋼板の表面に亜鉛めっき層を与えた鋼板であり、ＧＡは溶融亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬した後に４８５℃に鋼板を昇温させて鋼板の表面に鉄と亜鉛の合金層を与えた鋼板である。また、冷延板焼鈍においてそれぞれの滞留温度で保持した後の鋼板を室温まで冷却するまでの間に、一旦１５０℃まで冷却した鋼板を再加熱して、２～１２０秒間保持する焼戻し処理を与えた。なお、焼戻し時間が３６００～３３０００秒である実施例は、室温まで冷却後に、巻き取ったコイルを別の焼鈍装置（箱焼鈍炉）によって焼戻しを与えた実施例である。さらに、表３において、焼戻しを「なし」と記載する実施例は、焼戻しを与えていない実施例である。得られた結果を表４に示す。なお、特性の評価方法は例１の場合と同様である。

[0106]

[表3-1]

表3－1

No.	鋼片圧下率(%)	熱間圧延仕上げ温度(℃)	巻取り温度(℃)	巻取り開始温度＋20℃～100℃の保持時間(分)	冷間圧下率(%)	冷延板焼鈍 加熱速度(℃/秒)	焼鈍温度(℃)	保持時間(秒)	平均冷却速度(℃/秒)	冷却停止温度(℃)	滞留温度(℃)	滞留時間(秒)	めっき処理	冷延板焼鈍 焼戻し温度(℃)	焼戻し時間(秒)	スキンパス圧延率(%)	備考
A-2	11	910	432	134	72.5	58.2	821	83	63.6	429	362	314	なし	212	20	0.3	実施例
B-2	18	796	484	204	26.5	41.2	757	547	10.1	504	504	287	GA	334	19	0.5	実施例
C-2	11	685	416	134	36.0	46.3	808	55	69.6	514	399	65	なし	343	47	0.3	実施例
D-2	21	726	677	174	93.2	21.1	746	564	62.4	484	426	146	なし	180	24	0.3	比較例
E-2	10	864	599	154	6.8	39.7	898	386	83.5	316	535	450	なし	325	34	0.3	比較例
F-2	46	877	680	41	76.8	72.4	853	307	97.7	286	378	437	なし	350	13	0.5	比較例
G-2	35	850	657	103	30.2	34.8	738	331	8.4	187	382	61	なし	208	3600	0.6	実施例
H-2	15	740	508	103	86.8	85.2	800	385	41.9	164	448	217	なし	223	35	0.4	実施例
I-2	38	728	566	284	47.3	69.8	743	117	27.4	386	511	238	なし	315	62	0.2	実施例
J-2	36	686	549	169	62.4	25.2	728	118	11.7	530	529	372	GA	202	27	0.2	実施例
K-2	31	696	479	86	28.1	50.6	708	576	35.4	532	472	554	なし	175	11	0.6	実施例
L-2	21	851	677	3	31.9	54.7	802	173	22.1	132	386	195	なし	214	43	0.4	比較例
M-2	28	753	635	72	64.2	25.5	844	408	93.4	312	467	206	なし	311	27	0.1	実施例
N-2	32	933	494	68	89.1	82.9	820	528	76.0	531	528	117	GA	375	252	0.1	実施例
O-2	26	785	447	139	18.8	90.3	775	309	24.3	83	525	337	なし	256	7	0.6	実施例
P-2	20	827	634	220	23.4	5.7	724	434	63.8	94	424	404	なし	234	20	0.3	実施例
Q-2	16	767	590	276	42.6	97.0	919	66	79.8	191	413	320	なし	196	55	0.2	比較例
R-2	26	637	429	28	15.9	15.2	737	213	38.3	285	492	512	なし	162	3	0.2	比較例
A-3	9	897	618	252	23.1	30.1	763	141	82.6	235	419	359	なし	なし	なし	0.4	実施例
B-3	28	794	585	68	69.0	52.8	745	184	18.9	284	436	396	なし	232	12	0.1	実施例
C-3	13	696	611	182	28.5	15.7	846	267	8.9	406	537	100	なし	186	24	0.1	実施例
D-3	15	829	475	257	65.2	88.0	820	515	66.8	512	512	332	GI	377	23	0.5	実施例
E-3	7	817	597	70	88.2	11.2	828	126	80.1	445	525	211	なし	368	29	0.5	実施例
F-3	35	913	525	29	72.5	62.7	870	373	90.6	405	387	334	なし	191	5	0.4	実施例
G-3	28	667	658	119	81.3	61.0	716	422	46.3	545	533	419	GI	263	119	0.3	実施例
H-3	25	690	668	225	43.5	79.6	808	484	19.4	237	355	137	なし	272	33	0.5	実施例
I-3	37	745	554	245	47.1	59.8	807	445	46.9	521	501	263	GA	340	24	0.4	実施例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0107]

