(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1月2日(02.01.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/005169 A1

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

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/023290

(22) 国際出願日： 2024年6月27日(27.06.2024)

(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 2023-106555 2023年6月29日(29.06.2023) JP

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

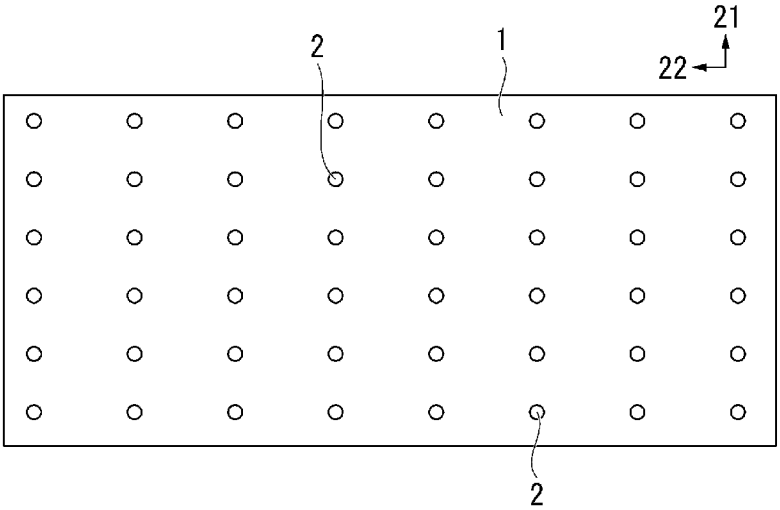
(72) 発明者: 中村 修一 (**NAKAMURA Shuichi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 高橋 史明(**TAKAHASHI Fumiaki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 松沼 泰史，外 (**MATSUNUMA Yasushi** et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目９番２号 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, 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.

(54) **Title:** COLD-ROLLED STEEL SHEET

(54) 発明の名称： 冷延鋼板



(57) **Abstract:** In this cold-rolled steel sheet for grain-oriented electromagnetic steel sheets, when a region of 100 mm × 100 mm on the plate surface has been defined into divided sections and it has been confirmed for at least 100 of the divided sections whether Goss-oriented grains are included in the divided sections, divided sections that contain at least one Goss-oriented grain having a grain diameter of 5 μm or more constitute 30 area% or more with respect to all of the divided sections.

(57) 要約：この方向性電磁鋼板用の冷延鋼板は、板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、この分割区画内にゴス方位粒が含まれるかを少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画が、すべての分割区画に対して、３０面積％以上である。

WO 2025/005169 A1

(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)）

明　細　書

発明の名称 ： 冷延鋼板

技術分野

[0001]　本発明は、方向性電磁鋼板用の冷延鋼板に関する。

本願は、２０２３年６月２９日に、日本に出願された特願２０２３－１０６５５５号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002]　方向性電磁鋼板は、Ｓｉを含み、その結晶粒の結晶方位がゴス方位（立方晶｛１１０｝＜００１＞）近傍に集積しており、磁化容易軸である＜００１＞方位が鋼板製造工程における圧延方向にほぼ揃っている。このような方向性電磁鋼板は、トランスの鉄芯等の材料として非常に優れている。方向性電磁鋼板の磁気特性のうちで特に重要なものは磁束密度及び鉄損である。

[0003]　所定の磁化力が印加されたときの方向性電磁鋼板の磁束密度は、結晶粒の磁化容易軸が鋼板の圧延方向に揃った度合い、すなわち結晶方位の配向性が高いものほど大きくなる傾向がある。磁束密度を表す指標として、一般的に磁束密度B_8が用いられる。磁束密度B_8は、８００Ａ／ｍの磁化力が圧延方向に印加されたときに、磁化された方向性電磁鋼板の磁束密度の値である。すなわち、磁束密度B_8の値が大きい方向性電磁鋼板ほど、一定の磁化力で磁化されやすく、磁束密度が大きくなるため、小型で効率の優れたトランスに適しているといえる。

[0004]　また、鉄損を表す指標として、一般的に鉄損$W_{17/50}$が用いられる。鉄損$W_{17/50}$は、最大磁束密度が１．７Ｔ、周波数が５０Ｈｚの条件下で方向性電磁鋼板を交流励磁したときの鉄損である。鉄損$W_{17/50}$の値が小さい方向性電磁鋼板ほど、エネルギー損失が低くトランスに適しているといえる。

[0005]　鉄損を低減させる方法としては、渦電流損の低減に有効なＳｉを含有させて電気抵抗を高める方法、鋼板板厚を薄くする方法、結晶粒径を小さくする方法、およびヒステリシス損の低減に有効な結晶粒の方位を揃える方法等が

ある。すなわち、磁束密度B_8の値が大きいほど、結晶方位がゴス方位に揃い、ヒステリシス損が低減するため、磁束密度B_8の値が大きいほど、鉄損$W_{17/50}$の値が小さくなるという傾向がある。一方、結晶方位の集積度を向上させるためにゴス方位粒の発達を促進すると、結晶粒径が大きくなる傾向をもつため、渦電流損が大きくなり、B_8の値が高くても結晶粒が大きくなりすぎる場合には、鉄損が劣化するという二律背反性が存在する。

[0006] 近年、人工的に磁区幅を細分化するため、レーザー光やプラズマジェットなどの照射により歪を導入することや、あるいは機械的にもしくはエッチングなどにより溝を形成することで、磁区を制御する方法が開発されている。このような方法を用いることによって、結晶方位の集積度を高めて磁束密度を高くした鋼板では、二次再結晶粒径が大きくなった場合であっても、渦電流損を低減することができ、鉄損を十分に低減することができる。ただし、鋼板に歪を導入すると、歪のため、磁歪（λ_{P-P}）が増大することとなる。また、磁区細分化後に８００℃程度の温度で熱処理を施すと鉄損低減効果は消失してしまうので、照射後８００℃以上の歪み取り焼鈍を必要とする用途に用いることはできない。一方、溝による磁区制御方法では、磁束密度B_8が低下する問題がある。

[0007] 一般的に、方向性電磁鋼板は、次のようにして製造されている。Ｓｉを所定の量含む鋼板の素材（スラブ）を熱間圧延、焼鈍、及び冷間圧延を行い、所望の厚さの鋼板を得る。次いで、冷間圧延後の鋼板を焼鈍（一次焼鈍、脱炭焼鈍ともいう。）する。この焼鈍により、一次再結晶が生じ、一次再結晶粒の中に、圧延方向に磁化容易軸が揃った、｛１１０｝＜００１＞で記述される厳密なゴス（Ｇｏｓｓ）方位からのずれ角が１０°以下の結晶方位をもつ結晶粒（以下、ゴス方位粒とよぶ）が形成される。この焼鈍は、脱炭焼鈍も兼ねている。その後、一次再結晶が生じた鋼板の表面に、ＭｇＯを主成分とする焼鈍分離剤を塗布する。続いて、焼鈍分離剤が塗布された鋼板を巻き取って鋼板コイルを作製し、この鋼板コイルに対してバッチ処理の焼鈍（二次再結晶焼鈍、仕上げ焼鈍ともいう）を行う。この焼鈍により、ゴス方位粒

が他の結晶粒を蚕食し、二次再結晶が生じると共に、鋼板の表面にいわゆるグラス被膜が形成される。二次再結晶の際には、鋼板に含まれるインヒビターの影響により、ゴス方位粒が優先的に成長し、大きいものでは結晶粒径が１００ｍｍ以上となる場合がある。次いで、鋼板コイルを巻き解きながら、二次再結晶が生じた鋼板を平坦化する焼鈍及び絶縁被膜の形成等を行う。

[0008] 方向性電磁鋼板は、上述のように、仕上げ焼鈍中に二次再結晶を起こさせ、｛１１０｝＜００１＞方位に集積したゴス方位粒からなる結晶組織を得ることにより、所定の磁気特性を得ている。この結晶組織を得るためには、一次焼鈍後に、マイナーであるゴス方位粒の存在頻度を大きくすることや、ゴス方位粒と結晶格子の整合性がよい結晶粒の存在頻度を大きくすることが有効である。例えば、｛１１０｝＜００１＞方位と結晶格子の整合性が高く且つゴス方位とΣ９の対応方位関係をもつ｛７７８｝＜４４７＞（≒｛１１１｝＜１１２＞）方位や｛４１１｝＜１４８＞方位の結晶粒（対応方位粒とよぶ）は、ゴス方位粒によって蚕食されやすい結晶粒であり、一次再結晶組織中に多く含まれることが有効である。ただ、上記の一次焼鈍で生成する結晶粒の結晶方位を制御する際、ゴス方位粒の存在頻度と対応方位関係をもつ結晶粒の存在頻度とを同時に向上させることは難しい。例えば、冷延圧下率が８５％以上の領域では、ゴス方位粒によって蚕食されやすい対応方位粒は、冷延圧下率の上昇に伴って存在頻度が上昇していくのに対して、ゴス方位粒は、冷延圧下率の上昇に伴って存在頻度が減少していく。また、一次再結晶集合組織中でマイナー方位であるゴス方位粒は、一次焼鈍の加熱速度を速めるに従い存在頻度が増加するのに対して、一次再結晶集合組織中でメジャー方位である｛１１１｝＜１１２＞方位をもつ対応方位粒は、一次焼鈍の加熱速度が速くなると逆に存在頻度が減少する。

即ち、従来の工程制御条件では、ゴス方位粒の存在頻度とゴス方位粒に蚕食されやすい対応方位粒の存在頻度とを独立に制御することができていなかった。

[0009] ここで、方向性電磁鋼板で観測される結晶方位の、圧延面法線方向Ｚ（Ｎ

Ｄ）周りにおける理想｛１１０｝＜００１＞方位からのずれ角をずれ角α、圧延直角方向Ｃ（ＴＤ）周りにおける理想｛１１０｝＜００１＞方位からのずれ角をずれ角β、圧延方向Ｌ（ＲＤ）周りにおける理想｛１１０｝＜００１＞方位からのずれ角をずれ角γとする。そして、角度偏差θとして、方向性電磁鋼板で観測される結晶方位の、上記ＮＤ、ＴＤ、ＲＤ周りでのずれ角α、β、γから、下記（式１）により得られる理想｛１１０｝＜００１＞方位からの角度偏差θを定義する。

$$\theta = (\alpha^2 + \beta^2 + \gamma^2)^{1/2} \qquad \text{（式１）}$$

[0010] 前述のように、ゴス方位粒は、厳密な意味でのゴス方位（理想ゴス方位）をもつ結晶粒（理想ゴス方位粒とよぶ）ではない。各結晶粒の磁化容易軸方向（立方晶｛１１０｝＜００１＞）と圧延方向とは完全に一致するとは限らず、磁化容易軸方向と圧延方向との間に角度偏差θが存在する。（式１）に基づいて理想ゴス方位との角度偏差θが１０°以下となる結晶粒をゴス方位粒（実用ゴス方位粒）と呼ぶ。実用ゴス方位粒の角度偏差θが増大すると、結晶方位の配向性が低下し、磁束密度B_8が低下する。

[0011] 一般に、一次再結晶後の鋼板中に含まれるゴス方位粒には、角度偏差θが大きい粒も混在している。ただ、二次再結晶によって結晶粒が成長する際、二次再結晶初期における結晶粒径のサイズアドバンテージの効果を除けば、ゴス方位粒のうちでも角度偏差θが小さい結晶粒ほど、粒成長駆動力が大きく、二次再結晶が完了するまで優先的に成長し続ける。そのため、角度偏差θの小さなゴス方位粒ほど、二次再結晶後の結晶粒径が大径化しやすい。即ち、二次再結晶粒をゴス方位へ高配向させるような製造方法では、特定の結晶粒を優先成長させるので、必然的に結晶粒径が増大しやすい。

