(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
2025年5月30日(30.05.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/110133 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 8/12 (2006.01)　*C22C 38/00* (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01)　*C22C 38/60* (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01)　*H01F 1/147* (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2024/040885

(22) 国際出願日：　2024年11月18日(18.11.2024)

(25) 国際出願の言語：　日本語

(26) 国際公開の言語：　日本語

(30) 優先権データ：
特願 2023-198573　2023年11月22日(22.11.2023) JP

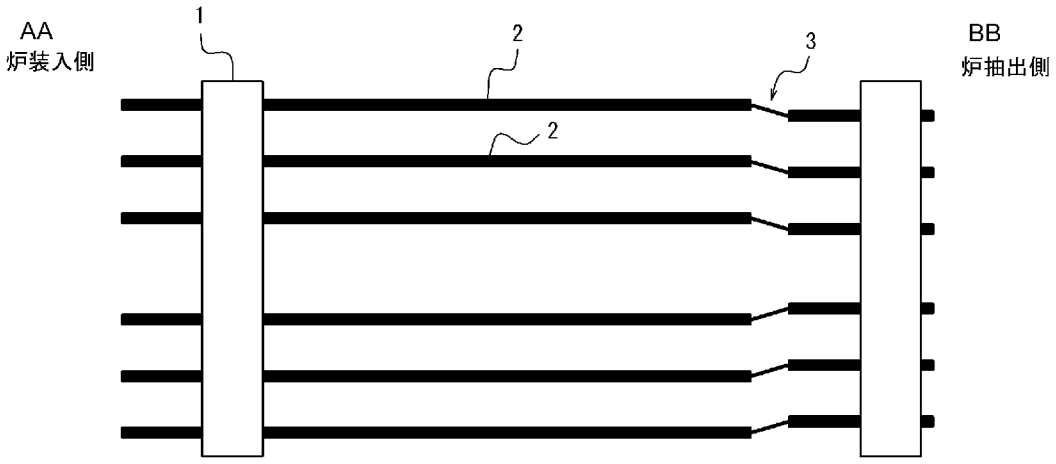
(71) 出願人：ＪＦＥスチール株式会社(**JFE STEEL CORPORATION**) [JP/JP]；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 (JP).

(72) 発明者：新 垣　之 啓 (**SHINGAKI Yukihiro**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 (JP). 赤澤 貴大(**AKAZAWA Takahiro**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 (JP). 小笠原 知義(**OGASAHARA Tomoyoshi**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 (JP). 竹中 雅紀(**TAKENAKA Masanori**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 (JP). 原田 裕士(**HARADA Yushi**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 (JP).

WO 2025/110133 A1

(54) **Title:** HOT ROLLING METHOD, METHOD FOR PRODUCING GRAIN-ORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL SHEET, AND HOT-ROLLED COIL FOR GRAIN-ORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL SHEET

(54) 発明の名称： 熱間圧延方法、方向性電磁鋼板の製造方法および方向性電磁鋼板用熱間圧延コイル



AA Furnace insertion side
BB Furnace outlet side

(57) **Abstract:** Provided is a hot rolling method by which a hot-rolled coil having a small number of defects can be obtained. In the hot rolling method, a steel slab 1 is heated in a heating furnace and then hot-rolled. In a temperature range T in which the temperature of the steel slab 1 in the heating furnace is between 950 °C and 1,150 °C (both inclusive), when heating the steel slab 1 having a component composition in which the γ phase rate at 1,050 °C, which is the median value of the temperature range T, is 20 mol% or less, when using a heating furnace in which the distance between the plurality of skids 2 supporting the steel slab 1 exceeds 1.1 m, the average oxygen concentration in the heating furnace in the temperature range T is 5.0 vol% or less.

［続葉有］

(74) 代理人：杉村　憲司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目２番１号 霞が関コモンゲート西館３６階 (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)）

(57) 要約：表面欠陥の少ない熱間圧延コイルを得ることができる熱間圧延方法を提案する。鋼スラブ１を加熱炉で加熱した後、熱間圧延する熱間圧延方法であって、加熱炉内の鋼スラブ１の温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、温度範囲Ｔの中央値である１０５０℃でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる成分組成を有する鋼スラブ１を加熱するにあたり、鋼スラブ１を支持する複数のスキッド２間の距離が１．１ｍを超える加熱炉を利用する場合に、温度範囲Ｔにおける加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とする。

明　細　書

発明の名称 ：

熱間圧延方法、方向性電磁鋼板の製造方法および方向性電磁鋼板用熱間圧延コイル

技術分野

[0001]　本発明は、熱間圧延方法、方向性電磁鋼板の製造方法および方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルに関する。

背景技術

[0002]　方向性電磁鋼板の製造は、通常インヒビターと呼ばれる析出物を使用して、最終仕上焼鈍中にゴス方位（｛１１０｝＜００１＞）粒を二次再結晶させることによって行われている。例えば、特許文献１には、インヒビターとしてＡＩＮを使用する方法が、また特許文献２には、インヒビターとしてＭｎＳ、ＭｎＳｅを使用する方法がそれぞれ開示され、いずれも工業的に実用化されている。

[0003]　上記インヒビターを用いる方法は、安定して二次再結晶粒を発達させるのに有用な方法であるが、析出物を微細に分散させなければならない。そのため、熱間圧延前の方向性電磁鋼板用鋼スラブ（以下、単に「鋼スラブ」とも言う。）の加熱を１３００℃以上の高温で行うことが必要とされる。

[0004]　しかしながら、鋼スラブの高温加熱は、設備コストが嵩む他、熱間圧延時に生成するスケール量も増大することから歩留りが低下し、また設備のメンテナンスが煩雑になる等の問題がある。

[0005]　一方、上述のようなインヒビターを使用しない製造技術（インヒビターレス法）も提案されている。特許文献３には、鋼スラブとして、インヒビター成分を含有させずに、より高純度化した鋼スラブを利用し、テクスチャー（集合組織の制御）によって二次再結晶を発現させる技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特公昭４０－１５６４４号公報

特許文献2：特公昭５１－１３４６９号公報

特許文献3：特開２０００－１２９３５６号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] インヒビター形成元素をほとんど含有しない鋼スラブでは、１３００℃を超える温度での加熱は必要ないため、鋼スラブの加熱時に特殊な炉を利用する必要がない。そのため、一般的な鋼製造で利用されるガス炉等のスラブ加熱設備を用いて熱間圧延を実施することができ、低コストで方向性電磁鋼板の製造が可能である。

[0008] しかしながら、一部の製品において、熱間圧延後に得られる熱間圧延コイル（以下、「熱延コイル」とも言う。）の特定の位置で表面欠陥が発生する。その結果、続く熱間圧延板（以下、「熱延板」とも言う。）焼鈍工程での熱延コイルの蛇行や、冷間圧延工程での板の破断に影響し、工業的規模における生産を阻害する一因になっていた。

[0009] 本発明は上記の課題に鑑みてなされたものであり、その目的とするところは、表面欠陥の少ない熱間圧延コイルを得ることができる熱間圧延方法を提案することにある。

課題を解決するための手段

[0010] 発明者らは、実際に表面欠陥が発生した熱延コイルにおいて、欠陥発生の特徴について詳細な調査を行い、以下の知見を得るに至った。

１）表面欠陥が生じる位置は、鋼スラブの加熱時、素材温度が１０５０℃近傍と考えられる鋼スラブを支持していたスキッドの位置に対応する位置（すなわち、スキッドが接触していた鋼スラブ上の位置）と概ね一致すること。

２）１０５０℃近傍での鋼スラブのγ相率が概ね２０ｍｏｌ％以下であること。

３）加熱中の空燃比（燃料ガスの質量に対する空気の質量の割合）について、空気の質量の比率が高い場合に欠陥発生率が高いこと。

なお、上記２）におけるγ相率は、Thermo-Calc Software AB社製の熱力学ソフトThermo-calc ver.2019b（データベースTCFE7）を用いて算出した。

[0011] 図１は、ウォーキングビーム方式のスラブ加熱炉（以下、単に「加熱炉」とも言う。）の一例の模式図を示している。ウォーキングビーム方式の加熱炉では、一般に、略平行に延びる複数のスキッド２で鋼スラブ１を支持し、搬送する。通常、スキッド２は、固定スキッドと移動スキッドとが交互に配置されており、移動スキッドが上下に移動して鋼スラブ１を持ち上げ、炉装入側から炉抽出側まで少しずつ搬送する構造となっている。