[表3-2]

表3－2

No.	鋼片圧下率（%）	熱間圧延仕上げ温度（℃）	巻取り温度（℃）	巻取り開始温度＋20℃～100℃の保持時間（分）	冷間圧下率（%）	冷延板焼鈍							めっき処理	冷延板焼鈍		スキンパス圧延率（%）	備考
						加熱速度（℃/秒）	焼鈍温度（℃）	保持時間（秒）	平均冷却速度（℃/秒）	冷却停止温度（℃）	滞留温度（℃）	滞留時間（秒）		焼戻し温度（℃）	焼戻し時間（秒）		
J-3	14	782	503	15	53.9	67.3	796	27	49.5	352	518	59	なし	341	36	0.3	実施例
K-3	11	673	426	217	71.0	87.1	721	341	53.1	210	368	123	なし	278	39000	0.4	実施例
L-3	39	883	446	269	44.1	38.1	737	297	91.9	362	425	288	なし	209	14	0.4	実施例
M-3	25	826	405	204	85.5	25.8	866	464	74.2	500	358	152	なし	336	11	0.6	実施例
N-3	36	904	466	244	51.2	13.9	845	79	28.8	547	547	403	GA	297	13	0.3	実施例
O-3	31	713	503	174	20.6	6.1	835	254	68.4	158	494	201	なし	258	22	0.5	実施例
P-3	23	969	568	48	15.3	64.2	828	560	76.1	534	543	303	なし	245	55	0.2	比較例
Q-3	30	886	580	280	75.2	94.9	719	59	26.5	47	440	446	なし	356	28	0.4	実施例
R-3	19	754	733	187	58.5	65.5	877	505	76.5	233	528	30	なし	266	15	0.4	比較例
A-4	20	840	641	35	76.8	80.4	790	505	53.7	509	496	399	GI	なし	なし	0.2	実施例
B-4	6	794	673	185	37.7	19.0	777	246	35.1	479	476	593	なし	308	43	0.5	実施例
C-4	23	931	448	317	35.2	48.7	893	120	59.9	468	413	513	なし	276	58	0.2	比較例
D-4	29	782	524	223	21.0	76.1	760	338	8.4	140	478	165	なし	160	49	0.4	実施例
E-4	7	710	391	19	59.7	48.6	857	365	50.7	205	490	531	なし	246	6	0.3	比較例
F-4	12	716	565	84	41.0	6.7	776	226	47.2	400	450	163	なし	347	381	0.3	実施例
G-4	38	720	448	280	46.3	56.6	841	148	58.7	126	445	490	なし	303	55	0.3	実施例
H-4	17	865	552	115	38.3	8.5	819	37	69.3	170	399	453	なし	388	19000	0.2	実施例
I-4	9	939	455	120	60.3	45.7	692	152	88.0	487	437	235	なし	367	31	0.5	比較例
J-4	21	766	644	152	35.2	29.9	882	334	54.9	149	499	247	なし	293	10	0.2	実施例
K-4	32	899	537	59	69.2	75.7	750	540	16.3	315	373	556	なし	302	23	0.3	実施例
L-4	18	814	630	113	54.3	9.1	756	484	30.5	398	399	484	なし	287	17	0.5	実施例
M-4	33	848	632	190	13.7	72.6	777	215	39.6	512	492	532	GA	298	61	0.5	実施例
N-4	14	931	615	52	18.9	40.3	791	252	24.0	360	516	81	なし	375	39	0.2	実施例
O-4	4	768	526	211	79.3	78.8	872	358	84.4	467	444	47	なし	382	57	0.4	比較例
P-4	23	713	513	264	60.4	36.2	783	437	15.7	541	537	171	GA	なし	なし	0.2	実施例
Q-4	8	878	465	84	54.5	22.7	722	290	37.6	423	460	559	なし	178	39	0.4	実施例
R-4	28	669	545	280	36.9	84.3	878	181	86.7	223	426	476	なし	164	43	0.5	実施例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0108]