[0012] また、二次再結晶の際、鋼板は平坦ではなくコイル状に巻かれて湾曲しているが、結晶粒は結晶方位の直線性を保ちながら成長する。そのため、二次再結晶後にコイル状の鋼板を巻き解いて平坦化すると、結晶粒内で磁化容易軸方向が方向性電磁鋼板の表面と平行にならない部分が生じる。このコイル巻き戻しに起因して、主にずれ角βの値が大きくなり、角度偏差θも大きく

なる。コイル巻き戻しに起因する角度偏差θの増大は、結晶粒径が大きいほど顕著となる。すなわち、角度偏差θの小さなゴス方位粒は、二次再結晶時に優先的に粒成長しやすいが、二次再結晶粒径が粗大となればコイル巻き戻しによって角度偏差θが増大する。

[0013] 特許文献１には、最終冷間圧延後の鋼板表面に、エッチング処理を施して所定の条件を満足する線状溝を形成し、その後の一次焼鈍で、鋼板温度が５００℃以上７５０℃以下の温度域における加熱速度を、線状溝以外の部分に比べて線状溝部分で速くする技術が開示されている。特許文献１では、人工的に加熱速度が速い箇所と加熱速度の遅い箇所とを作ることによって、積極的に（１１０）［００１］方位粒の存在頻度を高めた箇所（線状溝部分）と、（１１１）［１１２］方位粒の存在頻度を高めた場所（線状溝以外の部分）とを配置する。

[0014] 特許文献２には、冷間圧延と仕上げ焼鈍との間に、珪素鋼板の表面に向けてレーザビームを圧延方向に関して所定の間隔ＰＬで複数回照射する技術が開示されている。この珪素鋼板に仕上げ焼鈍で二次再結晶を生じさせると、レーザビームの軌跡に沿った位置が、珪素鋼板の表裏を貫通する結晶粒界となる。特許文献２では、仕上げ焼鈍後、結晶粒の圧延方向の長さは、最大でも照射間隔ＰＬに相当する３０ｍｍ程度となり、磁化容易軸方向（立方晶｛１１０｝＜００１＞）と圧延方向との角度偏差は、０°～６°の範囲内となる。

[0015] 特許文献３には、高温スラブ加熱プロセスを前提とし、曲率の異なるコイル内外周でのＧｏｓｓ方位への方位集積度の差が小さく、高い磁束密度を有する方向性電磁鋼板の製造方法が開示されている。特許文献３では、冷延鋼板に対し、線状の局所加熱を行うことで、この線状加熱部を二次再結晶粒の成長の障壁として作用させて、二次再結晶粒の成長を抑制する。

先行技術文献

特許文献

[0016] 特許文献1：日本国特開２００７－１６９７６２号公報

特許文献2：国際公開ＷＯ２０１２／０１４２９０号

特許文献3：日本国特開２０２２－１６１２６９号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0017] 上述したように、従来から方向性電磁鋼板の磁気特性を高めることが試みられてきた。しかし、従来技術による磁気特性の改善は十分とは言えない。

[0018] 本発明は、上記の課題に鑑みてなされた。本発明は、磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を提供すること目的とする。具体的には、二次再結晶粒径の粗大化を抑制しながら磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0019] 即ち、本発明の要旨とするところは以下のとおりである。

[0020] ［１］本発明の一態様に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板は、

圧延面法線方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をαと定義し、

圧延直角方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をβと定義し、

板面上の測定点で測定する結晶方位のずれ角を（α　β）と表し、

前記測定点での角度偏差を$\phi=(\alpha^2+\beta^2)^{1/2}$と定義し、

前記角度偏差φが１０°以下である結晶粒をゴス方位粒と定義し、

板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、

前記分割区画内に前記ゴス方位粒が含まれるかを、少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、

５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画が、すべての分割区画に対して、３０面積％以上である。

発明の効果

[0021] 本発明の上記態様によれば、磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を提供することができる。具体的には、二次再結晶粒径の粗

大化を抑制しながら磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を提供することができる。

[0022] 例えば、方向性電磁鋼板を製造するための一次焼鈍前の方向性電磁鋼板用原板に、局所的な急速加熱を実施し、冷延鋼板に５μｍ以上のゴス方位粒を形成させることにより、方向性電磁鋼板としての磁束密度を高めることができる。さらに、局所的な急速加熱を実施する領域を、冷延鋼板内で好適に分散配置することにより、方向性電磁鋼板としての二次再結晶粒径の粗大化を抑制しながら磁束密度を高めることができる。

図面の簡単な説明

[0023] [図1]局所急速加熱方法としてスポット通電加熱を用いた一例を示す図であり、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板における局所加熱領域の配置の一例を示す模式図である。

[図2]本発明の一実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板のゴス方位粒の分布を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0024] 本発明の好ましい一実施形態を詳細に説明する。ただ、本発明は本実施形態に開示の構成のみに制限されることなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲で種々の変更が可能である。また、下記する数値限定範囲には、下限値及び上限値がその範囲に含まれる。「超」または「未満」と示す数値は、その値が数値範囲に含まれない。また、化学組成に関する「％」は特に断りがない限り「質量％」を意味する。

[0025] 前述のように、理想ゴス方位である｛１１０｝＜００１＞方位との角度偏差θや角度偏差φが小さい実用ゴス方位粒は、一次焼鈍（脱炭焼鈍）の加熱速度を速めるに従い存在頻度が増加する。それに対し、ゴス方位とΣ９の対応方位関係もつ｛７７８｝＜４４７＞（≒｛１１１｝＜１１２＞）方位や｛４１１｝＜１４８＞方位などのゴス方位粒に蚕食されやすい結晶粒（対応方位粒とよぶ）は、一次焼鈍の加熱速度が速くなると逆に存在頻度が減少する。そのため、一次焼鈍にて、実用ゴス方位粒の比率を増大しつつ対応方位粒

の比率をも増大することは困難であった。

[0026] 特許文献１に記載の技術は、エッチング処理で鋼板表面に線状溝を形成し、一次焼鈍時に線状溝の部分の加熱速度を速め、ゴス方位粒の比率の高い部分（線状溝部分）と対応方位粒の比率が高い部分（線状溝以外の部分）とを配置する。しかし、この方法では、線状溝部分とそれ以外の部分とで、一次焼鈍の加熱速度の差を大きくすることが困難であり、得られる効果は限定的であった。具体的には、線状溝部分での加熱速度と線状溝以外の部分での加熱速度の違いはそれほど大きくならない。例えば、鋼板全体を１００℃／秒で加熱したとしても、溝の形成によりこの部分の板厚が薄くなる程度は元の板厚に対して１０％程度を超えないものであるため（なぜならば、通常の溝深さは２０μｍ以下程度であり、板厚の１０％以下程度であるため）、鋼板の熱伝導も考えると同じ熱量投入に対して加熱速度比が板厚比以下になるから、線状溝以外の部分と比較して、線状溝部分でのゴス方位粒の比率は高まりにくい。また、この方法では、一次焼鈍時に線状溝部分の加熱速度を速めるため、一次焼鈍後に線状溝部分に形成されるゴス方位粒の粒径は、全体平均としての一次再結晶粒径と比較して、大径化することはなく、同等もしくは微細となる。

[0027] また、特許文献２に記載の技術は、仕上げ焼鈍前に鋼板表面に向けてレーザビームを照射する。しかし、この方法では、レーザビーム照射部を二次再結晶の結晶粒界に制御しているだけであり、一次再結晶で生成するゴス方位粒の配向性は制御していない。また、レーザー照射によって加熱される領域はレーザーが照射されている表層近傍部のみであり、かつ周辺部への熱拡散が顕著であるため、鋼板を再結晶させるような熱履歴を確保することは通常できない。

[0028] また、特許文献３に記載の技術は、冷間圧延後の鋼板表面に向けてレーザビームを照射する。しかし、この方法では、上記と同様に、レーザビーム照射部を二次再結晶の結晶粒界に制御しているだけであり、加熱速度の制御はしておらず一次再結晶で生成するゴス方位粒の配向性は制御していない。特

許文献３では、レーザビーム照射部を二次再結晶粒の成長の障壁として作用させることで二次再結晶粒の圧延方向の粒径を小さくしているだけであり、局所加熱領域でのゴス方位粒の大径化に関して有効な局所加熱領域での粒成長温度域の確保もされておらず、この方法では曲率の異なるコイル内外周でのＧｏｓｓ方位への方位集積度の差を小さくできるかもしれないが、理想ゴス方位に結晶方位が近いゴス方位粒は得られない。すなわち、この方法は、二次再結晶粒の圧延方向の粒径が大きくなることで磁束密度が低下することを抑制しているが、ゴス方位粒の配向性を根本的に高めることは指向していない。

[0029] 本実施形態では、一次焼鈍（脱炭焼鈍）の前の段階で、鋼板に局所急速加熱を行って局所加熱領域を形成することにより、優れた品質を有する方向性電磁鋼板が得られることをはじめて知見した。一次焼鈍前に形成する局所加熱領域は、鋼板の表面に対して局所的に配置される。この局所加熱領域の結晶組織は、局所急速加熱終了時点で、再結晶組織と回復組織の一方又は両方からなる。鋼板表面のうち、局所加熱領域以外の非局所加熱領域の結晶組織は、冷間圧延ままであることから、冷間加工組織からなる。

[0030] 上記の局所加熱領域は、加熱速度が５００℃／秒以上、好ましくは２０００℃／秒以上、さらに好ましくは５０００℃／秒以上、さらに好ましくは１００００℃／秒以上であることが好ましい。このように、一次焼鈍前に鋼板の表面に局所加熱領域を形成すると、局所加熱領域には、実用ゴス方位を有する結晶粒が形成されることがわかった。また、形成されるゴス方位粒のうちで、理想ゴス方位との角度偏差θや角度偏差φがより小さいゴス方位粒の比率が高くなるとともに、ゴス方位粒の粒径が増大することも明らかとなった。

[0031] 局所加熱領域に含まれるゴス方位粒の頻度は、非局所加熱領域に含まれるゴス方位粒の頻度よりも大きくなる。この特徴は、非局所加熱領域が加工組織ままであることに起因する。具体的には、局所急速加熱を行った場合、局所加熱領域では回復と再結晶が生じて実用ゴス方位粒が生成して粒成長しや

すいが、非局所加熱領域では回復と再結晶が生じないことに起因する。

[0032] 一次焼鈍の前の局所急速加熱によって上記の特徴を有する局所加熱領域を鋼板表面に散在させた上で、一次焼鈍を行い、さらに二次焼鈍を行う。局所加熱領域に形成されたゴス方位粒が、一次焼鈍を経て、二次焼鈍時に優先的に成長する。局所加熱領域にはゴス方位粒が形成されるが、その中には、角度偏差θや角度偏差φが特に小さい、理想ゴス方位に近い粒であって、結晶粒径が大きいゴス方位粒が含まれており、二次再結晶ではこのようなゴス方位粒が特に優先的に成長する。

[0033] 二次再結晶の核となるゴス方位粒は局所加熱領域に供給されるので、局所加熱領域以外のマトリックス部分、すなわち局所加熱領域以外の非局所加熱領域については、一次焼鈍でゴス方位粒を形成する必要がない。従って、一次焼鈍の熱処理条件として、加熱速度が低い緩加熱条件とし、蚕食されやすい｛１１１｝＜１１２＞方位や｛４１１｝＜１４８＞方位をもつ対応方位粒を、非局所加熱領域に多く形成するような一次焼鈍条件を採用してもよい。例えば、一次焼鈍の加熱速度を３００℃／秒以下とすることにより、局所加熱領域には理想ゴス方位に近くかつ結晶粒径の大きなゴス方位粒が多数形成され、一方で非局所加熱領域にはゴス方位粒がほとんど形成されず、逆に対応方位粒を多く形成することができる。