[0012] 上記構造において、鋼スラブ１の支持および搬送に利用されるスキッド２の位置が鋼スラブ１に対して常に同じ位置である場合（すなわち、同じスキッド２が鋼スラブ１の下面の同じ位置を支持し続ける場合）、スキッド２の直上の鋼スラブ１の下面が加熱され難い。そのため、加熱炉内にはシフトスキッド３と呼ばれる機構が１つ以上設けられ、シフトスキッド３の前後で鋼スラブ１を支持するスキッド２の位置が変化するように構成されている場合が多い。

[0013] 発明者らは、熱延コイルにおいて表面欠陥が発生した位置について、圧延される前の鋼スラブ１の長さを考慮して鋼スラブ１において相当する位置を確認した。その結果、加熱炉滞在中、鋼スラブ１の温度が１０５０℃近傍にて鋼スラブ１を支持していたスキッド２の位置（すなわち、鋼スラブ１の下面とスキッド２とが接触していた位置）とほぼ一致した。ただし、実際には、加熱炉内での搬送中に鋼スラブ１の若干の蛇行が発生するため、鋼スラブ１において相当する位置から０．１５ｍの誤差（ずれ）が生じていた。

[0014] 高温で生じるクリープ変形はα（フェライト）相で生じやすく、γ（オーステナイト）相では遅い特徴があるが、鋼スラブ１のγ相率によって発生頻度が異なることから、クリープ挙動が要因の１つである可能性がある。さらに、加熱時の空燃比が変わることによっても発生率が異なることから、雰囲気の影響、特に酸素濃度の影響がある可能性もある。

[0015] そこで、発明者らは、以下のラボ実験を行った。まず、質量％で、Ｃ：０

．０４％、Ｓｉ：３．０％、Ｍｎ：０．１０％、Ａｌ：０．００７％、Ｎ、Ｏ、Ｓ＋０．４０５×Ｓｅを各々０．００６０％未満に抑制し、残部がＦｅおよび不可避的不純物よりなる鋼スラブ１を鋳造した。次いで、鋳造された鋼スラブ１の表面から４ｍｍ角、４０ｍｍ長の試験片を採取し、試験片を加熱炉内において９００℃以上１２００℃以下の温度で均熱しながら３点曲げとなるよう試験片に応力を印加し、クリープ試験を行った。その際、加熱炉内の酸素濃度は０体積％（１００体積％N_2）～２０体積％（８０体積％N_2）まで変化させた。その結果、酸素濃度の高い条件、特定の温度域では、試験片の変形に留まらず、割れにまで進展することが明らかとなった。

[0016] 発明者らは、上述のように得られた知見を基に、表面欠陥が形成されるメカニズムを以下のように推定した。すなわち、スキッド２の直上で引っ張り応力が発生する鋼スラブ１の表面において、酸素濃度が高い場合、酸化による粒界脆化が生じ、熱間での割れに進展する。ただし、隣接する２つのスキッド２との間隔が小さいスキッド２では、各スキッド２が鋼スラブ１に及ぼす応力が小さくなり、変形も抑制されるため、割れに進展しない。

[0017] また、粒界脆化は粒界クリープによって助長されるため、鋼スラブ１としてクリープしやすいα（フェライト）単相鋼で発生しやすく、γ（オーステナイト）相率が高くなるほど割れに進展しにくい。通常、クリープ変形だけを考えれば、より高温であるほど、変形量、変形速度は高くなる。しかし、本現象は不純物として含有する元素の粒界偏析が要因の１つとなっており、高温ではこうした不純物元素も均質化され偏析しなくなるため、特定の温度域でのみ割れに進展する。

[0018] 上記推定メカニズムを基に、発明者らは熱延コイルの表面欠陥を低減する方途について検討した。電磁鋼板は、最終的な磁気特性を向上するために、鋼中に高濃度のＳｉを含有させている。Ｓｉはα相を安定化させ、高温加熱時のγ相率を低下させる。また同じくγ相率に大きく影響する元素としてＣが挙げられるが、Ｃは熱延組織や一次再結晶時の集合組織を改善する効果を有するため、最終的な磁気特性を高める観点から適正量が存在する。したが

って、すでに工程的に製造されている電磁鋼板の成分を大きく変化させることによって、当該温度でのγ相率を高める手法は採用し難い。

[0019] また、加熱炉内では鋼スラブ１の温度は徐々に高くなるため、特定の温度域での滞留時間を短縮することは可能であっても、上記温度域を完全に回避することは困難である。さらに、鋼スラブ１をスキッド２で支持する以上、鋼スラブ１に応力が印加されない状態とすることも難しい。そこで発明者らは、特定の温度域での加熱炉内の酸素濃度を適正にコントロールする方法に想到し、本発明を完成させるに至った。

[0020] すなわち、上記課題を解決する本発明は、以下の通りである。

［１］鋼スラブを加熱炉で加熱した後、熱間圧延する熱間圧延方法であって、

前記加熱炉内の前記鋼スラブの温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、

前記温度範囲Ｔの中央値である１０５０℃でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる成分組成を有する鋼スラブを加熱するにあたり、前記鋼スラブを支持する複数のスキッド間の距離が１．１ｍを超える加熱炉を利用する場合に、

前記温度範囲Ｔにおける前記加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることを特徴とする熱間圧延方法。

[0021] ［２］前記温度範囲Ｔにおける前記加熱炉内の平均酸素濃度を３．０体積％以下とする、前記［１］に記載の熱間圧延方法。

[0022] ［３］前記熱間圧延が、連続する２つのパスの熱間圧延を含み、各パスが１０３０℃以上１１５０℃以下の温度域にて、圧下率５０％以下、歪み速度１５／秒以上の条件で行われ、前記２つのパス間の時間が１５秒以上である、前記［１］または［２］に記載の熱間圧延方法。

[0023] ［４］前記［１］～［３］のいずれか一項記載の熱間圧延方法によって鋼スラブを熱間圧延し、得られた熱間圧延コイルに対して熱延板焼鈍を施した後、１回又は中間焼鈍を挟む２回以上の冷間圧延を施し、次いで任意に脱炭焼鈍を行った後、最終仕上焼鈍を施して方向性電磁鋼板を得る、方向性電磁鋼

板の製造方法。

[0024] ［５］前記［１］～［３］のいずれか一項記載の熱間圧延方法によって鋼スラブを熱間圧延して得られた方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルであって、前記鋼スラブの加熱時の前記スキッド上の位置に相当する箇所に対し、前記熱間圧延の圧延方向の前後L_0（ｍ）の範囲の表面欠陥が平均０．３個以下であることを特徴とする方向性電磁鋼板用熱間圧延コイル。

ただし、L_0（ｍ）は、前記スキッドの幅をＸ、前記鋼スラブの厚みをY_1（ｍ）、前記方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルの厚みをY_2（ｍ）として、下記の式（１）で与えられる。

$$L_0(m) = \{0.15(m) + X(m)\} \times Y_1(mm) / Y_2(mm) \quad (1)$$

発明の効果

[0025] 本発明によれば、表面欠陥の少ない熱間圧延コイルを得ることができる。

図面の簡単な説明

[0026] [図1]ウォーキングビーム方式のスラブ加熱炉の一例の模式図である。

[図2]実施例に用いた加熱炉におけるスキッドの詳細を示す図である。

発明を実施するための形態

[0027] （熱間圧延方法）

以下、本発明の実施形態について説明する。以下の説明は、本発明の実施形態を例示的に示すものであり、本発明は、以下の実施形態に何ら限定されるものではない。本発明による熱間圧延方法は、鋼スラブを加熱炉で加熱した後、熱間圧延する熱間圧延方法である。ここで、加熱炉内の鋼スラブの温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、温度範囲Ｔの中央値である１０５０℃でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる成分組成を有する鋼スラブを加熱するにあたり、鋼スラブを支持する複数のスキッド間の距離が１．１ｍを超える加熱炉を利用する場合に、温度範囲Ｔにおける加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることを特徴とする。