[表4-1]

表4－1

No.	フェライト及びベイナイトの合計（%）	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計（%）	パーライト及び残留オーステナイトの合計（%）	フェライトの(111)<112>方位の集積度	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの(252)<2-12>方位の集積度	引張強度（MPa）	全伸び（%）	張出成形性	板厚（mm）	備考
A-2	19.3	79.6	1.1	3.9	1.2	891	17.3	○	0.6	実施例
B-2	57.9	40.8	1.3	4.7	2.2	1047	14.6	○	1.7	実施例
C-2	28.7	70.3	1.0	5.1	4.0	963	15.9	○	1.5	実施例
D-2	56.5	42.8	0.7	4.5	**5.4**	1037	14.6	×	0.2	比較例
E-2	12.6	85.6	1.8	**2.3**	2.7	1040	14.3	×	2.1	比較例
F-2	23.7	75.2	1.1	**2.8**	1.3	891	17.3	×	0.5	比較例
G-2	65.4	31.3	3.3	4.0	1.8	777	20.2	○	1.8	実施例
H-2	31.7	67.3	1.0	3.8	3.3	984	15.5	○	0.3	実施例
I-2	69.3	29.1	1.6	4.4	4.7	927	16.5	○	1.2	実施例
J-2	59.4	39.2	1.4	5.1	1.6	1036	14.8	○	0.9	実施例
K-2	77.2	21.8	1.0	3.9	1.2	808	19.2	○	1.7	実施例
L-2	26.3	73.3	0.4	6.1	**5.8**	1058	14.1	×	1.6	比較例
M-2	58.3	40.7	1.0	6.0	0.6	981	15.7	○	0.8	実施例
N-2	49.1	49.8	1.1	3.4	0.4	840	18.1	○	0.3	実施例
O-2	73.8	25.0	1.2	3.8	4.2	1044	14.4	○	1.9	実施例
P-2	87.3	11.7	1.0	3.2	4.9	1036	14.5	○	1.8	実施例
Q-2	11.9	78.3	9.8	**2.4**	1.6	984	15.3	×	1.3	比較例
R-2	71.1	27.9	1.0	**1.1**	**6.8**	1001	14.9	×	1.9	比較例
A-3	47.4	51.4	1.2	4.5	1.9	992	15.4	○	1.8	実施例
B-3	64.4	34.5	1.1	5.0	1.0	1052	14.3	○	0.7	実施例
C-3	19.0	78.9	2.1	3.3	1.9	882	17.3	○	1.6	実施例
D-3	13.9	79.8	6.3	4.0	1.6	930	16.4	○	0.8	実施例
E-3	32.7	65.6	1.7	3.6	3.9	1100	13.4	○	0.3	実施例
F-3	23.6	75.2	1.2	5.3	3.0	891	16.9	○	0.6	実施例
G-3	73.6	25.0	1.4	4.3	4.7	814	19.1	○	0.4	実施例
H-3	30.1	68.9	1.0	4.5	2.1	971	15.8	○	1.3	実施例
I-3	36.5	62.4	1.1	5.2	2.1	974	15.8	○	1.2	実施例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0109]