[0034] 上記のように、局所急速加熱と一次焼鈍とが終了した鋼板（脱炭焼鈍鋼板）の局所加熱領域には、理想ゴス方位に近くかつ粒径の大きいゴス方位粒が多く存在している。一方で、マトリックス部（非局所加熱領域）には大径化したゴス方位粒がほとんど存在せず、蚕食されやすい対応方位粒を多く存在させることもできる。このような鋼板を二次焼鈍すると、局所加熱領域内に存在し、理想ゴス方位に近くかつ粒径の大きいゴス方位粒が、優先成長を開始し、非局所加熱領域に向かって成長していく。

[0035] 局所急速加熱の一態様として、電気抵抗加熱によるスポット通電加熱を用いた場合について説明する。スポット通電加熱は、鋼板の両面に対向してスポット電極を圧着し、スポット電極間に電流を流すことによって鋼板の電極

保持部をスポット通電加熱する。表１に示す成分を有する鋼を用い、熱間圧延及び冷間圧延によって板厚０．２２ｍｍの冷延鋼板とした。この鋼板にスポット通電加熱を施した。スポット通電加熱は、直径３ｍｍφの銅電極を用い、通電電流を鋼板表面が溶融しない範囲である５．０ｋＡ以下、通電時間を２０ミリ秒～８０ミリ秒、電極加圧力を５０ｋｇｆ～１５０ｋｇｆ、通電後電極保持時間を０．２秒の条件で実施した。冷延鋼板の表面に対して、圧延方向に３０ｍｍピッチ、幅方向（圧延直角方向）に３０ｍｍピッチで、マス目状にスポット通電加熱を行い、局所加熱領域を形成した。

[0036] 図１に、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板における局所加熱領域の配置の一例を示す。図１中に、鋼板１、局所加熱領域２、圧延方向２１、および幅方向（圧延直角方向）２２を模式的に示す。

[0037]

[表1]

成分（質量%）					
C	Si	Mn	S	Al	N
0.06	3.4	0.10	0.006	0.026	0.008

[0038] 冷延鋼板（局所急速加熱後で且つ一次焼鈍前の冷延鋼板）の表面について、ＥＢＳＤ（Ｅｌｅｃｔｒｏｎ Ｂａｃｋ Ｓｃａｔｔｅｒｉｎｇ Ｄｉｆｆｒａｃｔｉｏｎ ｐａｔｔｅｒｎ）による観察面を準備するため、機械研磨により平滑な表面を作成し、表面の加工歪を除去するために電解研磨を行い、ＥＢＳＤによって局所加熱領域を含む領域について０．５μｍステップでＩＱ（Ｉｍａｇｅ Ｑｕａｌｉｔｙ）値および結晶方位の測定を行った。図２は、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板のゴス方位粒の分布を示す模式図である。

[0039] 図２中に、局所加熱領域２と非局所加熱領域（マトリックス部）３とを含

む観察領域を示す。非局所加熱領域３は、冷間加工組織である。そのため、鋼板表面について上記した前処理を行った上でＥＢＳＤにてＩＱ値の測定を行うと、非局所加熱領域３は、冷間加工組織としてのＩＱ値を呈する。局所加熱領域２は、回復組織および再結晶組織であるため、冷間加工組織よりもＩＱ値が高くなる。このようなＩＱ値の比較により、局所加熱領域２と非局所加熱領域３とを同定でき、また局所加熱領域２と非局所加熱領域３と境界（局所加熱領域境界４）を確認できる。なお、局所加熱領域境界４を組織観察によって判別することが容易ではないときには、粒径が５μｍ以上のゴス方位粒が含まれる領域を、局所加熱領域２と見なすことができる。

[0040] スポット通電加熱に用いる通電電極は、円形状であり、その直径は、円相当径で０．５ｍｍφ～１０ｍｍφであることが好ましく、１ｍｍφ～５ｍｍφであることがより好ましい。なお、上記では円形状の通電電極を用いたが、冷延鋼板の加熱速度を局所的に速くし、この領域にゴス方位粒を形成して粒成長させればよく、電極形状は他の形状、例えば、楕円形、線状であってもよい。

[0041] 図２では、角度偏差$\phi=(\alpha^2+\beta^2)^{1/2}$の定義に基づいて、理想ゴス方位との角度偏差φが１０°以下の結晶粒（ゴス方位粒１４）を「○」で表示した。さらに、角度偏差φが１０°以下の結晶粒の中から、結晶粒径が５μｍ以上の結晶粒（粗大ゴス方位粒１５）を「◎」で表示した。

[0042] 図２に示すように、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板（鋼板１）は、ゴス方位粒１４を含むとともに、粗大ゴス方位粒１５を含む。特に、粗大ゴス方位粒１５が含まれる領域は、局所加熱領域２に対応する。なお、局所加熱を行っていないマトリックス部３（非局所加熱領域３）にはゴス方位粒がほとんど観察されない。

[0043] 上記の冷延鋼板を用いて、一次焼鈍（脱炭焼鈍）を行った。一次焼鈍では、冷延鋼板を、加熱速度１００℃／秒で昇温し、８３０℃で９０秒間保持した。なお、一次焼鈍後の脱炭焼鈍鋼板では、局所加熱領域内にゴス方位粒が多数存在し、その結晶粒も粒成長していた。一方、マトリックス部（非局所

加熱領域）にはゴス方位粒がほとんど観察されなかった。

[0044] 上記の脱炭焼鈍鋼板について、さらに窒化処理をした後、ＭｇＯを主成分とした焼鈍分離剤を塗布したのち、二次焼鈍を行った。二次焼鈍条件は、水素窒素雰囲気、昇温速度：１５℃／時間、保持：１２００℃－２０時間である。得られた鋼板にマクロエッチングを行い、結晶粒界を現出させた。マクロエッチング後の鋼板で局所加熱領域に対応する箇所を観察したところ、局所加熱領域に対応する箇所から複数の二次再結晶粒が成長している場合や、局所加熱領域に対応する箇所の中心から二次再結晶粒が広がっている様子が観察された。また、局所加熱領域に対応する箇所では、２ｍｍ以下の微小粒が局所加熱領域の痕跡として観察される場合とされない場合があった。局所加熱の条件により、二次再結晶マクロ組織が多少変化する場合はあるものの、局所加熱処理をしない場合に比べて、ゴス方位の集積度を高めることができ、結果として、鋼板の磁束密度B_8が向上した。こうして得られた二次再結晶粒の結晶方位は、理想ゴス方位からのずれが極めて小さいことが確認できた（この鋼板ではB_8が１．９１１Ｔから１．９４３Ｔと向上した）。前述のように、本実施形態に係る冷延鋼板には、ゴス方位粒１４が含まれるとともに、粗大ゴス方位粒１５が含まれる。サイズアドバンテージをもった理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒１５を形成させることが、二次再結晶方位が良好となった原因と考えられる。

[0045] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板の特徴を具体的に説明する。なお、図２に示した上記の冷延鋼板は、下記の特徴を満足する。

[0046] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板は、

圧延面法線方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をαと定義し、

圧延直角方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をβと定義し、

板面上の測定点で測定する結晶方位のずれ角を（α　β）と表し、

上記測定点での角度偏差を$\phi=(\alpha^2+\beta^2)^{1/2}$と定義し、

上記角度偏差ϕが１０°以下である結晶粒をゴス方位粒と定義し、

板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、

上記分割区画内に上記ゴス方位粒が含まれるかを、少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、

５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画が、すべての分割区画に対して、３０面積％以上となる。

[0047] 例えば、長手方向１０００ｍｍの冷延鋼板を用いて、上記の分割区画化を行うとともに、粒径が５μｍ以上のゴス方位粒（粗大ゴス方位粒）を少なくとも１つ含む分割区画の面積の和を求め、全分割区画の面積に対する比率を求めればよい。

[0048] 尚、本実施形態では、上記の結晶粒径は、隣接する測定点との結晶方位差が１°以上となる場合を結晶粒界と認識して決定する。また、上記の粒径は円相当径を意味する。

[0049] また、本実施形態では、角度偏差φを、ずれ角αおよびずれ角βによって定義する。一般的な角度偏差θは、ずれ角α、ずれ角β、およびずれ角γの３つの成分によって評価することが多い。ただ、本実施形態では、特に磁束密度の向上を指向するので、磁束密度への影響が小さいずれ角γを除いて、ずれ角αおよびずれ角βの２つの成分によって角度偏差φを定義する。

[0050] また、上記の粗大ゴス方位粒は、粒径が５μｍ以上であるゴス方位粒と定義したが、粒径の上限は特に限定されない。例えば、粗大ゴス方位粒の粒径の最大値は例えば１００μｍとすればよい。

[0051] 本実施形態に係る冷延鋼板では、粗大ゴス方位粒（理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒）が、冷延鋼板の１００ｍｍ×１００ｍｍの分割区画内に少なくとも１つ含まれ、このような粗大ゴス方位粒を含む分割区画の面積の合計が、全分割区画の面積の３０％以上であるとき、二次再結晶段階でゴス方位粒が好ましい形態で成長して、良好な磁気特性の方向性電磁鋼板を得ることができる。

[0052] このように冷延鋼板中に粗大ゴス方位粒を形成するには、局所加熱領域の加熱速度を速くしてゴス方位粒の形成を促進すること、また、局所加熱領域

に生成した再結晶粒が再結晶後に粒成長できる温度域で滞在時間を確保することが必要である。通常の磁区制御で実施するレーザー照射や電子ビーム照射の条件では上記のような現象（ゴス方位粒の再結晶および粒成長）が発生しない。特に、局所加熱領域で一次再結晶した後も粗大ゴス方位粒が残りやすくするためには、局所急速加熱の際、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの時間を長くすることが有効である。例えば、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間を０．１秒以上とることが有効であり、好ましくは０．２秒以上、さらに好ましくは０．３秒以上である。例えば、局所急速加熱時に、加熱されたスポット電極により、鋼板の抜熱を抑制することで、発生したゴス方位粒の粒成長を促進し、二次再結晶に好適なサイズ効果を持ち且つ理想ゴス方位に近い結晶方位を持つゴス方位粒の発生を促進することができる。上述のように、通電電極が円相当径で０．５ｍｍφ～１０ｍｍφの直径を持つとき、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間を好ましく確保しやすい。通常のレーザー照射や電子ビーム照射の条件では、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間を上記のように確保することが難しい。

[0053] 粗大ゴス方位粒を少なくとも１つ含む分割区画は、冷延鋼板全体にわたって均一に存在することが好ましい。しかし、冷延鋼板の板面全体にわたって上記条件を満足しなくてもよい。例えば、粗大ゴス方位粒を少なくとも１つ含む分割区画が、冷延鋼板の一部に偏在していても、全分割区画の面積の３０％以上であれば、最終的に良好な磁気特性の方向性電磁鋼板を得ることができる。

[0054] 前述のとおり、冷間圧延を終了した鋼板に局所急速加熱を行ったとき、図２に示すように、局所加熱領域２には粗大ゴス方位粒１５が形成される。一方、非局所加熱領域３には粗大ゴス方位粒が形成されない。従って、冷延鋼板の表面に局所加熱領域２が点在するように局所急速加熱を行うことにより、粗大ゴス方位粒１５の鋼板表面分布を制御することができる。

[0055] 粗大ゴス方位粒（５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒）が少なくとも１つ

含まれる分割区画は、すべての分割区画に対して、５０面積％以上であることが好ましく、７０面積％以上であることがさらに好ましく、９０％以上であることがさらに好ましい。