[0028] ［鋼スラブ］

本発明においては、出発材料として方向性電磁鋼板用鋼スラブ１を使用する。まず、鋼スラブ１の好適な成分組成について説明するが、以下の成分組成の説明においては、特に断らない限り「％」は「質量％」を、「ｐｐｍ」は「質量ｐｐｍ」を、それぞれ表す。

[0029] 鋼スラブ１は、Ｃ、ＳｉおよびＭｎを以下に記載する範囲で含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物である成分組成を有することが好ましい。

[0030] Ｃ：０．０３％以上０．０８％以下

Ｃ含有量が０．０８％を超えると、脱炭焼鈍を施しても、鋼中のＣ量を磁気時効の起こらない５０ｐｐｍ以下まで低減することが困難になる。そこで、Ｃ含有量は０．０８％以下とすることが好ましい。また、本発明は、好ましくは、鋼スラブ１の中心層に存在する硫化物、セレン化物を、特定の温度域（１０３０℃以上１１５０℃以下）で適正な条件で２回の熱間圧延を行うことによって、冷間圧延時に問題となる大きさよりも、小さくすることができる。通常Ｓｉ鋼では熱間圧延の温度域は、ほとんどフェライト単相が形成されるが、対象温度はオーステナイト相が若干の体積率ではあるが形成される温度域と一致しており、硫化物、セレン化物の分断、破壊に寄与していることが示唆される。実際、Ｃ含有量が０．０２％の鋼では硫化物、セレン化物の分断、破壊の効果が得られない。そのため、Ｃ含有量は、０．０３％以上とすることが好ましい。

[0031] Ｓｉ：２．０％以上８．０％以下

Ｓｉは、電気抵抗を高めることによって鉄損を改善する有用元素である。良好な磁気特性を得るためには、Ｓｉ含有量は２．０％以上とすることが好ましい。一方、Ｓｉは鋼の脆性を高める元素でもあり、Ｓｉ含有量が８．０％を超えると、設備通板時の破断リスクが高まり、また冷間圧延性も著しく劣化する。そのため、Ｓｉ含有量は８．０％以下とすることが好ましい。設備通板時のリスクをより低減することができることから、Ｓｉ含有量は、２．８％以上４．５％以下とすることがより好ましい。

[0032] Ｍｎ：０．００５％以上３．０％以下

Ｍｎは、製造時における熱間加工性を向上させる効果を有する元素である。Ｍｎ含有量が０．００５％未満では、熱間加工性改善の観点からも酸化被膜形成制御の観点でも効果が乏しい。そこで、Ｍｎ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。一方、Ｍｎ含有量が３．０％を超えると、一次再結晶集合組織が悪化して磁気特性の劣化を招く。そのため、Ｍｎの含有量は３．０％以下とすることが好ましい。Ｍｎ含有量は、０．０１０％以上０．５％以下とすることがより好ましい。

[0033] 本発明においては、インヒビターを形成する成分であるＡｌ、Ｎ、Ｓ、Ｓｅの含有量を極力低減することが好ましい。この場合、テクスチャーインヒビション効果によりゴス方位を二次再結晶させることが可能である。そのため、鋼スラブの成分組成におけるＡｌ、Ｎ、Ｓ、Ｓｅの含有量を以下の範囲に低減することが好ましい。

[0034] Ａｌ：０．０１０％未満

Ａｌ含有量が０．０１０％以上である場合、テクスチャーインヒビションの作用による二次再結晶組織を得ることが困難になる。そこで、Ａｌ含有量は０．０１０％未満とすることが好ましい。一方、テクスチャーインヒビション効果の観点からは、Ａｌ含有量は低いほど好ましく、０％であってよい。

[0035] Ｏ：０．００６％以下

Ｏについても酸化物を形成し、最終製品板での磁気特性を劣化させる。そのため、Ｏの含有量は０．００６％以下とすることが好ましく、０．００３％以下とすることがより好ましい。一方、テクスチャーインヒビション効果の観点からは、Ｏ含有量は低いほど好ましく、０％であってよい。

[0036] Ｎ：０．００６％以下

Ｎは、純化焼鈍後のＳｉ窒化物を生成する。上記Ｓｉ窒化物の生成を防止するために、Ｎの含有量は０．００６％以下とすることが好ましい。一方、テクスチャーインヒビション効果の観点からは、Ｎ含有量は低いほど好ましく、０％であってよい。

[0037] Ｓ＋０．４０５×Ｓｅ：０．００６０％以下

二次再結晶を安定的に実現するためには、Ｓ＋０．４０５×Ｓｅを０．００６０％以下とすることが好ましい。一方、テクスチャーインヒビション効果の観点からは、Ｓ＋０．４０５×Ｓｅは低いほど好ましく、０％であってよいが、過度な低減は製造コストを高めることに繋がる。そこで、Ｓ＋０．４０５×Ｓｅは０．００１０％以上とすることが好ましい。

[0038] また、本発明においては、上記元素以外にも、以下に述べる元素、すなわち

Ｎｉ：０．００５％以上１．５０％以下

Ｓｎ：０．０１％以上０．５０％以下、

Ｓｂ：０．００５％以上０．５０％以下

Ｃｕ：０．０１％以上０．５０％以下

Ｍｏ：０．０１％以上０．５０％以下

Ｐ：０．００５０％以上０．５０％以下

Ｃｒ：０．０１％以上１．５０％以下

Ｂ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｂｉ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｎｂ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｔｉ：０．０００５％以上０．０２００％以下および

Ｔｅ：０．０００５％以上０．０２００％以下

からなる群より選択される１種または２種以上を含有させることができる。

[0039] Ｎｉ：０．００５％以上１．５０％以下

Ｎｉは、熱延板組織を改善して磁気特性を向上させる有用元素である。しかしながら、Ｎｉ含有量が０．００５％未満では磁気特性の向上効果が小さい。そこで、Ｎｉ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。一方、Ｎｉ含有量が１．５０％を超えると、二次再結晶が不安定になり、磁気特性が劣化する。そこで、Ｎｉ含有量は１．５０％以下とすることが好ましい。

[0040] Ｓｎ：０．０１％以上０．５０％以下、

Ｓｂ：０．００５％以上０．５０％以下

Ｃｕ：０．０１％以上０．５０％以下

Ｍｏ：０．０１％以上０．５０％以下

Ｐ：０．００５０％以上０．５０％以下

Ｃｒ：０．０１％以上１．５０％以下

Ｂ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｂｉ：０．０００５％以上０．０２００％以下

粒界偏析型の元素であるＳｎ、Ｓｂ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｐ、Ｃｒ、ＢおよびＢｉを用いることによって、磁気特性をさらに向上させることができる。上記元素の含有量が上記範囲の下限値に満たないと、磁気特性の向上効果が小さい、一方、上記元素の含有量が上限値を超えると、二次再結晶粒の発達が抑制される。そのため、Ｓｎ、Ｓｂ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｐ、Ｃｒ、ＢおよびＢｉの含有量は、上記範囲内の含有量とすることが好ましい。

[0041] Ｎｂ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｔｉ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｔｅ：０．０００５％以上０．０２００％以下

Ｎｂ、ＴｉおよびＴｅは、析出物形成元素である。インヒビターを用いない製造方法においては、必ずしも必要ではないが、比較的低温のスラブ加熱で固溶する範囲で極微量添加した場合、磁気特性が改善することがある。そのため、Ｎｂ、ＴｉおよびＴｅの含有量は、上記下限値以上とすることが好ましい。一方、Ｎｂ、ＴｉおよびＴｅの含有量が上記範囲の上限値を超えると、二次再結晶を不安定にさせる。そのため、Ｎｂ、ＴｉおよびＴｅの含有量は、上記上限値以下とすることが好ましい。

[0042] 上記の好適な成分組成に調整した溶鋼を、転炉、電気炉などを用いる公知の方法で精錬し、必要があれば真空処理などを施したのち、通常の造塊法や連続鋳造法を用いて鋼スラブ１を製造する。また、直接鋳造法を用いて１００ｍｍ以下の厚みの薄鋳片を直接製造してもよい。