[表4-2]

表４－２

No.	フェライト及びベイナイトの合計（%）	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計（%）	パーライト及び残留オーステナイトの合計（%）	フェライトの(111)<112>方位の集積度	マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの(252)<2-12>方位の集積度	引張強度（MPa）	全伸び（%）	張出成形性	板厚（mm）	備考
J-3	15.3	79.6	5.1	5.4	3.0	902	16.6	○	1.1	実施例
K-3	83.9	12.7	3.4	5.0	4.5	761	20.3	○	0.7	実施例
L-3	60.8	38.2	1.0	4.2	1.3	1031	14.8	○	1.3	実施例
M-3	52.4	46.6	1.0	5.4	1.6	991	15.2	○	0.3	実施例
N-3	47.9	48.7	3.4	5.9	3.2	760	20.4	○	1.1	実施例
O-3	44.7	54.3	1.0	4.5	0.9	1064	14	○	1.8	実施例
P-3	58.1	40.9	1.0	**1.5**	**6.1**	1060	14.3	×	1.9	比較例
Q-3	89.1	9.2	1.7	4.5	1.5	945	15.8	○	0.6	実施例
R-3	13.8	78.9	7.3	5.5	**7.5**	923	16.5	×	1	比較例
A-4	34.5	64.5	1.0	4.7	3.8	984	15.3	○	0.5	実施例
B-4	45.5	53.5	1.0	5.7	4.6	1024	15	○	1.4	実施例
C-4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D-4	55.3	43.6	1.1	4.3	2.1	1036	14.5	○	1.8	実施例
E-4	26.3	72.6	1.1	3.2	**6.7**	1085	13.9	×	0.9	比較例
F-4	61.3	37.5	1.2	6.1	3.9	827	18.7	○	1.4	実施例
G-4	16.7	78.7	4.6	3.5	0.4	924	16.2	○	1.2	実施例
H-4	19.6	79.4	1.0	5.9	1.0	860	18	○	1.4	実施例
I-4	88.6	**0.3**	11.1	6.1	3.8	**468**	24.5	×	0.9	比較例
J-4	16.4	79.2	4.4	4.4	1.1	911	16.9	○	1.5	実施例
K-4	77.6	21.4	1.0	6.1	1.3	833	18.6	○	0.7	実施例
L-4	50.5	48.4	1.1	3.8	2.5	1018	14.6	○	1.1	実施例
M-4	81.4	17.6	1.0	3.3	0.8	928	16.2	○	2	実施例
N-4	64.5	34.4	1.1	4.9	2.5	717	22	○	1.9	実施例
O-4	27.0	72.0	1.0	**2.2**	**5.9**	988	15.3	×	0.5	比較例
P-4	74.1	24.9	1.0	5.1	4.3	1033	14.6	○	0.9	実施例
Q-4	89.4	9.2	1.4	4.8	0.4	948	15.8	○	1	実施例
R-4	14.4	79.8	5.8	3.9	1.5	911	16.5	○	1.5	実施例

※太字下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0110] 表４を参照すると、例Ｄ－２は冷間圧延の際の圧下率が高かったため、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が高くなり、結果として張出成形性が低下した。例Ｅ－２は冷間圧延

の際の圧下率が低かったため、フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が低くなり、結果として張出成形性が低下した。例Ｆ－２は鋳造工程における圧下が高すぎたため、冷延板焼鈍後におけるフェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が低くなり、結果として張出成形性が低下した。例Ｌ－２は巻き取り後の所定温度での保持時間が短かったため、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度を低下させることができず、結果として張出成形性が低下した。