[0056] 従来の二次再結晶時の焼鈍時のヒートサイクルを適正にした場合、良好な方位を有するゴス方位粒が１００ｍｍ程度の粒径まで成長する。しかしながら、良好な方位を有するゴス方位粒は、一次再結晶粒中で存在頻度が少ないため、従来技術では磁束密度B_8が１．９１１Ｔ程度までしか実現しない。一方、本実施形態では、上記のように、全分割区画の３０面積％以上の分割区画に局所加熱を実施することによって、粗大ゴス方位粒を少なくとも１つ含む分割区画が全分割区画の３０面積％以上となる。そのため、本実施形態では、良好な方位を有するゴス方位粒が優先成長するので、従来技術よりも磁束密度が向上する。当然のことであるが、粗大ゴス方位粒を少なくとも１つ含む分割区画を、すべての分割区画に対して、１００％とすることで磁束密度はより高くなる。

[0057] また、局所加熱領域は、各分割区画内に少なくとも１つ含まれれば、磁束密度B_8が向上する。ただ、分割区画内で局所加熱領域の数が少ないほど、二次再結晶後の粒径が大きくなっていく。このような鋼板は、磁束密度が向上するが、レーザー照射や線状溝形成などの磁区制御技術を適用しない限り鉄損が向上しにくい。従って、１００ｍｍ×１００ｍｍの各分割区画では、例えば、平均で３か所以上、好ましくは５か所以上、さらに好ましくは９か所以上の局所加熱領域を形成することが好ましい。

[0058] 本実施形態に係る冷延鋼板を用いた場合、二次再結晶時に、局所加熱領域内のゴス方位粒のうち、理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒が優先的に成長する。そのため、二次再結晶粒を大きく成長させなくても、理想ゴス方位に近い二次再結晶粒で占められた鋼板とすることができる。例えば、局所加熱領域を鋼板表面に散在させるに当たり、鋼板表面における局所加熱領域を適切に配置することにより、二次焼鈍後の結晶粒の大きさ、形状、配置を制御することができる。例えば、１つの局所加熱領域から成長を開始したゴス方

位粒が、隣接する局所加熱領域から成長を開始した別のゴス方位粒と衝突することで粒成長が止まれば、二次焼鈍終了時のゴス方位粒の粒径が小さくなり、鉄損に優れる鋼板とすることができる。特に、前述のとおり、二次焼鈍の初期段階において、局所加熱領域から優先成長するゴス方位粒は、理想ゴス方位に近い結晶が優先的に成長しているので、二次再結晶粒径が小さいにもかかわらず、良好な磁気特性を得ることができる。

[0059] つまり、本実施形態に係る冷延鋼板を用いた場合、二次再結晶粒径の粗大化を抑制しながら磁束密度を高めることができるので、歪み導入や溝形成による磁区幅細分化を行う必要がないかもしくは低減することができる。具体的には、二次再結晶粒径の微細化に伴って増える粒界によって好ましく磁区細分化効果を得ることができるため、従来の磁区制御技術を適用しなくても磁区が細分化される。そのため、従来の磁区制御技術のように、鋼板に歪を導入する必要がないため、磁歪（λ_{P-P}）の増大を防止することができる。また、従来の磁区制御技術のように、鋼板に溝を形成する必要がないため、磁束密度B_8の低下を防止することができる。また、本実施形態に係る冷延鋼板を用いた方向性電磁鋼板は、８００℃以上の歪み取り焼鈍を必要とする用途に用いることができる。

[0060] また、上記のように、本実施形態に係る冷延鋼板では、分割区画に含まれる粗大ゴス方位粒が、５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒であればよい。ただ、サイズアドバンテージをもった理想ゴス方位をさらに優先的に粒成長させるために、分割区画に含まれる粗大ゴス方位粒が、８μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒であることが好ましい。具体的には、８μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画が、すべての分割区画に対して、３０面積％以上であることが好ましい。この分割区画は、すべての分割区画に対して、５０面積％以上であることが好ましく、７０面積％以上であることがさらに好ましく、９０％以上であることがさらに好ましい。

[0061] なお、上記した、ゴス方位の結晶粒径などは、上記のＥＢＳＤにより測定すればよい。測定したい領域がＥＢＳＤで測定できる領域よりも大きい場合

には、測定したい領域を分割して、複数回のＥＢＳＤ測定を行えばよい。例えば、ＥＢＳＤ測定では、ステップサイズを０．５μｍとすればよい。

[0062] 次に、本実施形態に係る冷延鋼板の好ましい化学組成について説明する。

[0063] まず、本実施形態に係る冷延鋼板を用いて製造する最終製品としての方向性電磁鋼板の化学組成について説明する。

最終製品としての方向性電磁鋼板は、化学組成として、質量分率で、Ｓｉ：２．０％～７．０％を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなればよい。

[0064] また、この方向性電磁鋼板は、磁気特性の改善を目的として、Ｆｅの一部に代えて、公知の任意元素を含有してもよい。任意元素は、下限値を設ける必要がなく、下限値が０％でもよい。また、任意元素は、磁束密度の低下や鉄損低下が顕著に発生しない範囲を上限とすればよい。各任意元素の目安となる上限値を下記に記す。

[0065] 最終製品としての方向性電磁鋼板（母材鋼板）は、化学組成として、質量％で、

Ｃ：０．００５％以下、

Ｓｉ：２．０～７．０％、

Ｍｎ：１．００％以下、

Ｓ及びＳｅ：合計で０．０１５％以下、

Ａｌ：０．０６５％以下、

Ｎ：０．００５％以下、

Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びＷ：合計で、０．０５０％以下、

Ｃｕ：０．４０％以下、

Ｂｉ：０．０１０％以下、

Ｂ：０．０８０％以下、

Ｐ：０．５０％以下、

Ｔｉ：０．０１５％以下、

Ｓｎ：０．１０％以下、

Ｓｂ：０．１０％以下、

Ｃｒ：０．３０％以下、

Ｎｉ：１．００％以下

の少なくとも１種を含有してもよい。

[0066] これら任意元素は、公知の目的に応じて含有させればよいため、任意元素の含有量の下限値を設ける必要はなく、下限値が０％でもよい。なお、Ｓ及びＳｅの合計含有量は、Ｓ及びＳｅの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。同様に、Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの１種以上の合計含有量は、Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。

[0067] なお、方向性電磁鋼板では、脱炭焼鈍および二次再結晶時の純化焼鈍を経ることで、比較的大きな化学組成の変化（含有量の低下）が起きる。元素によっては、５０ｐｐｍ以下に低減され、また純化焼鈍を十分に行えば、一般的な分析では検出できない程度（１ｐｐｍ以下）にまで達することもある。

[0068] また、上記の任意元素が不純物として含有されても、本実施形態の効果は損なわれない。なお、不純物とは、鋼板を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境等から不可避的に混入する元素を意味する。不純物の合計含有量の上限は、例えば、５％であればよい。

[0069] 上記の化学組成は、鋼の一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、化学組成は、ＩＣＰ－ＡＥＳ（Ｉｎｄｕｃｔｉｖｅｌｙ Ｃｏｕｐｌｅｄ Ｐｌａｓｍａ－Ａｔｏｍｉｃ Ｅｍｉｓｓｉｏｎ Ｓｐｅｃｔｒｏｍｅｔｒｙ）を用いて測定すればよい。具体的には、鋼板から採取した３５ｍｍ角の試験片を、ＩＣＰ－ＡＥＳ等（測定装置）により、予め作成した検量線に基づいた条件で測定することにより、化学組成が特定される。なお、ＣおよびＳは燃焼－赤外線吸収法を用いて測定し、Ｎは不活性ガス融解－熱伝導度法を用いて測定すればよい。

[0070] 本実施形態に係る冷延鋼板の化学組成は、例えば次の元素を含有する。

[0071] 本実施形態に係る冷延鋼板は、化学組成として、質量％で、

Ｃ：０～０．０８５０％、

Ｓｉ：２．０～７．０％、

Ｍｎ：０．０５～１．０％、

Ｓ及びＳｅ：合計で０．００３～０．０３５％、

Ａｌ：０．０１０～０．０６５０％、

Ｎ：０～０．０１２％、

Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びＷ：合計で、０～０．０５０％、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｂｉ：０～０．０１０％、

Ｂ：０～０．０８０％、

Ｐ：０～０．５０％、

Ｔｉ：０～０．０１５０％、

Ｓｎ：０～０．１０％、

Ｓｂ：０～０．１０％、

Ｃｒ：０～０．３０％、

Ｎｉ：０～１．０％

を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなればよい。

[0072] Ｃ：０～０．０８５０％

炭素（Ｃ）は、製造工程においては一次再結晶組織の制御に有効な元素であるものの、最終製品への含有量が過剰であると磁気特性に悪影響を及ぼす。したがって、Ｃ含有量は０．０８５％以下である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．０７５％である。Ｃは、後述の脱炭焼鈍工程及び仕上げ焼鈍工程で純化され、仕上げ焼鈍工程後には磁気時効の発生を抑制するため、０．００５０％以下にされることもある。磁気時効を好ましく抑制するために、Ｃ含有量は、０．００３％以下が好ましく、０．００２％以下がさらに好ましい。Ｃを含む場合、工業生産における生産性を考慮すると、Ｃ含有量の下限は０％超であってもよい。ただ、Ｃ含有量は脱炭焼鈍時間などに依存するため、焼鈍コスト等を鑑みれば、実際には０．０００１％であってもよい。さらに、製造コストを勘案すれば０．０００５％でもよい。

[0073] Ｓｉ：２．０～７．０％

シリコン（Ｓｉ）は、方向性電磁鋼板の電気抵抗を高めて鉄損を低下させる。Ｓｉ含有量が２．０％未満であれば、仕上げ焼鈍時にγ変態が生じて、方向性電磁鋼板の結晶方位が損なわれてしまう。一方、Ｓｉ含有量が７．０％を超えれば、冷間加工性が低下して、冷間圧延時に割れが発生しやすくなる。Ｓｉ含有量の好ましい下限は２．５％であり、さらに好ましくは３．０％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は４．５％であり、さらに好ましくは４．０％である。

[0074] Ｍｎ：０．０５～１．０％

マンガン（Ｍｎ）はＳ又はＳｅと結合して、ＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅを生成し、インヒビターとして機能する。Ｍｎを含有させる場合、Ｍｎ含有量が０．０５～１．０％の範囲内にある場合に、二次再結晶が安定する。なお、インヒビターの機能の一部をＮｂ群元素（Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びW）の窒化物によって担うことが可能である。この場合は、一般的なインヒビターとしてのＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅ強度は弱めに制御する。このため、Ｍｎ含有量の好ましい上限は０．５０％であり、さらに好ましくは０．２０％である。

[0075] Ｓ及びＳｅ：合計で０．００３～０．０３５％

硫黄（Ｓ）及びセレン（Ｓｅ）は、Ｍｎと結合して、ＭｎＳ又はＭｎＳｅを生成し、インヒビターとして機能する。Ｓ及びＳｅの少なくとも一方を含有させる場合、Ｓ及びＳｅの含有量が合計で０．００３～０．０３５％であれば、二次再結晶が安定する。なお、インヒビターの機能の一部をＮｂ群元素の窒化物によって担うことが可能である。この場合は、一般的なインヒビターとしてのＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅ強度は弱めに制御する。このため、低温スラブ加熱による製造方法の場合には、Ｓ及びＳｅ含有量の合計の好ましい上限は０．０２５％であり、さらに好ましくは０．０１０％である。Ｓ及びＳｅは仕上げ焼鈍後に残留すると化合物を形成し、鉄損を劣化させる。そのため、仕上げ焼鈍中の純化により、Ｓ及びＳｅをできるだけ少なくするこ

とが好ましい。

[0076] ここで、Ｓ及びＳｅの合計含有量は、Ｓ及びＳｅの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。