[0043] 次いで、上記の成分組成を有する鋼スラブ１を、熱間圧延して熱延板とす

る。鋼スラブ１は、加熱炉において、例えば１０５０℃以上１３００℃未満の温度に加熱した後、熱間圧延することができる。本発明における鋼スラブ１は、好ましくはインヒビター成分が抑制されている場合、特に析出物の完全固溶のために１３００℃以上の高温処理に付す必要がない。鋼スラブ１を１３００℃以上の温度に加熱すると、結晶組織が大きくなりすぎ、集合組織の制御が困難となるため、加熱時の最高温度は１３００℃未満であることが好ましい。一方、鋼スラブ１の円滑な圧延の点から、鋼スラブ１を１０５０℃以上の温度に加熱することが好ましい。ここで、鋼スラブ１の温度は、鋼スラブ１の表面温度である。

[0044] ここで、本発明者らが鋼スラブ１の成分組成を基に算出した結果、加熱炉内の鋼スラブ１の温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、該温度範囲Ｔの中央値１０５０℃でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる鋼スラブ１を加熱するにあたり、鋼スラブ１を支える複数のスキッド２間の距離（以下、「スキッド間隔」とも言う。）が１．１ｍを超える加熱炉を利用する場合には、上記温度範囲Ｔにおける加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることが肝要であることが判明した。

[0045] 同一の加熱炉内でも、スキッド間隔は、必ずしも等間隔であるわけではない。発明者らによる調査の結果、複数のスキッド２のうちのあるスキッド２に着目し、隣接する２つのスキッド２までの距離が両側とも１．１ｍを超えている場合に、そのスキッド２と鋼スラブ１との接触位置に対応する熱延コイル上の位置に欠陥が生じていた。そこで、あるスキッド２に着目し、隣接する２つのスキッド２までの距離が両側とも１．１ｍを超えている場合には、加熱炉中の平均酸素濃度を５．０体積％以下とする。

[0046] なお、「スキッド間隔」は、２つのスキッド２の中心間の距離ではなく、２つのスキッド２の中心間の距離のうち、空間部分（隙間）の距離を意味している。ここで、両端にあるスキッド２については、スキッド間隔は考慮しない。また、加熱炉内の平均酸素濃度は、加熱炉内の酸素濃度の時間平均を意味している。さらに、鋼スラブ１の加熱温度が９５０℃以上１１５０℃の

範囲における温度、例えば、１０５０℃の場合には、９５０℃以上１０５０℃以下の温度範囲において、加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とする。

[0047] 熱間割れ抑制の観点からは、加熱炉中の酸素濃度は低いほど好ましいが、空気と燃料ガスとを混合して利用するタイプの加熱炉や、鋼スラブ１の出し入れの際、加熱炉に大気が巻き込まれる可能性のあるタイプの加熱炉の場合、平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることによって表面欠陥形成の抑制効果を大きく発揮させることができる。平均酸素濃度は、表面欠陥形成の抑制効果をより高めることができることから３．０体積％以下とすることがより好ましく、表面欠陥の形成をほぼ防止できることから０．５体積％以下とすることがさらに好ましい。

[0048] 上記９５０℃以上１１５０℃以下の温度範囲Ｔは、多くの場合、スラブ加熱における昇温工程の途中に該当する。そのため、上記温度範囲Ｔにおいて、鋼スラブ１の温度を直接測定したり、加熱炉内の対象箇所の雰囲気ガスを連続的に採取して酸素濃度を測定したりすることは少ない。一方で、炉内温度を変更する際に空燃比が変わったり、鋼スラブ１の出し入れが行われる際に大気を巻き込んだりして、炉内の雰囲気は刻々と変化する。したがって、上述のような酸素濃度の制御を行うために、スラブ温度を直接測温するか、計算によって対象温度域を把握し、対象温度域のガス雰囲気を連続的に把握するために、少なくとも加熱炉内の１か所以上で雰囲気を連続的に測定し、その変動に対して酸素濃度を低減するために不活性ガスの導入量を増加させる機構を有する加熱炉を用いることが好ましい。

[0049] 続いて、鋼スラブ１に対して熱間圧延を施すが、熱延コイルの形状改善と軽度の表面欠陥の顕在化を抑制するため、以下の圧延条件を適用することが好ましい。すなわち、鋼スラブ１の段階からシートバーとするまでの少なくとも連続する２つのパスの圧延を、１０３０℃以上１１５０℃以下の温度域にて、各パスが圧下率を５０％以下、歪み速度を１５／秒以上とし、２つのパス間の時間を５秒以上とすることが好ましい。また、２つのパス間の時間

を１５秒以上とすることがより好ましい。

[0050] 成分組成としてＣを０．０３％以上含有し、加熱炉内の９５０℃以上１１５０℃以下の温度でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる鋼スラブ１を用いる場合、１０３０℃以上１１５０℃以下近傍の温度でγ相率は最大となる。一般に、オーステナイト相はフェライト相に対して変形抵抗が高く、圧下されても変形しにくい。そのため、各パスの圧下率は５０％以下に制限することが好ましい。ここで圧下率を過剰に大きく取った場合、圧下前に軽度の表面欠陥であった場合にもロールとの摩擦によって割れが大きく広げられ、顕在化しやすくなる。また、２つのパス間の時間に関しては、１５秒以上とすることによって、一度変形によって形成された転位が回復、もしくは再結晶によって消失するため、変形抵抗を過剰に高めることなく圧延することができる。この点も摩擦抑制の観点で有利に働く。さらに歪み速度は１５／秒以上とすることが好ましい。歪み速度が低い、すなわち圧延速度が遅い場合には、ロールバイトに噛みこんでから圧延終了までに徐々に温度が低下するため、圧延を適正に行うことが難しくなり、形状劣化に繋がるおそれがある。

[0051] なお、上記歪み速度の算出は、下記のＥｋｅｌｕｎｄの式（２）を用いて算出した。

[数1]

$$\frac{d\varepsilon}{dt} \doteqdot \frac{v_R}{\sqrt{R'h_1}} \frac{2}{2-r} \times \sqrt{r} \qquad (2)$$

ここで、ｄε／ｄｔは歪み速度（／秒）、v_Rはロール周速度（ｍｍ／秒）、Ｒ’はロール半径（ｍｍ）、h_1はロール入側板厚（ｍｍ）、ｒは圧下率（％）である。このような圧延スケジュールを適用することにより、熱延コイルの形状を良好としつつ、軽度の表面欠陥についてはその顕在化を抑制することができる。

[0052] 熱延コイルにおける表面欠陥の有無は、目視により評価することができる。また、熱延コイルに対して表面欠陥を顕在化させる処理を施すことによって、表面欠陥の有無をより容易に評価することもできる。例えば、加熱炉内

で鋼スラブ１を支持するスキッド２の位置に対応する熱延コイルの箇所からサンプルを切り出し、次いでサンプルに対して酸洗を行って表面のスケールを除去した後、１８０℃で１分間乾燥させ、その後数日放置する。これにより、欠陥が存在する箇所では局所的に発錆を生じるため、表面欠陥の有無をより容易に評価することができる。

[0053] ただし、実機操業においては、熱延コイルを切り出してしまうと歩留まりを大幅に劣化させることに繋がるため、一般的な欠陥評価装置である過流センサーや光学式カメラを用いた欠陥検出計を用いて行うのが好ましい。

[0054] ここで、加熱炉において鋼スラブ１を支持するスキッド２の位置（すなわち、鋼スラブ１とスキッド２との接触位置）に対応する、熱延コイルにおける位置を求める方法について説明する。例えば、２００ｍｍの厚みを有する鋼スラブ１を２ｍｍに圧延する際に、鋼スラブ１の長手方向端部から３ｍの位置に着目するスキッド（すなわち、スキッド間隔が１．１ｍ超）２があり、鋼スラブ１を支持するそのスキッド２自体の幅が５０ｍｍであるとする。この場合、鋼スラブ１の長手方向端部から３ｍの位置は、熱延コイルにおいては、熱延コイルの長手方向端部から３ｍ×（２００ｍｍ／２ｍｍ）＝３００ｍの位置に対応する。また、鋼スラブ１に接触するスキッド２の幅は５０ｍｍであるが、鋼スラブ１における５０ｍｍ幅の領域は、熱延コイルにおいては、上述した０．１５ｍの誤差およびスキッド２の幅５０ｍｍから、（５０ｍｍ＋０．１５ｍ×２）×（２００ｍｍ／２ｍｍ）＝３５ｍ幅の領域に広がる。そこで、熱延コイルの長手方向端部から３００ｍ位置を中心に、前後１７．５ｍの領域が、鋼スラブ１の長手方向端部から３ｍの位置に対応する箇所となる。