[0111] 例Ｑ－２は焼鈍温度が高かったため、フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が低くなり、結果として張出成形性が低下した。例Ｒ－２は熱間圧延の仕上げ温度が低かったため、オーステナイトの圧延集合組織が発達して鋼材特性の異方性の発生を招き、結果として最終製品のマルテンサイトにおける（２５２）＜２－１１＞方位の集積度を低下させることができず、張出成形性が低下した。例Ｐ－３は熱間圧延の仕上げ温度が高かったため、オーステナイトの異常粒成長が起こり、集合組織の等方化を図ることができず、結果としてフェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が低くなり、張出成形性が低下した。例Ｒ－３は巻取り温度が高かったため、巻取り後の昇温処理においてパーライト変態が進み、目的とする熱延組織が得られず、結果として最終製品のマルテンサイトにおける（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が高くなり、張出成形性が低下した。

[0112] 例Ｃ－４は巻き取り後の所定温度での保持時間が長かったため、熱延板に内部酸化物が形成されてしまい、その後の処理において鋼板表面に亀裂が生じてしまった。したがって、組織の分析及び機械特性の評価は行わなかった。例Ｅ－４は巻取り温度が低かったため、巻取り後の昇温処理においても目的とする熱延組織が得られず、結果として最終製品のマルテンサイトにおける（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が高くなり、張出成形性が低下した。例Ｉ－４は焼鈍温度が低かったため、オーステナイトの生成量が少なく、冷延焼鈍後の組織においてマルテンサイトの組織割合が低下し、さらには未再結晶のフェライトも残り、結果として引張強度及び張出成形性が低下した

。例Ｏ－４は鋳造工程における圧下が低かったため、フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が低くなり、マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が高くなり、結果として張出成形性が低下した。

[0113] これとは対照的に、本発明に係る全ての実施例において、とりわけ鋳造工程において所定の圧下率で圧下を施し、加えて熱間圧延の仕上げ温度、巻き取り、冷間圧延及び焼鈍を適切に制御することにより、高強度でかつ張出成形性に優れた鋼板を得ることができた。

[0114] 図１は、例１及び例２におけるＤＰ鋼の張出成形性に与えるフェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度とマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度の影響を示す図である。図１から明らかなように、フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度を３．０以上に、そしてマルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度を５．０以下に制御することで、張出成形性に優れた鋼板が得られることがわかる。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０５～０．２０％、

Ｓｉ：０．０１～１．３０％、

Ｍｎ：１．００～３．００％、

Ｐ：０．０００１～０．０２００％、

Ｓ：０．０００１～０．０２００％、

Ａｌ：０．００１～１．０００％、

Ｎ：０．０００１～０．０２００％、

Ｃｏ：０～０．５０００％、

Ｎｉ：０～０．５０００％、

Ｍｏ：０～０．５０００％、

Ｃｒ：０～１．００００％、

Ｏ：０～０．０２００％、

Ｔｉ：０～０．５０００％、

Ｂ：０～０．０１００％、

Ｎｂ：０～０．５０００％、

Ｖ：０～０．５０００％、

Ｃｕ：０～０．５０００％、

Ｗ：０～０．１０００％、

Ｔａ：０～０．１０００％、

Ｓｎ：０～０．０５００％、

Ｓｂ：０～０．０５００％、

Ａｓ：０～０．０５００％、

Ｍｇ：０～０．０５００％、

Ｃａ：０～０．０５００％、

Ｙ：０～０．０５００％、

Ｚｒ：０～０．０５００％、

Ｌａ：０～０．０５００％、及び

Ｃｅ：０～０．０５００％

を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、

面積率で、

フェライト及びベイナイトの合計：１０．０～９０．０％、

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計：５．０～８０．０％、並びに

パーライト及び残留オーステナイトの合計：０～１５．０％

を含有し、

フェライトの（１１１）＜１１２＞方位の集積度が３．０以上であり、

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの（２５２）＜２－１１＞方位の集積度が５．０以下であることを特徴とする、鋼板。