[0077] ＡＩ：０．０１０～０．０６５０％

アルミニウム（ＡＩ）は、Ｎと結合して（ＡＩ、Ｓｉ）Ｎとして析出し、インヒビターとして機能する。ＡＩを含有させる場合、ＡＩ含有量が０．０１０～０．０６５０％の範囲内にある場合に、後述の窒化により形成されるインヒビターとしてのＡＩＮは二次再結晶温度域を拡大し、特に高温域での二次再結晶が安定する。したがって、ＡＩ含有量は０．０１０～０．０６５０％である。ＡＩ含有量の好ましい下限は０．０２０％であり、さらに好ましくは０．０２５％である。二次再結晶の安定性の観点から、ＡＩ含有量の好ましい上限は０．０４０％であり、さらに好ましくは０．０３５％である。

[0078] Ｎ：０～０．０１２％

窒素（Ｎ）は、ＡＩと結合してインヒビターとして機能する。Ｎは製造工程の途中で窒化により含有させることが可能であるため下限は規定しない。例えば、Ｎ含有量の下限は０％超であってもよく、０．００１％であってもよい。一方、Ｎを含有させる場合、Ｎ含有量が０．０１２％を超えれば、鋼板中に欠陥の一種であるブリスタが発生しやすくなる。Ｎ含有量の好ましい上限は０．０１０％であり、さらに好ましくは０．００９％である。Ｎは仕上げ焼鈍工程で純化され、仕上げ焼鈍工程後には０．００５％以下となる。

[0079] 上記した化学組成の残部はＦｅ及び不純物からなる。なお、「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、原料としての鉱石やスクラップから、または製造環境等から混入する元素を指す。不純物の合計含有量の上限は、例えば、５％であればよい。

[0080] Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの合計：０～０．０５０％

Ｎｂ（ニオブ）、Ｖ（バナジウム）、Ｍｏ（モリブデン）、Ｔａ（タンタル）、Ｗ（タングステン）の合計含有量は０．０５０％以下であればよい。

Ｎｂ群元素（Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの１種以上）をインヒビターの一部として活用する場合、B_8の向上効果を発揮する。一方、母材鋼板にＮｂ群元素が過剰に残留すると、磁気特性に悪影響を及ぼすことがある。そのため、Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの合計含有量は、０．０５０％以下であればよい。さらに、Ｎｂ群元素の合計含有量が０．０３０％以下（好ましくは０．００３％以上、０．０３０％以下）であると、適切なタイミングで二次再結晶を開始させるので好ましい。また、発生する二次再結晶粒の方位が非常に好ましいものとなり、最終的に磁気特性にとって好ましい組織に制御できる。特に、Ｎｂ及びＴａはその効果が強く好ましい。Ｎｂ群元素の合計含有量は下限値を設ける必要がなく、下限値が０％でもよい。この下限値は、０．００３％であることが好ましい。

[0081] Ｎｂ群元素の合計含有量は、より好ましくは０．００４～０．０２０％である。さらに好ましくは０．００５～０．０１０％である。

[0082] ここで、Ｎｂ群元素の合計含有量は、Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。

[0083] また、本実施形態に係る冷延鋼板は、任意元素として、質量％で、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｂｉ：０～０．０１０％、

Ｂ：０～０．０８０％、

Ｐ：０～０．５０％、

Ｔｉ：０～０．０１５０％、

Ｓｎ：０～０．１０％、

Ｓｂ：０～０．１０％、

Ｃｒ：０～０．３０％、

Ｎｉ：０～１．０％

の少なくとも１種を含有してもよい。

これら任意元素は、公知の目的に応じて含有させればよいため、任意元素の含有量の下限値を設ける必要はなく、下限値が０％でもよい。

[0084] 本実施形態に係る冷延鋼板の化学組成は、最終製品としての方向性電磁鋼板の化学組成と同様に、上記した分析方法によって測定すればよい。

[0085] 次に、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板の好ましい製造方法の一態様について説明する。

[0086] なお、本実施形態に係る冷延鋼板を製造する方法は、下記の方法に限定されない。下記の製造方法は、本実施形態に係る冷延鋼板を製造するための一つの例である。

[0087] また、以下に示す工程および各工程での定量的な条件は、本実施形態の実施可能性を示すために採用した一例であり、本実施形態は、これら工程および定量値に限定されるものではない。本実施形態に係る冷延鋼板の製造方法は、本実施形態の要旨を逸脱せず、本実施形態の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0088] 本実施形態に係る冷延鋼板の製造方法は、基本的な工程として、従来の公知の方向性電磁鋼板の製造方法を適用することができる。例えば、従来の方向性電磁鋼板の製造方法としては、高温スラブ加熱によってＭｎＳやＡｌＮなどのインヒビターを形成する製造方法や、低温スラブ加熱と窒化処理によってＡｌＮインヒビターを形成させる製造方法などが例示される。本実施形態に係る冷延鋼板の製造方法は、特定の製造方法に限定されない。以下では、低温スラブ加熱プロセスとして窒化処理を適用する方法を説明する。

[0089] （鋳造工程）

鋳造工程では、スラブを準備する。スラブの製造方法の一例は次のとおりである。溶鋼を製造（溶製）する。溶鋼を用いてスラブを製造する。連続鋳造法によりスラブを製造してもよい。溶鋼を用いてインゴットを製造し、インゴットを分塊圧延してスラブを製造してもよい。スラブの厚さは、特に限定されない。スラブの厚さは、たとえば、１５０～３５０ｍｍである。スラブの厚さは、好ましくは、２２０～２８０ｍｍである。スラブとして、厚さが１０～７０ｍｍの、いわゆる薄スラブを用いてもよい。薄スラブを用いる場合、熱間圧延工程において、仕上げ圧延前の粗圧延を省略できる。

[0090] 例えば、上記のスラブは、化学組成として、次の元素を含有すればよい。

[0091] Ｃ：０．０８５％以下、

炭素（Ｃ）は、製造工程においては一次再結晶組織の制御に有効な元素であるものの、最終製品への含有量が過剰であると磁気特性に悪影響を及ぼす。したがって、Ｃ含有量は０．０８５％以下である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．０７５％である。Ｃは脱炭焼鈍工程及び仕上げ焼鈍工程で純化され、０．００５％以下となる。Ｃを含む場合、工業生産における生産性を考慮すると、Ｃ含有量の下限は０％超であってもよく、０．００１％であってもよい。

[0092] Ｓｉ：２．０～７．０％

シリコン（Ｓｉ）は、方向性電磁鋼板の電気抵抗を高めて鉄損を低下させる。Ｓｉ含有量が２．０％未満であれば、仕上げ焼鈍時にγ変態が生じて、方向性電磁鋼板の結晶方位が損なわれてしまう。一方、Ｓｉ含有量が７．０％を超えれば、冷間加工性が低下して、冷間圧延時に割れが発生しやすくなる。Ｓｉ含有量の好ましい下限は２．５％であり、さらに好ましくは３．０％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は４．５％であり、さらに好ましくは４．０％である。

[0093] Ｍｎ：０．０５～１．００％

マンガン（Ｍｎ）はＳ又はＳｅと結合して、ＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅを生成し、インヒビターとして機能する。Ｍｎを含有させる場合、Ｍｎ含有量が０．０５～１．００％の範囲内にある場合に、二次再結晶が安定する。なお、インヒビターの機能の一部をＮｂ群元素の窒化物によって担うことが可能である。この場合は、一般的なインヒビターとしてのＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅ強度は弱めに制御する。このため、Ｍｎ含有量の好ましい上限は０．５０％であり、さらに好ましくは０．２０％である。

[0094] Ｓ及びＳｅの少なくとも一方：合計で０．００３～０．０３５％

硫黄（Ｓ）及びセレン（Ｓｅ）は、Ｍｎと結合して、ＭｎＳ又はＭｎＳｅを生成し、インヒビターとして機能する。Ｓ及びＳｅの少なくとも一方を含

有させる場合、Ｓ及びＳｅの含有量が合計で０．００３～０．０３５％であれば、二次再結晶が安定する。なお、インヒビターの機能の一部をＮｂ群元素の窒化物によって担うことが可能である。この場合は、一般的なインヒビターとしてのＭｎＳ、又は、ＭｎＳｅ強度は弱めに制御する。このため、Ｓ及びＳｅ含有量の合計の好ましい上限は０．０２５％であり、さらに好ましくは０．０１０％である。Ｓ及びＳｅは仕上げ焼鈍後に残留すると化合物を形成し、鉄損を劣化させる。そのため、仕上げ焼鈍中の純化により、Ｓ及びＳｅをできるだけ少なくすることが好ましい。

[0095] ここで、Ｓ及びＳｅの合計含有量は、Ｓ及びＳｅの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。

[0096] Ａｌ：０．０１０～０．０６５％

アルミニウム（Ａｌ）は、Ｎと結合して（Ａｌ、Ｓｉ）Ｎとして析出し、インヒビターとして機能する。Ａｌを含有させる場合、Ａｌ含有量が０．０１０～０．０６５％の範囲内にある場合に、後述の窒化により形成されるインヒビターとしてのＡｌＮは二次再結晶温度域を拡大し、特に高温域での二次再結晶が安定する。したがって、Ａｌ含有量は０．０１０～０．０６５％である。Ａｌ含有量の好ましい下限は０．０２０％であり、さらに好ましくは０．０２５％である。二次再結晶の安定性の観点から、Ａｌ含有量の好ましい上限は０．０４０％であり、さらに好ましくは０．０３５％である。

[0097] Ｎ：０．０１２％以下

窒素（Ｎ）は、Ａｌと結合してインヒビターとして機能する。Ｎは製造工程の途中で窒化により含有させることが可能であるため下限は規定しない。例えば、Ｎ含有量の下限は０％超であってもよく、０．００１％であってもよい。一方、Ｎを含有させる場合、Ｎ含有量が０．０１２％を超えれば、鋼板中に欠陥の一種であるブリスタが発生しやすくなる。Ｎ含有量の好ましい上限は０．０１０％であり、さらに好ましくは０．００９％である。Ｎは仕上げ焼鈍工程で純化され、仕上げ焼鈍工程後には０．００５％以下となる。

[0098] 上記した化学組成の残部はＦｅ及び不純物からなる。なお、「不純物」と

は、鋼を工業的に製造する際に、原料としての鉱石やスクラップから、または製造環境等から混入する元素を指す。不純物の合計含有量の上限は、例えば、５％であればよい。

[0099] 上記した化学組成は、製造上の課題解決のほか、化合物形成によるインヒビター機能の強化や磁気特性への影響を考慮して、Ｆｅの一部に代えて、公知の任意元素を含有してもよい。Ｆｅの一部に代えて含有される任意元素として、たとえば、次の元素が挙げられる。

[0100] Ｎｂ群元素：０．０５０％以下

Ｎｂ群元素（Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの１種以上）の合計含有量は０．０５０％以下であればよい。Ｎｂ群元素をインヒビターの一部として活用する場合、Ｎｂ群元素の合計含有量が０．０３０％以下であると、適切なタイミングで二次再結晶を開始させるので好ましい。また、発生する二次再結晶粒の方位が非常に好ましいものとなり、最終的に磁気特性にとって好ましい組織に制御できる。特に、Ｎｂ及びＴａはその効果が強く好ましい。Ｎｂ群元素の合計含有量は下限値を設ける必要がなく、下限値が０％でもよい。この下限値は、０．００３％であることが好ましい。