[0055] ただし、圧延により鋼スラブ１の幅の広がりが発生した場合（例えば１ｍ幅の鋼スラブ１が１．１ｍ幅になった場合）、幅の広がり分を考慮して長さ方向への伸長分を減じる。上述の例では、端部から３００ｍ位置を中心に前後１７．５ｍの領域が表面欠陥の評価対象となり、その領域内の表面欠陥の個数を評価する。本発明の方法を用いることによって、熱延コイルでの表面

欠陥の発生を抑制することが可能となり、複数の熱延コイル、もしくは単一の熱延コイルについて複数の対象スキッドについて表面欠陥の個数を積算し、１スキッドあたりの欠陥発生量として平均化すると（例えば、２０以上のコイルについて）、０．３個以下にまで低減することができる。

[0056] なお、上記の説明では、熱延コイルでの評価方法について説明したが、以降行う冷間圧延後のコイルであっても、対象となる板厚は異なるものの、同様の対象箇所の設定および同様の手法により表面欠陥を評価することができる。

[0057] （方向性電磁鋼板の製造方法）

次に、本発明による方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。本発明による方向性電磁鋼板の製造方法は、上述した本発明による熱間圧延方法によって鋼スラブ１を熱間圧延し、得られた熱間圧延コイルに対して熱延板焼鈍を施した後、１回又は中間焼鈍を挟む２回以上の冷間圧延を施し、次いで任意に脱炭焼鈍を行った後、最終仕上焼鈍を施して方向性電磁鋼板を得ることを特徴とする。

[0058] 上述した熱間圧延後、熱延板焼鈍、冷間圧延を施すが、表面欠陥が抑制された熱延コイルでは、冷延工程での破断を抑制することができる。

[0059] 熱延板焼鈍は１１５０℃以下で行うことが好ましい。熱延板焼鈍の温度が１１５０℃を超えると、不可避的に混入するインヒビター形成成分が固溶し、冷却時に不均一に再析出するために、整粒一次再結晶組織を実現することが困難となり、二次再結晶の発達が阻害される。さらに、熱延板焼鈍の温度が１１５０℃を超えると、熱延板焼鈍後の粒径が粗大化しすぎることも、適正な一次再結晶組織を実現する上で不利になる。そこで、熱延板焼鈍は１１５０℃以下で行うことが好ましい。

[0060] 上記熱延板焼鈍後、必要に応じて中間焼鈍を挟む１回以上の冷間圧延を施したのち、脱炭焼鈍を行い、Ｃを磁気時効の起こらない５０ｐｐｍ以下、好ましくは３０ｐｐｍ以下に低減する。

[0061] なお、冷間圧延に際しては、圧延温度を８０℃以上１５０℃以下、圧延の

パス間の温度を１００℃以上３００℃以下に上昇させて行う時効処理を１回または複数回行うことが、ゴス組織を発達させる点で有効である。

[0062] また、最終冷間圧延後の脱炭焼鈍は、脱炭とともに圧延組織を有する冷間圧延板を一次再結晶させて、二次再結晶に最適な一次再結晶粒径に調整することも目的とする。このため、脱炭焼鈍はH_2混合雰囲気で露点を導入し、７５０℃以上９００℃以下で実施する。焼鈍の昇温時、５５０℃以上６８０℃以下の昇温速度を２００℃／秒以上とすると、集合組織改善効果をさらに高めることができる。また、脱炭焼鈍後に浸珪法によってＳｉ含有量を増加させる技術や、窒化法によってＮ含有量を増加させる技術を併用してもよい。

[0063] その後、最終仕上焼鈍を施すことにより、二次再結晶組織を発達させる。その際、ＭｇＯを主成分とする焼鈍分離剤を用いてフォルステライト被膜を形成させてもよい。このとき、Ｔｉ酸化物やＳｒ化合物等を分離剤中に適量添加することによって、さらにフォルステライト被膜の形成を有利にすることができる。特に、フォルステライト被膜形成を均一に進める助剤の添加は、剥離特性改善のためにも有利に働く。また，Al_2O_3などの任意の焼鈍分離剤を用いて被膜形成を抑止しても構わない。

[0064] 最終仕上焼鈍は、二次再結晶発現のために８００℃以上で行うことが好ましいが、８００℃までの加熱速度は、磁気特性に大きな影響を与えないため、任意の条件で行うことができる。焼鈍雰囲気は、N_2、Ａｒ、H_2あるいはこれらの混合ガスのいずれも用いることができる。二次再結晶をより有利に行うために、二次再結晶温度近傍で等温保持することができる。ただし、これは、昇温速度を緩やかにするなどでも達成できるため、必ずしも等温での保持が必要なわけではない。最終製品で微量成分が析出してしまうと磁気特性の劣化に繋がるため、焼鈍の最高温度は、成分純化のために１１００℃以上とすることが好ましい。

[0065] 上記の最終仕上焼鈍後、鋼板表面に、さらに絶縁被膜を塗布、焼き付けることもできる。かかる絶縁被膜の種類については、特に限定されず、従来公知のあらゆる絶縁被膜が適合する。例えば、特開昭５０－７９４４２号公報

や特開昭４８－３９３３８号公報に記載されているリン酸塩－クロム酸塩－コロイダルシリカを含有する塗布液を鋼板に塗布し、８００℃程度で焼き付ける方法が好適である。

[0066] また、平坦化焼鈍により、鋼板の形状整えることも可能であり、さらにこの平坦化焼鈍を絶縁被膜の焼き付け処理と兼備させることもできる。

[0067] （方向性電磁鋼板用熱間圧延コイル）

本発明による方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルは、上述した本発明による熱間圧延方法によって鋼スラブ１を熱間圧延して得られた方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルであって、鋼スラブ１の加熱時のスキッド２上の位置に相当する箇所に対し、熱間圧延の圧延方向の前後L_0（ｍ）の範囲の表面欠陥が平均０．３個以下であることを特徴とする。ただし、L_0（ｍ）は、スキッド１の幅をＸ、鋼スラブ１の厚みをY_1（ｍ）、方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルの厚みをY_2（ｍ）として、下記の式（１）で与えられる。

$$L_0(m) = \{0.15(m) + X(m)\} \times Y_1(mm) / Y_2(mm) \quad (1)$$

[0068] 上述のように、本発明による熱間圧延方法においては、加熱炉内の鋼スラブ１の温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、温度範囲Ｔにおける加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることを特徴としている。これにより、鋼スラブ１における対象のスキッド２が支持した位置に対応する熱延コイルにおける位置にて表面欠陥を低減することができる。具体的には、熱延コイルの端部から$X(m) \times Y_1(mm) / Y_2(mm)$の位置の前後$L_0$（ｍ）の領域が、鋼スラブ１が対象のスキッド２によって支持された位置に対応しており、上記領域における表面欠陥の発生を平均０．３個以下に抑制することができる。表面欠陥の平均の個数は、例えば２０以上のコイルに対する平均とすることができる。

実施例

[0069] （実施例１）

質量％で、Ｃ：０．０３５％以上０．０５５％以下、Ｓｉ：３．０％以上

３．４％以下、Ｍｎ：０．０７％、Ａｌ：０．００５％以上０．００８％以下、Ｎ、Ｏ、Ｓ＋０．４０５×Ｓｅ：各々０．００６０％未満とし、残部がＦｅおよび不可避的不純物よりなるインヒビター成分を含有しない厚み２００ｍｍの鋼スラブ１を、スキッド幅５０ｍｍおよび図２に示すスキッド間隔を有する複数のスキッド２を備える加熱炉で加熱した。なお、図２における数値の和は、スキッドＤの中心またはスキッドＣの中心から鋼スラブ１の長手方向端部までの距離を示している。