[請求項2] Ｃｏ：０．０００１～０．５０００％、

Ｎｉ：０．０００１～０．５０００％、

Ｍｏ：０．０００１～０．５０００％、

Ｃｒ：０．０００１～１．０００％、

Ｏ：０．０００１～０．０２００％、

Ｔｉ：０．０００１～０．５０００％、

Ｂ：０．０００１～０．０１００％、

Ｎｂ：０．０００１～０．５０００％、

Ｖ：０．０００１～０．５０００％、

Ｃｕ：０．０００１～０．５０００％、

Ｗ：０．０００１～０．１０００％、

Ｔａ：０．０００１～０．１０００％、

Ｓｎ：０．０００１～０．０５００％、

Ｓｂ：０．０００１～０．０５００％、

Ａｓ：０．０００１～０．０５００％、

Ｍｇ：０．０００１～０．０５００％、
Ｃａ：０．０００１～０．０５００％、
Ｙ：０．０００１～０．０５００％、
Ｚｒ：０．０００１～０．０５００％、
Ｌａ：０．０００１～０．０５００％、及び
Ｃｅ：０．０００１～０．０５００％
の１種又は２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] 請求項１又は２に記載の化学組成を有する溶鋼を連続鋳造して鋼片を形成する鋳造工程であって、連続鋳造後から室温に冷却するまでの間に８００℃以上１２００℃未満において５～４０％の圧下を施す鋳造工程、

前記鋼片を熱間圧延することを含み、前記熱間圧延の仕上げ温度が６５０～９５０℃である熱間圧延工程、

得られた熱延鋼板を４００～７００℃の巻取り温度で巻き取る工程、

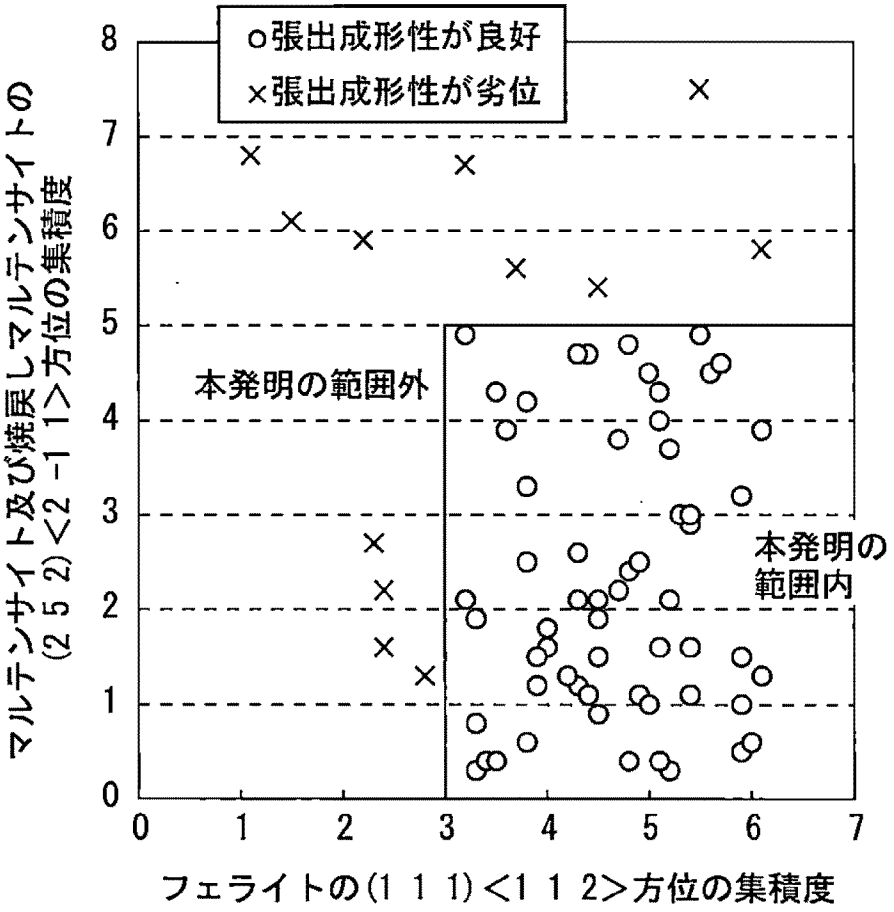
巻き取った熱延鋼板を室温まで冷却せずにそのまま巻取り開始温度＋２０℃～１００℃の温度域に５～３００分間保持する工程、