[0101] Ｎｂ群元素の合計含有量は、より好ましくは０．００４～０．０２０％である。さらに好ましくは０．００５～０．０１０％である。

[0102] ここで、Ｎｂ群元素の合計含有量は、Ｎｂ、Ｖ、Ｍｏ、Ｔａ、及びWの少なくとも１つを含み、その合計含有量であることを意味する。

[0103] また、上記のスラブは、任意元素として、質量％で、

Ｃｕ：０．４０％以下、

Ｂｉ：０．０１０％以下、

Ｂ：０．０８０％以下、

Ｐ：０．５０％以下、

Ｔｉ：０．０１５％以下、

Ｓｎ：０．１０％以下、

Ｓｂ：０．１０％以下、

Ｃｒ：０．３０％以下、

Ｎｉ：１．００％以下

の少なくとも１種を含有してもよい。

これら任意元素は、公知の目的に応じて含有させればよいため、任意元素の含有量の下限値を設ける必要はなく、下限値が０％でもよい。

[0104] 上記のスラブの化学組成は、最終製品としての方向性電磁鋼板の化学組成と同様に、上記した分析方法によって測定すればよい。

[0105] （熱間圧延工程）

熱間圧延工程は、所定の温度（例えば１１００～１４００℃）に加熱されたスラブの熱間圧延を行い、熱延鋼板を得る工程である。熱間圧延工程では、例えば、加熱工程で加熱された珪素鋼素材（スラブ）の粗圧延を行った後、仕上げ圧延を行って所定厚さ、例えば、１．８～３．５ｍｍの熱延鋼板とする。仕上げ圧延終了後、熱延鋼板を所定の温度で巻き取る。

[0106] 脱炭焼鈍時もしくは脱炭焼鈍後に窒化工程を含むプロセスの場合には、インヒビターとしてのＭｎＳ強度はそれほど必要でないため、生産性を考慮すれば、スラブ加熱温度は１１００℃～１２８０℃とすればよい。

[0107] （熱延板焼鈍工程）

熱延板焼鈍工程は、熱間圧延工程で得た熱延鋼板を所定の温度条件（例えば７５０～１２００℃で３０秒間～１０分間）で焼鈍して、焼鈍鋼板を得る工程である。熱延板焼鈍は、一般的に、熱間圧延工程後の熱延鋼板を焼鈍することにより、再結晶率や残存歪や結晶粒径などの鋼板組織を制御し、また鋼中の析出物形態を好ましく調整するために実施される。例えば、高温スラブ加熱プロセスにおいては、ＡＩＮなどの析出物の形態を最終的に制御する工程であり、均一かつ微細に析出するように条件調整する。熱延板焼鈍として、例えば、鋼板を１０５０℃～１１５０℃に加熱した後、ＡＩＮなどを適正に析出させるため、５０～１５０秒かけて中間温度（８５０℃～９５０℃）まで緩冷却した後、水冷却してもよい。

[0108] （冷間圧延工程）

冷間圧延工程は、熱延板焼鈍工程で得た焼鈍鋼板を、１回の冷間圧延、又は焼鈍（中間焼鈍）を介して複数回（２回以上）の冷間圧延（例えば総冷延率で８０～９５％）により、例えば、０．１０～０．５０ｍｍの厚さを有する冷延鋼板を得る工程である。磁気特性を改善するために、例えば、冷間圧延のパス間温度を１００℃～３００℃程度にしてもよい。

[0109] なお、冷間圧延の総冷延率は、次のとおり定義される。

総冷延率（％）＝（１－冷間圧延後の鋼板の板厚／冷間圧延前の鋼板の板厚）×１００

[0110] （局所急速加熱工程）

本実施形態では、冷間圧延工程後の冷延鋼板に対して、局所加熱領域を形成するための局所急速加熱を行う。急速加熱方法としては、鋼板を局所的に加熱できるものであればよく、特に限定しない。例えば、鋼板の表裏面にスポット電極を接触させて鋼板内に電流を通電して加熱する方式、レーザー光や電子ビームなどを鋼板表面に照射して加熱する方法、誘導加熱によって局所的に加熱する方法、熱片を接触させて加熱する方法などを採用することができる。個々の局所加熱領域の大きさとしては、直径が１０μｍ～１０ｍｍ程度の点状領域、あるいは幅が１０μｍ～１０ｍｍ程度の線状領域とすることができる。また、通電加熱に用いる電極は、上記のように円形状の電極としてもよく、または線状の電極としてもよい。

[0111] なお、局所加熱領域の大きさについて、最小直径や最小幅は、スポット電極の形状や、レーザー光や電子ビームの集光径を小さくする技術に依存する。局所加熱領域の大きさをさらに小さくすることは、原理的には可能であるが、現状の再結晶粒の核が１μｍ程度の大きさであることを考慮すれば、局所加熱領域の大きさが１μｍ以上であれば効果を得られると考えられる。ただ、本実施形態では、粒径が５μｍ以上のゴス方位粒を形成することを目的とするので、上記の最小直径や最小幅を１０μｍ以上とすればよい。また、局所加熱領域の大きさについて、最大直径や最大幅が１０ｍｍを超えると、局所加熱領域の外へ成長できない角度偏差θや角度偏差φが比較的大きなゴ

ス方位粒の面積割合が多くなる。この場合、局所急速加熱を行う効果が得られにくくなる。

[0112] 局所急速加熱では、局所加熱領域を板厚方向から見た中心部で且つ鋼板の板厚１／５部にて、加熱速度が５００℃／秒以上となればよい。上記の領域で加熱速度が５００℃／秒以上であれば、局所加熱領域の組織を、好ましく回復組織または再結晶組織に制御できる。上記の加熱速度は、２０００℃／秒以上であることが好ましく、１００００℃／秒以上であることがさらに好ましい。一方、上記の加熱速度の上限は、特に限定されず、例えば１０００００００℃／秒とすればよい。

[0113] また、上記の加熱速度は、後述する脱炭焼鈍時の加熱速度と合わせて制御することが好ましい。例えば、局所急速加熱時の加熱速度よりも脱炭焼鈍時の加熱速度の方が速い場合、目的の効果が得られにくい。そのため、加熱速度の値の大きさに依存はするが、局所急速加熱時の加熱速度は、脱炭焼鈍時の加熱速度以上にすることが好ましい。

[0114] なお、上記した鋼板の板厚１／５部とは、鋼板の表面から板厚方向に向かって鋼板板厚の１／５に相当する深さを意味する。

[0115] また、局所急速加熱では、局所加熱領域を板厚方向から見た中心部で且つ鋼板の板厚１／５部にて、最高到達温度が７００℃以上となればよい。上記の領域で最高到達温度が７００℃以上であれば、局所加熱領域の組織を、好ましく回復組織または再結晶組織に制御できる。上記の最高到達温度は、８００℃以上であることが好ましく、９００℃以上であることがさらに好ましい。一方、上記の最高到達温度は、鋼板の融点以下であればよく、例えば１４００℃以下であればよい。

[0116] また、局所急速加熱では、局所加熱領域を板厚方向から見た中心部で且つ鋼板の板厚１／５部にて、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間が０．１秒以上であればよい。上記の領域で上記の保持時間が０．１秒以上であれば、局所加熱領域の組織を、好ましく回復組織または再結晶組織に制御できる。上記の保持時間は、０．２秒以上であることが好まし

く、０．３秒以上であることがさらに好ましく、０．４秒以上であることがさらに好ましい。一方、上記の保持時間の上限は、特に限定されず、例えば１０秒以下であればよい。この最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間が、理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒の形成に本質的な影響を与える。

[0117] 局所急速加熱では、上記した加熱速度および最高到達温度に加えて、上記の保持時間を制御することが重要となる。この保持時間中に、局所加熱領域の粗大ゴス方位粒の形成に有利なサブグレイン構造や再結晶核を形成することができ、その結果、局所急速加熱後の局所加熱領域に粒径が５μｍ以上のゴス方位粒を形成することができる。局所加熱領域での保持時間によって上記のように制御することで、後工程で好ましく組織制御が行える。

[0118] 上記したように、局所急速加熱の方法は特に限定されない。例えば、スポット通電加熱や、レーザー照射や、電子ビーム照射によって局所急速加熱すればよい。何れの局所急速加熱方法であっても、上記した加熱速度、最高到達温度、および保持時間を満足するように制御すればよい。当業者であれば、局所急速加熱方法の各条件を組み合わせて、目的とする加熱速度や最高到達温度や保持時間を制御することが可能である。

[0119] 例えば、当業者であれば、有限要素法による熱伝導解析を行って、局所加熱領域を板厚方向から見た中心部で且つ鋼板の板厚１／５部における、加熱速度や最高到達温度を制御することが可能である。加えて、当業者であれば、最高到達温度後の抜熱条件を調整することで、上記の保持時間を制御できる。例えば、スポット通電加熱の場合には、通電後の電極保持時間を制御したり、スポット電極の形状を抜熱に適した形状に変更したりすればよい。また、レーザー照射や電子ビーム照射の場合には、照射スピードを調節したり、照射領域の形状を楕円などに変更して照射領域の中心部から外縁部に向かって照射エネルギーを勾配させたりすればよい。

[0120] なお、一般的に、レーザー照射による加熱は、照射した鋼板表面近傍のみが優先的に加熱されて、鋼板内部が加熱されにくい。また、レーザー照射に

よる加熱は、非接触での加熱であるため、加熱後の抜熱が速く、温度を保持しにくい。そのため、局所急速加熱としてレーザー照射加熱を行う際には、レーザー照射領域の冷間加工組織を回復または再結晶させるために、鋼板表面だけではなく鋼板内部まで加熱する条件で、且つ冷却速度を緩慢にしてレーザー照射領域のサブグレイン構造を比較的粗大化させる条件に制御する必要がある。局所急速加熱を行うためのレーザー照射条件は、磁区細分化を行うためのレーザー照射条件と全く異なる。例えば、磁区細分化を行うためのレーザー照射条件（通常０．５～５０ｍＪ／ｍｍ^2）を本実施形態に適用しても、局所加熱領域の組織は好ましく制御されず、冷延鋼板に理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒は形成されない。また、電子ビーム照射についてもレーザー照射と同様である。磁区細分化を行うための電子ビーム照射条件を本実施形態に適用しても、局所加熱領域の組織は好ましく制御されず、冷延鋼板に理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒は形成されない。

[0121] なお、レーザー照射や電子ビーム照射の投入パワーを単純に大きくしたとしても、理想ゴス方位に近い粗大なゴス方位粒を形成させることは難しい。例えば、レーザー照射や電子ビーム照射によって急速加熱を行なう場合には、急速加熱した後にその領域の結晶粒が粒成長するための温度域を確保できるように、ビーム形状を楕円にしたり、スキャンスピードなどを調整したりすることが好ましい。

[0122] 従来、電磁鋼板において、レーザー照射や電子ビーム照射は、二次再結晶後の鋼板に対して磁区制御を行って鉄損を低減させるために実施されてきた。これらのレーザー照射や電子ビーム照射の条件では、鋼板の表面から２０μｍ程度を加熱しているため、加熱後の抜熱が早い。そのため、従来条件では、上記したような最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間を確保することが難しい。すなわち、従来のレーザー照射や電子ビーム照射の条件では、照射部を二次再結晶粒の成長の障壁として作用させることはできるかもしれないが、本実施形態のように、理想ゴス方位に近い方位を持ち且つ粗大なゴス方位粒を形成することは難しい。レーザー照射や電子ビ

ーム照射によって理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒を形成するためには、上記のようにレーザー照射や電子ビーム照射の条件を検討する必要がある。

[0123] 以上の工程によって、本実施形態に係る方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を製造できる。各工程の各条件を複合的に且つ不可分に制御して製造された本実施形態に係る冷延鋼板は、鋼板内に粗大ゴス方位粒が好ましい形態で形成されている。