[0070] 加熱炉内では、加熱パターンとして、シフトスキッド３よりも上流（以下、「シフト前」とも言う。）で鋼スラブ１を１１５０℃まで加熱し、シフトスキッド３の下流（以下、「シフト後」と言う。）で鋼スラブ１を１２５０℃まで加熱するＡパターン、およびシフト前で鋼スラブ１を９５０℃まで加熱し、シフト後に鋼スラブ１を１２００℃まで加熱するＢパターンのいずれかを採用した。また加熱炉に対しては、耐熱性ガス吸引管を加熱炉内に設置し、連続的に酸素濃度を測定する機構を設け、シフト前、シフト後の位置に供給するN_2ガスの量を制御することによって、加熱炉の開閉、バーナー燃焼効率変更時の酸素濃度変動をリアルタイムに制御した。また一部の条件（表１のＮｏ．１３）では、加熱炉の開閉時に侵入する大気の影響を受けて加熱炉内の酸素濃度が瞬間的に上昇する状況についても実験を行った。なお、表１において、Ｎｏ．１３のシフト前炉内平均酸素濃度およびシフト後炉内平均酸素濃度における括弧内の数値は、加熱炉を瞬間的に開閉した後の値を示している。鋼スラブ１の温度は、熱電対を取り付けた鋼スラブ１を加熱炉内で加熱し、鋼スラブ１に対する入熱量を評価した上で、炉内温度から数値計算によって算出できる状態とし、その計算スラブ温度を基準に実験を実施した。加熱炉から抽出した後、４パスで行う粗圧延の３パス目と４パス目をそれぞれ表１に示す条件で行った。続いて、８５０℃以上９５０℃の温度域にて複数パスで行う仕上熱間圧延を施して、２．０ｍｍ厚に仕上げた。また仕上熱間圧延では、ロール間の鋼板に対し張力を適度に付与することによって、幅の広がりを極力抑制した。同一製造条件からなる熱延コイルを２０コイ

ル作製した。

[0071] 得られた熱延コイルにおいて、長手方向端部を基準点として、対象とするスキッド２が支持した鋼スラブ１における位置（鋼スラブ１と対象とするスキッド２との接触位置）に対応する箇所からサンプルを切り出した。このサンプルに対して、８０℃にて１２０秒間、５％ＨＣｌ中で酸洗を行って表面のスケールを除去した後、１８０℃にて１分間の熱処理によって表面を乾燥させ、７日間放置した後、局所的に発錆が生じた箇所の数を確認した。得られた結果を表２に示す。

[0072] 表２において、本発明が対象とするスキッド２は、シフト前については「ｃ」、シフト後については「ＣおよびＤ」で示したスキッド２であり、比較例については、表面欠陥は１スキッドあたり２．５個以上と多かった。これに対して、発明例については、表面欠陥の数は、１スキッドあたり０．３個以下と少なく、酸素濃度が３．０体積％以下の場合には、１スキッドあたり０．１個以下と、表面欠陥をほぼ防止できた。このように、本発明により、表面欠陥の個数を大きく低減できることが分かる。

[0073]

[表1]

表1

No	添加成分（質量%）						1350℃ γ相率 (mol%)	加熱パターン	シフト前炉内 平均酸素濃度 〈体積%〉	シフト後炉内 平均酸素濃度 (体積%)	炉内平均酸素濃度 (体積%)	粗圧延3パス目			粗圧延4パス目			3-4パス間の時間 (秒)
	C	Si	Mn	Al	N	S+0.405Se						温度 (℃)	各圧下率 (%)	歪み速度 (/秒)	温度 (℃)	各圧下率 (%)	歪み速度 (/秒)	
1	0.035	3.4	0.07	0.006	0.004	0.0012	5	A	5.1	3.5	4.5	1035	25	25	1010	38	40	28
2									4.8	2.5	3.9	1110	30	25	1080	30	25	45
3									2.7	2.1	2.6	1080	55	15	1050	30	25	13
4									2.6	2.5	2.6	1080	30	25	1050	30	28	50
5									2.8	2.6	2.7	1160	31	25	1120	42	40	38
6	0.040	3.2	0.07	0.008	0.005	0.0038	10	B	7.3	3.4	3.7	1090	28	25	1070	18	13	90
7									7.3	3.4	3.7	1090	28	25	1070	45	40	14
8									7.3	3.4	3.7	1090	28	25	1070	18	42	30
9									3.2	3.2	4.0	1090	28	25	1070	18	42	14
10									6.2	2.2	4.6	1070	30	25	1050	30	25	38
11									0.9	0.5	0.7	1150	52	45	1100	25	20	65
12									0.9	0.5	0.7	1150	48	50	1100	25	20	65
13									0.9 (1.2)	0.5 (5.1)	0.7 (1.7)	1100	35	30	1060	35	30	20
14	0.055	3.4	0.07	0.005	0.003	0.0024	16	A	1.9	2.9	2.3	1100	18	22	1070	55	46	13
15								B	3.5	0.9	2.5	1100	25	25	1070	26	21	50

注：下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0074] [表2]

表2

No	表面欠陥の発生数（1スキッドあたり）												備考
	A	a	B	b	C	c	D	d	e	E	f	F	
1	0	0	0	0	0	5.6	0	0	0	0	0	0	比較例
2	0	0.1	0	0	0	0.3	0	0	0	0	0.1	0	発明例
3	0	0	0	0	0	0.1	0	0	0.1	0	0	0	発明例
4	0	0	0	0.1	0	0	0	0	0	0	0	0	発明例
5	0	0.1	0	0	0	0.1	0	0	0	0	0	0	発明例
6	0	0.1	0	0	0.3	0	0.2	0	0	0	0.1	0	発明例
7	0	0	0.1	0	0.3	0	0.2	0	0	0	0	0	発明例
8	0	0	0.1	0	0.2	0	0.1	0	0	0	0	0	発明例
9	0	0	0.1	0	4.8	0	5.5	0	0	0	0	0	比較例
10	0	0.1	0	0	0.1	0	0	0.1	0	0	0	0	発明例
11	0	0	0	0	0	0	0.1	0	0	0	0	0	発明例
12	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	発明例
13	0.1	0	0	0	3.1	0	2.5	0	0.1	0	0	0.1	比較例
14	0	0	0	0	0	0.1	0	0	0	0	0	0	発明例
15	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	発明例

注：下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0075]（実施例２）

Ｃ：０．０４％、Ｓｉ：３．３％、Ｍｎ：０．０５％を含有し、その他、表３に示す成分を含有し、全ての温度範囲においてγ相率が２０ｍｏｌ％以下と算出される鋼スラブ１を、実施例１と同じように図２のスキッド配置を有する加熱炉を用いて、シフト前に１１５０℃まで加熱し、シフト後１２５０℃まで加熱する加熱パターンで加熱し、表３に示す条件で熱間圧延した。幾つかの熱延コイルは同一条件で２０コイル作製し、そのうち１０コイルに対し、鋼スラブ１における符号「ｃ」が付されたスキッド２に支持された位置に対応する位置の部分を切り出し、実施例１と同様の方法で表面欠陥の発生量を評価した。サンプル採取を行わなかった熱延コイル（各１０コイル）は、到達温度１０２０℃の熱延板焼鈍を行った。その後、各素材を２回の圧延で最終板厚とする圧延２回法と、１回の圧延で最終板厚とする圧延１回法とに振り分けた。圧延２回法素材では、リバース式ミルにて１００℃で１．７ｍｍに１次冷延を実施し、目標板厚となった後、９００℃にて１分間の中間焼鈍を施したのち、再びリバース式の二次冷間圧延を行い、途中２００℃の巻取り時効処理を行いつつ、板厚０．２２ｍｍとした。また、圧延１回法に振り分けた素材は、タンデムミルを用いて、板厚０．２６ｍｍまで圧延した。各素材（１０コイル）が圧延ライン通板中に破断したかどうかも同時に評価した。最終板厚となった冷間圧延板は、昇温時５５０℃以上６８０℃以下の昇温速度３００℃／秒、均熱温度を８４０℃、均熱時間６０秒の一次再結晶焼鈍を施し、ＭｇＯ：９５％、TiO_2：５％の焼鈍分離剤を、水スラリーとして鋼板表面に塗布し、二次再結晶焼鈍に供した。このようにして得られた仕上焼鈍板の表面に、リン酸塩－クロム酸塩－コロイダルシリカを質量比３：１：３で含有する塗布液を塗布し、８００℃で焼き付けた。得られた製品板コイルの幅中央部の磁気特性も確認した。なお、表３において、「その他の成分」を含まない場合には、B_8（磁化力８００Ａ／ｍにおける磁束密度）が１．９１０以上であれば、磁気特性が良好と判断することができ、「その他の成分」を含む場合には、B_8が１．９１５以上であれば、磁気特性が