前記熱延鋼板を１０．０～９０．０％の圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程、及び

得られた冷延鋼板を７００～９００℃の温度範囲で焼鈍する焼鈍工程
を含むことを特徴とする、鋼板の製造方法。

[図1]

図1


○張出成形性が良好
×張出成形性が劣位
本発明の範囲外
本発明の
範囲内
マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの
(2 5 2) <2 -1 1>方位の集積度
フェライトの(1 1 1) <1 1 2>方位の集積度
0
1
2
3
4
5
6
7
8

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2020/010938

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B22D11/128(2006.01)i, B21B1/22(2006.01)i
FI: C22C38/00301S, C22C38/60, C21D9/46G, B22D11/128350A, B21B1/22H, B21B1/22M
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. C21D9/46, C22C38/00, C22C38/60, B22D11/128, B21B1/22

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 2017-145469 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 24.08.2017 (2017-08-24)	1-3
A	WO 2016/113789 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 21.07.2016 (2016-07-21)	1-3
A	JP 2015-160984 A (JFE STEEL CORPORATION) 07.09.2015 (2015-09-07)	1-3
A	JP 2013-060630 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 04.04.2013 (2013-04-04)	1-3
A	JP 2009-263685 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 12.11.2009 (2009-11-12)	1-3

☐ 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	Date of mailing of the international search report
03.06.2020	16.06.2020

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2020/010938

JP 2017-145469 A	24.08.2017	(Family: none)	
WO 2016/113789 A1	21.07.2016	US 2018/0002800 A1 EP 3219822 A1 KR 10-2017-0086654 A CN 107208206 A	
JP 2015-160984 A	07.09.2015	(Family: none)	
JP 2013-060630 A	04.04.2013	(Family: none)	
JP 2009-263685 A	12.11.2009	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2020/010938

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; B22D 11/128(2006.01)i; B21B 1/22(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C22C38/60; C21D9/46 G; B22D11/128 350A; B21B1/22 H; B21B1/22 M

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））

C21D9/46; C22C38/00; C22C38/60; B22D11/128; B21B1/22

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	１９７１－２０２０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

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 2017-145469 A (新日鐵住金株式会社) 24.08.2017 (2017-08-24)	1-3
A	WO 2016/113789 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 21.07.2016 (2016-07-21)	1-3
A	JP 2015-160984 A (ＪＦＥスチール株式会社) 07.09.2015 (2015-09-07)	1-3
A	JP 2013-060630 A (新日鐵住金株式会社) 04.04.2013 (2013-04-04)	1-3
A	JP 2009-263685 A (新日本製鐵株式会社) 12.11.2009 (2009-11-12)	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	国際調査報告の発送日
03.06.2020	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）
河野　一夫 4K 9833

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/JP2020/010938

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2017-145469 A	24.08.2017	（ファミリーなし）	
WO 2016/113789 A1	21.07.2016	US 2018/0002800 A1	
		EP 3219822 A1	
		KR 10-2017-0086654 A	
		CN 107208206 A	
JP 2015-160984 A	07.09.2015	（ファミリーなし）	
JP 2013-060630 A	04.04.2013	（ファミリーなし）	
JP 2009-263685 A	12.11.2009	（ファミリーなし）	