[0124] 以下、本実施形態に係る冷延鋼板を用いて、方向性電磁鋼板を製造するための方法について説明する。

[0125] （脱炭焼鈍工程）

脱炭焼鈍工程では、局所急速加熱工程後の冷延鋼板に対して、脱炭焼鈍（一次焼鈍）を行う。この脱炭焼鈍により、局所加熱領域に形成されるゴス方位粒の存在頻度が増大し、ゴス方位粒の粒径が増大し、理想ゴス方位に近い方位を持つ粗大ゴス方位粒が好ましく粒成長する。脱炭焼鈍条件としては、例えば、焼鈍温度を７００～９００℃、焼鈍時間を１～３分間の焼鈍とすればよい。冷延鋼板に脱炭焼鈍を行うことで、冷延鋼板中に含まれるＣが除去される。脱炭焼鈍は、冷延鋼板中に含まれる「Ｃ」を除去するために、湿潤雰囲気中で行うことが好ましい。

[0126] また、前述の熱間圧延および熱延板焼鈍の条件を制御したり、脱炭焼鈍温度を必要に応じて低温化したりすることによって、一次再結晶粒径を小さくすることが有効である。一次再結晶粒径は、特に限定されないが、８～３０μｍであることが好ましい。

[0127] また、本実施形態では、理想ゴス方位に近い方位を持つ粗大ゴス方位粒が局所加熱領域内に形成されている。そのため、脱炭焼鈍で改めてゴス方位粒を形成する必要がない。そのため、脱炭焼鈍の加熱速度を高める必要はない。むしろ、脱炭焼鈍の加熱速度を低速にして、マトリックス部（非局所加熱領域）に蚕食されやすい｛１１１｝＜１１２＞方位粒や｛４１１｝＜１４８＞方位粒を形成することが好ましい。

[0128] また、脱炭酸化量及び表面酸化層の状態は、グラス被膜の形成に影響を及

ぼす。そのため、脱炭焼鈍では、焼鈍雰囲気（炉内雰囲気）における酸化度（PH_2O／PH_2）を適宜調整してもよい。

[0129]（窒化処理）

窒化処理は、スラブ加熱温度が１２８０℃以下の低温スラブ加熱プロセスで有効な処理であり、二次再結晶におけるインヒビターの強度を調整するために重要な工程である。窒化処理は、脱炭処理の開始から、仕上げ焼鈍における二次再結晶の開始までの間に、鋼板の窒素量を４０～２００ｐｐｍ程度増加させる。窒化処理としては、例えば、アンモニア等の窒化能のあるガスを含有する雰囲気中で焼鈍する処理、ＭｎＮ等の窒化能を有する粉末を含む焼鈍分離剤を塗布した脱炭焼鈍鋼板を仕上げ焼鈍する処理等が例示される。窒化処理後の窒化量は１３０～３５０ｐｐｍとすることが好ましく、さらには１５０～２５０ｐｐｍとすることが好ましい。

[0130]（焼鈍分離剤塗布工程）

焼鈍分離剤塗布工程は、脱炭焼鈍鋼板に焼鈍分離剤を塗布する工程である。焼鈍分離剤としては、例えば、ＭｇＯを主成分とする焼鈍分離剤を用いることができる。焼鈍分離剤を塗布後の脱炭焼鈍鋼板は、コイル状に巻取った状態で、次の仕上げ焼鈍工程で仕上げ焼鈍される。

[0131]（仕上げ焼鈍工程）

仕上げ焼鈍工程は、焼鈍分離剤が塗布された脱炭焼鈍鋼板に仕上げ焼鈍（二次焼鈍）を施し、二次再結晶を生じさせる工程である。この工程は、一次再結晶粒の成長をインヒビターにより抑制した状態で二次再結晶を進行させることによって、｛１００｝＜００１＞方位粒を優先成長させ、磁束密度を飛躍的に向上させる。

[0132] 仕上げ焼鈍工程の加熱過程での加熱速度は、特に限定されない。例えば、３～２０℃／時間の加熱速度で昇温すればよい。また、昇温時に１０００℃～１２００℃の温度範囲で徐加熱を行なってもよい。例えば、昇温時に１０００℃～１２００℃の温度範囲での加熱速度を、３～１２℃／時間とすることが好ましく、３～９℃／時間とすることがより好ましく、３～７℃／時間

とすることがより好ましい。または、仕上げ焼鈍工程の加熱過程で一旦昇温を止めて保定してもよい。例えば、昇温時に１０５０℃～１１００℃の温度範囲で一旦昇温を止めて、５時間以上１５時間以下の保定を行なってもよい。例えば、二次再結晶温度域での加熱速度を調整することはインヒビターの分解速度に影響し、磁束密度を向上させることができる。

[0133] 仕上げ焼鈍工程の加熱過程後、保持過程（純化焼鈍）として、１０００℃以上１３００℃以下の温度域で、１０時間以上６０時間以下保持すればよい。仕上げ焼鈍時の雰囲気は、例えば窒素雰囲気または窒素と水素との混合雰囲気とすればよい。

[0134] （絶縁被膜形成工程）

鋼板に、りん酸あるいはりん酸塩、無水クロム酸あるいはクロム酸塩およびコロイド状シリカを含むコーティング溶液を塗布して焼き付けて（例えば、３５０℃～１１５０℃で５～３００秒間）、絶縁被膜を形成する。

[0135] （その他）

方向性電磁鋼板には、必要に応じて、レーザー、プラズマ、機械的方法、エッチングなど、公知の手法により、局所的な微小歪領域または溝を形成する磁区細分化処理を施してもよい。ただ、本実施形態に係る冷延鋼板を用いて製造された方向性電磁鋼板は、優れた磁束密度を有するにもかかわらず、二次再結晶粒径の粗大化が抑制されているので、磁区細分化処理を行わなくても磁区が細分化されている。

実施例 1

[0136] 次に、実施例により本発明の効果を具体的に詳細に説明する。実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、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、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0137] 化学組成が調整されたスラブを素材として、表２に示す化学組成を有する冷延鋼板を製造した。なお、これらの化学組成は、上記の方法に基づいて測

定した。表２で、「－」は含有量を意識した制御および製造をしておらず、含有量の測定を実施していないことを示す。

[0138] 上記の冷延鋼板を製造する際、スラブを１１５０℃に加熱して熱間圧延に供し、板厚２．６ｍｍの熱延鋼板とした。この熱延鋼板を１１００℃に加熱し、引き続き９００℃で焼鈍する熱延板焼鈍を施した後、酸洗を行って表面に生成したスケールを除去した。これらの鋼板に、一回の冷間圧延又は中間焼鈍を挟む複数回の冷間圧延を施して、最終板厚０．２２ｍｍの冷延鋼板とした。

[0139] 上記の冷延鋼板に、表３～表７に示す条件の局所急速加熱を行った。なお、スポット通電加熱では、鋼板との接触部が直径３ｍｍの銅電極を用い、その上で、鋼板との接触部以外の電極形状、電極加圧力、通電電流、通電時間、通電後の電極保持時間などを複合的に変化させて、加熱速度、最高到達温度、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間（７００℃以上の保持時間）をそれぞれ制御した。レーザー加熱では、ファイバレーザーを用い、レーザー光の圧延方向の集光スポット径（すなわちレーザー出力の８６％を含む直径）を３０μｍ（試験Ｎｏ．８５およびＮｏ．８６を除く）とし、その上で、レーザー照射エネルギー密度、レーザー走査速度、レーザー照射領域の形状などを複合的に変化させて、加熱速度、最高到達温度、７００℃以上の保持時間をそれぞれ制御した。当業者であれば、局所急速加熱方法の各条件を組み合わせて、目的とする加熱速度や最高到達温度や７００℃以上の保持時間を制御することが可能である。

[0140] なお、試験Ｎｏ．８３では、レーザビームをスキャン方向に細長くすることにより、局所急速加熱の際、最高温度に到達後から７００℃に冷却されるまでの保持時間を０．２秒に制御して、局所加熱領域内に理想ゴス方位に近い方位を持つ粗大ゴス方位粒が形成されるようにした。試験Ｎｏ．８４では、磁区細分化を行うための一般的なレーザー照射条件を適用した。試験Ｎｏ．８５では、集光スポット径を０．５ｍｍ、レーザー照射エネルギー密度を２．０Ｊ／ｍｍ^{2}とし、レーザビーム照射部が最終的に二次再結晶粒の結晶粒

界になるように制御した。試験Ｎｏ．８６では、集光スポット径を０．５ｍｍ、レーザー照射エネルギー密度を３０．０Ｊ／ｍｍ^{2}とし、レーザビーム照射部が最終的に二次再結晶粒の結晶粒界になるように制御した。

[0141] 製造した冷延鋼板について、５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画を、上記した方法に基づいて測定した。結果を表８～表１２に示す。なお、ＥＢＳＤの測定は、鋼板表面に平行かつ板厚方向に向かって２０μｍの面にて行った。ＥＢＳＤのＩＱ値から、局所加熱領域は、結晶組織が再結晶組織及び回復組織であり、局所加熱領域以外の非局所加熱領域は、結晶組織が加工組織であることが確認できた。

[0142] 表中で、局所急速加熱の加熱方法が「無処理」は、局所急速加熱を行っていないことを示す。局所加熱条件の「線状ｏｒ点状」は、冷延鋼板の板面上での局所加熱領域の形状を表し、局所加熱条件の「圧延方向間隔」および「幅方向間隔」は、冷延鋼板の板面上で局所加熱領域が配される圧延方向および圧延直角方向の間隔を表す。局所加熱領域は、圧延方向および圧延直角方向に等間隔で均等に配置されている。例えば、「圧延方向間隔」および「幅方向間隔」の両方が１００ｍｍ以下であれば、すべての分割区画に局所加熱領域が配置される。一方、「圧延方向間隔」または「幅方向間隔」のいずれかが１００ｍｍを超えれば、局所加熱領域が配置されない分割区画が存在する。なお、全分割区画の中で、局所加熱領域を設ける分割区画は、分布が不均一にならないように配置した。

[0143] また、表中で、局所加熱条件の「局所加熱区画比率」は、冷延鋼板の板面上で局所加熱領域が配置されている分割区画の面積割合を表す。具体的には、板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、この分割区画内に局所加熱領域が配置されているかを、少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、局所加熱領域が配置されている分割区画の面積の和を全分割区画の面積で割った値が、「局所加熱区画比率」に対応し、表中では値を１００分率で示している。

[0144] 同様に、表中で、製造結果の「５μｍ以上のゴス方位粒を含む分割区画の

面積割合」は、冷延鋼板の板面上で粗大ゴス方位粒を含む分割区画の面積割合を表す。具体的には、板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、この分割区画内に角度偏差$\phi=(\alpha^2+\beta^2)^{1/2}$が１０°以下であり且つ結晶方位差が１°以上となる境界を結晶粒界と認識して決定した結晶粒の円相当径が５μｍ以上であるゴス方位粒（粗大ゴス方位粒）が含まれているかを、少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、粗大ゴス方位粒が含まれている分割区画の面積の和を全分割区画の面積で割った値が、「５μｍ以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合」に対応し、表中では値を１００分率で示している。なお、局所加熱領域以外のマトリックス部（非局所加熱領域）には５μｍ以上ゴス方位粒がほとんど観察されなかった。

[0145] 製造した冷延鋼板に対して、表８～表１２に示す条件の脱炭焼鈍を行った。なお、脱炭焼鈍では、焼鈍雰囲気（炉内雰囲気）における酸化度（PH_2O/PH_2）を０．１３とした。

[0146] 製造した脱炭焼鈍鋼板に対して、窒素－水素－アンモニア雰囲気中で７５０℃で窒化処理し、鋼板窒素量を２２０ｐｐｍとした。さらに、ＭｇＯを主成分とした焼鈍分離剤を塗布し、仕上げ焼鈍を施した。仕上げ焼鈍では、鋼板を、水素と窒素との混合雰囲気中で、加熱速度１５℃／時間で１０００℃（下記「Ｓｔｅｐ」は１０７０℃）まで昇温し、その後、下記のいずれかの条件で１２００℃まで昇温し、水素雰囲気中で１２００℃－２０時間保持した。