良好と判断することができる。

[0076]

[表3]

表3

No	添加成分（質量%）						シフ～前平均圧粉体温度（体積%）	製造ライン	粗圧延3パス目			粗圧延4パス目			3-4パス間の時間（秒）	スキッドに位置表面欠陥数	圧延時破断率（%）	磁束密度 B_8（T）
	C	Si	Mn	Al	N	S+0.405Se	その他の成分		温度（℃）	冷却率（%）	歪み速度（/秒）	温度（℃）	冷却率（%）	歪み速度（/秒）				
16	0.04	3.3	0.05	0.027	0.004	0.0036		6.2	圧延2回	1170	30	25	1130	35	30	53	6.5	-	-
17				0.027	0.004	0.0036		6.2	圧延2回	1170	30	25	1130	35	30	53	-	20	1.902
18				0.026	0.005	0.0038		4.6	圧延2回	1120	55	48	1090	22	20	35	0.3	-	-
19				0.026	0.005	0.0038		4.6	圧延2回	1120	55	48	1090	22	20	35	-	0	1.908
20				0.026	0.005	0.0038		2.2	圧延1回	1120	30	25	1090	35	30	44	0	-	-
21				0.026	0.005	0.0038		2.2	圧延1回	1120	30	25	1090	35	30	44	-	0	1.912
22				0.025	0.003	0.0033	Ni:0.03, Sn:0.01, P:0.07	5.1	圧延1回	1090	28	25	1070	18	13	90	-	10	1.916
23				0.025	0.003	0.0033	Ni:0.03, Sn:0.01, P:0.07	2.9	圧延1回	1120	30	25	1090	35	30	44	-	0	1.922
24				0.024	0.003	0.0030	Sb:0.03, Mo:0.04, Cr:0.04	4.8	圧延2回	1095	35	32	1075	33	35	56	-	0	1.921
25				0.024	0.003	0.0030	Sb:0.03, Mo:0.04, Cr:0.04	4.8	圧延2回	1160	35	32	1120	33	35	56	-	10	1.900
26				0.028	0.004	0.0029	Cu:0.02, B:0.001	4.6	圧延2回	1105	29	25	1055	55	51	18	-	10	1.917
27				0.028	0.004	0.0029	Cu:0.02, B:0.001	4.6	圧延2回	1105	29	30	1055	40	38	35	-	0	1.921
28				0.024	0.004	0.0040	Ni:0.02, Sn:0.02, Bi:0.001	0.2	圧延2回	1110	32	33	1085	28	25	27	-	0	1.921
29				0.025	0.003	0.0042	P:0.04, Sb:0.03, Nb:0.003, Te:0.001	0.2	圧延2回	1110	32	33	1085	28	25	27	-	0	1.918

注：下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0077] 表３から、発明例においては製造安定性が向上し、また良好な磁気特性が得られることが分かる。

産業上の利用可能性

[0078] 本発明によれば、表面欠陥の少ない熱間圧延コイルを得ることができる。

符号の説明

[0079] １ 鋼スラブ

２ スキッド

３ シフトスキッド

請求の範囲

[請求項1] 鋼スラブを加熱炉で加熱した後、熱間圧延する熱間圧延方法であって、

前記加熱炉内の前記鋼スラブの温度が９５０℃以上１１５０℃以下となる温度範囲Ｔにおいて、

前記温度範囲Ｔの中央値である１０５０℃でのγ相率が２０ｍｏｌ％以下となる成分組成を有する鋼スラブを加熱するにあたり、前記鋼スラブを支持する複数のスキッド間の距離が１．１ｍを超える加熱炉を利用する場合に、

前記温度範囲Ｔにおける前記加熱炉内の平均酸素濃度を５．０体積％以下とすることを特徴とする熱間圧延方法。

[請求項2] 前記温度範囲Ｔにおける前記加熱炉内の平均酸素濃度を３．０体積％以下とする、請求項１に記載の熱間圧延方法。

[請求項3] 前記熱間圧延が、連続する２つのパスの熱間圧延を含み、各パスが１０３０℃以上１１５０℃以下の温度域にて、圧下率５０％以下、歪み速度１５／秒以上の条件で行われ、前記２つのパス間の時間が１５秒以上である、請求項１または２に記載の熱間圧延方法。

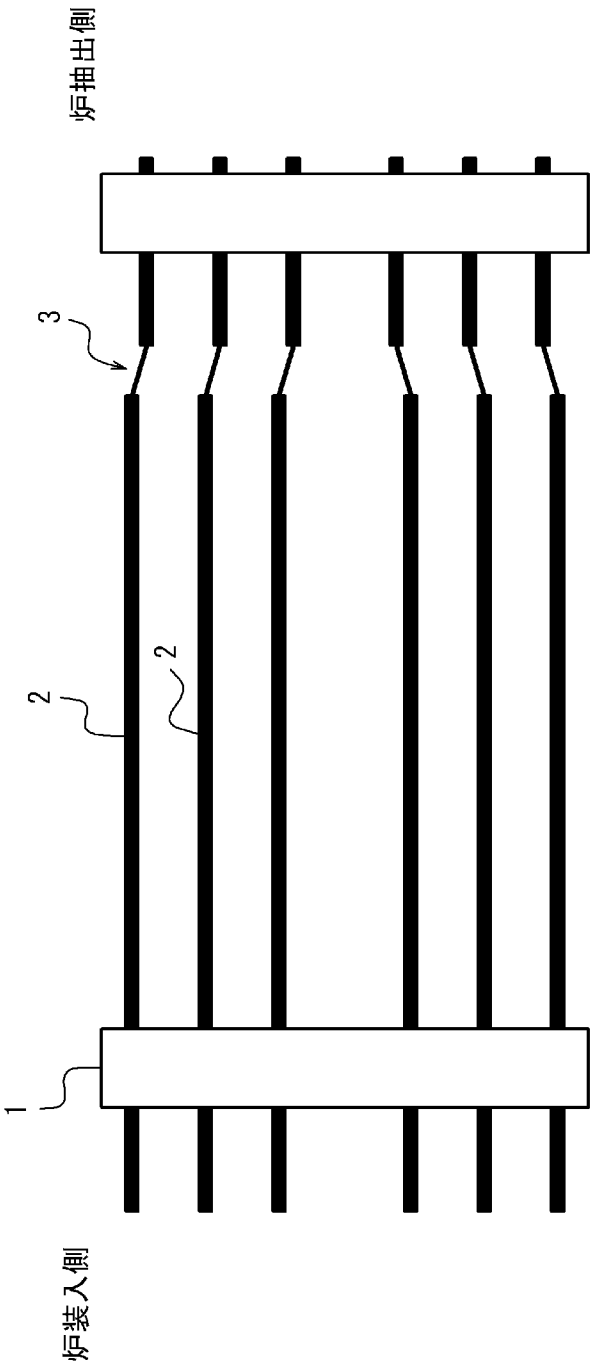
[請求項4] 請求項１～３のいずれか一項に記載の熱間圧延方法によって鋼スラブを熱間圧延し、得られた熱間圧延コイルに対して熱延板焼鈍を施した後、１回又は中間焼鈍を挟む２回以上の冷間圧延を施し、次いで任意に脱炭焼鈍を行った後、最終仕上焼鈍を施して方向性電磁鋼板を得る、方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項5] 請求項１～３のいずれか一項に記載の熱間圧延方法によって鋼スラブを熱間圧延して得られた方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルであって、前記鋼スラブの加熱時の前記スキッド上の位置に相当する箇所に対し、前記熱間圧延の圧延方向の前後L_0（ｍ）の範囲の表面欠陥が平均０．３個以下であることを特徴とする方向性電磁鋼板用熱間圧延コイル。

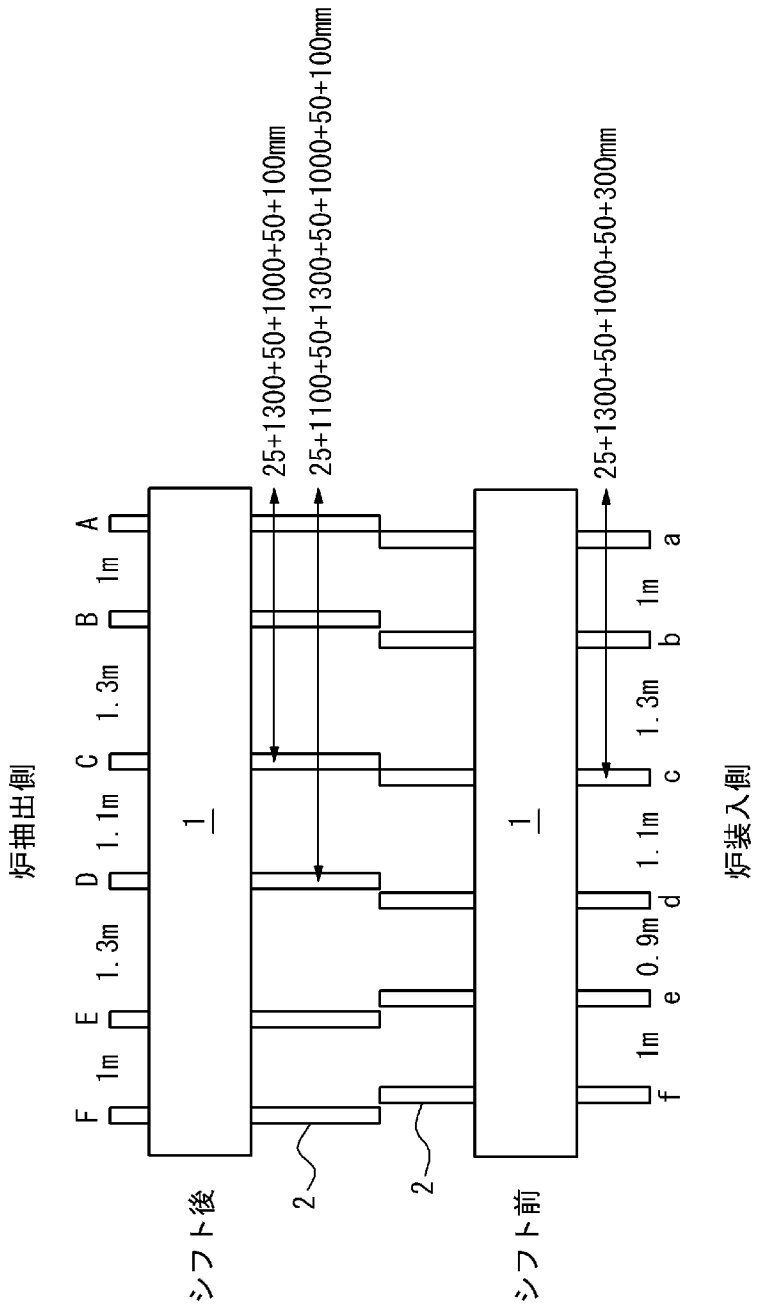
ただし、L_0（ｍ）は、前記スキッドの幅をＸ、前記鋼スラブの厚みをY_1（ｍ）、前記方向性電磁鋼板用熱間圧延コイルの厚みをY_2（ｍ）として、下記の式（１）で与えられる。

$$L_0(m) = \{0.15(m) + X(m)\} \times Y_1(mm) / Y_2(mm) \quad (1)$$

[図1]



[図2]


炉抽出側
炉装入側
シフト後
シフト前
1
1
2
2
A
B
C
D
E
F
a
b
c
d
e
f
1m
1.3m
1.1m
0.9m
25+1300+50+1000+50+100mm
25+1100+50+1300+50+1000+50+100mm
25+1300+50+1000+50+300mm

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/040885

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 8/12(2006.01)i; ***B21B 1/26***(2006.01)i; ***B21B 3/02***(2006.01)i; ***C21D 9/00***(2006.01)i; ***C22C 38/00***(2006.01)i; ***C22C 38/60***(2006.01)i; ***H01F 1/147***(2006.01)i
FI: C21D8/12 B; C21D9/00 101A; B21B3/02; B21B1/26 D; H01F1/147 175; C22C38/00 303U; C22C38/60

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)

C21D8/12; B21B1/26; B21B3/02; C21D9/00; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60; H01F1/147

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 1971-2025
Registered utility model specifications of Japan 1996-2025
Published registered utility model applications of Japan 1994-2025

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.
Y	JP 2004-291051 A (JFE STEEL CORPORATION) 21 October 2004 (2004-10-21) claims, paragraphs [0027]-[0028], table 1	1-2, 4
A		3, 5
Y	Microfilm of the specification and drawings annexed to the request of Japanese Utility Model Application No. 144734/1977 (Laid-open No. 70907/1979) (KAWASAKI STEEL CORP.) 19 May 1979 (1979-05-19), claims, p. 2, line 2 to p. 4, line 4, fig. 1-2	1-2, 4
A		3, 5
X	JP 52-105507 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 05 September 1977 (1977-09-05) claims, p. 1, lower left column, lines 13-15, p. 2, upper left column, line 10 to lower right column, line 16	5
A		1-4
A	JP 60-114518 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 21 June 1985 (1985-06-21) entire text, all drawings	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
"D" document cited by the applicant in the international application
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
03 February 2025	**18 February 2025**

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/040885

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 4898628 A (ARMCO ADVANCED MATERIALS CORPORATION) 06 February 1990 (1990-02-06) entire text, all drawings	1-5

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/040885

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2004-291051 A	21 October 2004	(Family: none)	
JP 54-70907 U1	19 May 1979	(Family: none)	
JP 52-105507 A	05 September 1977	(Family: none)	
JP 60-114518 A	21 June 1985	(Family: none)	
US 4898628 A	06 February 1990	DE 4001524 A1 entire text, all drawings BR 8906566 A CA 2005027 A1 IN 171870 B	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/040885

A.　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 8/12(2006.01)i; B21B 1/26(2006.01)i; B21B 3/02(2006.01)i; C21D 9/00(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i
FI: C21D8/12 B; C21D9/00 101A; B21B3/02; B21B1/26 D; H01F1/147 175; C22C38/00 303U; C22C38/60

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））

C21D8/12; B21B1/26; B21B3/02; C21D9/00; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60; H01F1/147

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	１９７１－２０２５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２５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
Y	JP 2004-291051 A (ＪＦＥスチール株式会社) 21.10.2004 (2004-10-21) 特許請求の範囲,0027-0028,表1	1-2,4
A		3,5
Y	日本国実用新案登録出願52-144734号(日本国実用新案登録出願公開54-70907号)の願書に添付した明細書及び図面の内容を撮影したマイクロフィルム（川崎製鉄株式会社）19.05.1979 (1979-05-19) 実用新案登録請求の範囲,第2頁第2行-第4頁第4行,第1図-第2図	1-2,4
A		3,5
X	JP 52-105507 A (川崎製鉄株式会社) 05.09.1977 (1977-09-05) 特許請求の範囲,第1頁左下欄第13-15行,第2頁左上欄第10行-右下欄第16行	5
A		1-4
A	JP 60-114518 A (川崎製鉄株式会社) 21.06.1985 (1985-06-21) 全文,全図	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。

*　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
"D" 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
"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
03.02.2025	18.02.2025

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）

鈴木　葉子 4K 3557

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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	US 4898628 A (ARMCO ADVANCED MATERIALS CORPORATION) 06.02.1990 (1990-02-06) 全文,全図	1-5

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/040885

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2004-291051 A	21.10.2004	（ファミリーなし）	
JP 54-70907 U1	19.05.1979	（ファミリーなし）	
JP 52-105507 A	05.09.1977	（ファミリーなし）	
JP 60-114518 A	21.06.1985	（ファミリーなし）	
US 4898628 A	06.02.1990	DE 4001524 A1 全文,全図 BR 8906566 A CA 2005027 A1 IN 171870 B	