通常　　：１０００℃～１２００℃を１５℃／時間で昇温
徐加熱１：１０００℃～１２００℃を１０℃／時間で昇温
徐加熱　：１０００℃～１２００℃を７．５℃／時間で昇温
徐加熱２：１０００℃～１２００℃を５．０℃／時間で昇温
Ｓｔｅｐ：１０７０℃×１０時間の保定

[0147] 仕上げ焼鈍後の鋼板に、コロイダルシリカとリン酸塩とを主体とし、必要に応じて無水クロム酸を添加した絶縁被膜のコーティング液を塗布して焼付けて絶縁被膜を形成した。

[0148] 得られた方向性電磁鋼板について、各種特性を評価した。評価結果を表８～表１２に示す。

[0149] 方向性電磁鋼板の磁気特性は、ＪＩＳ Ｃ ２５５６：２０１５に規定された単板磁気特性試験法（ＳＳＴ：Ｓｉｎｇｌｅ Ｓｈｅｅｔ Ｔｅｓｔｅｒ）に基づいて測定した。

[0150] 得られた方向性電磁鋼板から、１００ｍｍ×５００ｍｍサイズの単板磁気測定用サンプルを２０枚用意し、単板磁気測定を実施した。磁気特性として、８００Ａ／ｍで励磁したときの鋼板の圧延方向の磁束密度B_8（Ｔ）を測定した。磁束密度B_8は、鋼板のＳｉ含有量および仕上げ焼鈍条件に基づいて合否を判断した。具体的には、鋼板のＳｉ含有量が３．３～３．５％である鋼Ａ～Ｚと、鋼板のＳｉ含有量が２．５％である鋼ＡＡと、鋼板のＳｉ含有量が４．１％である鋼ＡＢとに分けた上で、同一の仕上げ焼鈍条件にて比較した。同一条件内で局所急速加熱を行わなかった鋼板の磁束密度B_8と比較して、B_8が０．０１０Ｔ以上である場合を合格と判断した。例えば、鋼種が「鋼Ａ」で、仕上げ焼鈍条件が「通常」で、局所急速加熱が「無処理」である試験Ｎｏ．１の磁束密度B_8が１．９１１Ｔなので、鋼種が「鋼Ａ」で仕上げ焼鈍条件が「通常」である鋼板は、局所急速加熱によって磁束密度B_8が１．９２１Ｔ以上となる場合に、効果が得られていると判断した。

[0151] また、磁気特性として、参考に、交流周波数：５０Ｈｚ、励磁磁束密度：１．７Ｔの条件で、鋼板の単位重量（１ｋｇ）あたりの電力損失として定義される鉄損$W_{17/50}$（Ｗ／ｋｇ）を測定した。

[0152] Ｎｏ．１～８９のうち、本発明例である冷延鋼板は、「５μｍ以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合」が好ましく制御されていた。これらの本発明例は、いずれも方向性電磁鋼板として、二次再結晶粒径の粗大化が抑制されているにもかかわらず、優れた磁束密度を示した。なお、これらの方向性電磁鋼板は、二次再結晶粒径の粗大化が抑制されているので、鉄損にも優れた。

[0153] また、表中には示さないが、Ｎｏ．１～８９のうち、本発明例である冷延

鋼板では、８μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画の面積割合が、５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画の面積割合と同じ値であった。

[0154] 一方、Ｎｏ．１～８９のうち、比較例である冷延鋼板は、「５μｍ以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合」が好ましく制御されていなかった。これらの比較例は、方向性電磁鋼板として、好ましい磁束密度が得られなかった。

[0155]

[表2]

鋼種	製造結果																				
	冷延鋼板の化学組成(単位:質量%、残部:Feおよび不純物)																				
	C	Si	Mn	S	Se	Al	N	Nb	V	Mo	Ta	W	Cu	Bi	B	P	Ti	Sn	Sb	Cr	Ni
A	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
B	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
C	0.06	3.4	0.12	0.006	—	0.032	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
D	0.06	3.4	0.08	0.006	—	0.025	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
E	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
F	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
G	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
H	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
I	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
J	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
K	0.06	3.4	0.10	0.006	0.001	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
L	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	0.007	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
M	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	—	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
N	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	—	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
O	0.06	3.4	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	—	—	—	0.010	—	—	—	—	—	—	—	—	—
P	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	0.003	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Q	0.08	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.07	—	—	—	—	—	—	—	—
R	0.08	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.07	0.002	—	—	—	—	—	—	—
S	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	0.002	—	—	—	—	—	—
T	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	—	0.015	—	—	—	—	—
U	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	—	—	0.006	—	—	—	—
V	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	—	—	—	0.060	—	—	—
W	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	0.023	—	—
X	0.05	3.3	0.10	0.007	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	—	0.120	—
Y	0.06	3.5	0.10	0.006	—	0.026	0.008	0.005	—	—	—	—	0.20	—	—	0.021	0.002	0.060	—	0.100	0.030
Z	0.06	3.5	0.10	0.006	—	0.026	0.008	—	—	—	—	—	0.20	—	—	—	—	—	—	—	—
AA	0.04	2.5	0.10	0.008	—	0.024	0.007	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
AB	0.07	4.1	0.10	0.006	—	0.032	0.009	0.008	0.002	—	—	—	0.40	—	—	0.021	0.002	0.060	—	0.100	0.020

[0156]

[0157]

[表3]

No.	鋼種	製造条件								
		冷間圧延	局所急速加熱							
		総冷延率	加熱方法	加熱速度	最高到達温度	700℃以上の保持時間	局所加熱条件			
							線状 or 点状	圧延方向間隔	幅方向間隔	局所加熱区画比率
		%		℃/sec	℃	sec		mm	mm	%
1	A	91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	0
2	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	300	300	11
3	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	200	200	25
4	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	150	150	44
5	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	120	69
6	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	100	100	100
7	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	63
8	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	83
9	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100
10	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100
11	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100
12	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
13	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100
14	A	91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	0
15	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	63
16	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	83
17	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100
18	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100

[表4]

No.	鋼種	製造条件								
		冷間圧延	局所急速加熱							
		総冷延率	加熱	加熱	最高	700℃	局所加熱条件			
			方法	速度	到達	以上の	線状 or	圧延方向	幅方向	局所加熱
					温度	保持時間	点状	間隔	間隔	区画比率
		%		℃/sec	℃	sec		mm	mm	%
19	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100
20	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
21	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100
22	A	91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	0
23	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	63
24	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	83
25	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100
26	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100
27	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100
28	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	50	100
29	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	100	100
30	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	100	30	100
31	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	100	100	100
32	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
33	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100
34	A	91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	0
35	A	91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	0
36	AA	92.1	無処理	—	—	—	—	—	—	0

[0158]

[表5]

No.	鋼種	製造条件								
		冷間圧延	局所急速加熱							
		総冷延率	加熱方法	加熱速度	最高到達温度	700℃以上の保持時間	局所加熱条件			
							線状 or 点状	圧延方向間隔	幅方向間隔	局所加熱区画比率
		%		℃/sec	℃	sec		mm	mm	%
37	AB	89.0	無処理	—	—	—	—	—	—	0
38	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
39	AA	92.1	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
40	AB	89.0	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
41	A	90.4	無処理	—	—	—	—	—	—	0
42	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
43	B	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
44	C	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
45	D	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
46	E	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
47	F	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
48	G	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
49	H	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
50	I	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
51	J	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
52	K	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
53	L	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
54	M	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100

[0159]

[表6]

No.	鋼種	製造条件								
		冷間圧延	局所急速加熱							
		総冷延率	加熱方法	加熱速度	最高到達温度	700℃以上の保持時間	局所加熱条件			
							線状 or 点状	圧延方向間隔	幅方向間隔	局所加熱区画比率
		%		℃/sec	℃	sec		mm	mm	%
55	N	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
56	O	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
57	P	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
58	Q	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
59	R	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
60	S	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
61	T	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
62	U	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
63	V	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
64	W	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
65	X	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
66	Y	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
67	Z	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100
68	A	90.4	無処理	—	—	—	—	—	—	0
69	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	10
70	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	20
71	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	30
72	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	40

[0160]

[表7]

No.	鋼種	製造条件								
		冷間圧延	局所急速加熱							
		総冷延率	加熱方法	加熱速度	最高到達温度	700℃以上の保持時間	局所加熱条件			
							線状 or 点状	圧延方向間隔	幅方向間隔	局所加熱区画比率
		%		℃/sec	℃	sec		mm	mm	%
73	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	50
74	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	60
75	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	70
76	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	80
77	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	90
78	A	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100
79	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	100	100	100
80	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.2	点状	100	100	100
81	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.1	点状	100	100	100
82	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.03	点状	100	100	100
83	A	90.4	レーザ	2000	800	0.2	線状	10	－	100
84	A	90.4	レーザ	＜2000	＜200	＜0.03	線状	10	－	100
85	A	90.4	レーザ	5000	800	＜0.03	線状	10	－	100
86	A	90.4	レーザ	7000	800	＜0.03	線状	10	－	100
87	A	91.5	Spot通電	500	900	0.3	点状	100	100	100
88	A	91.5	Spot通電	2000	900	0.3	点状	100	100	100
89	A	91.5	Spot通電	10000	900	0.3	点状	100	100	100

[0161]

[0162]

[表8]

No.	鋼種	製造条件						製造結果	評価結果		評価
		脱炭焼鈍			仕上焼鈍			5μm以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合	磁束密度 B_8	鉄損 W17/50	
		加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	焼鈍方法	1000℃までの加熱速度	1200℃までの加熱速度				
		℃/sec	℃	sec		℃/hr	℃/hr	%	T	W/kg	
1	A	100	850	100	通常	15	15	0	1.911	0.839	比較例
2	A	100	850	100	通常	15	15	11	1.912	0.835	比較例
3	A	100	850	100	通常	15	15	25	1.915	0.830	比較例
4	A	100	850	100	通常	15	15	44	1.925	0.814	本発明例
5	A	100	850	100	通常	15	15	69	1.930	0.807	本発明例
6	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.933	0.804	本発明例
7	A	100	850	100	通常	15	15	63	1.926	0.833	本発明例
8	A	100	850	100	通常	15	15	83	1.929	0.820	本発明例
9	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.935	0.797	本発明例
10	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.937	0.789	本発明例
11	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.938	0.784	本発明例
12	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.940	0.755	本発明例
13	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.943	0.729	本発明例
14	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	0	1.922	0.828	比較例
15	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	63	1.937	0.811	本発明例
16	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	83	1.940	0.798	本発明例
17	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	100	1.946	0.775	本発明例
18	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	100	1.948	0.767	本発明例

[0163]

[表9]

No.	鋼種	製造条件						製造結果	評価結果		評価
		脱炭焼鈍			仕上焼鈍			5μm以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合	磁束密度 B_8	鉄損 W17/50	
		加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	焼鈍方法	1000℃までの加熱速度	1200℃までの加熱速度				
		℃/sec	℃	sec		℃/hr	℃/hr	%	T	W/kg	
19	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	100	1.949	0.762	本発明例
20	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	100	1.951	0.733	本発明例
21	A	100	850	100	徐加熱	15	7.5	100	1.954	0.707	本発明例
22	A	100	850	100	Step	15	15	0	1.941	0.814	比較例
23	A	100	850	100	Step	15	15	63	1.958	0.834	本発明例
24	A	100	850	100	Step	15	15	83	1.964	0.807	本発明例
25	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.969	0.761	本発明例
26	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.971	0.728	本発明例
27	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.972	0.712	本発明例
28	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.970	0.753	本発明例
29	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.968	0.751	本発明例
30	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.967	0.786	本発明例
31	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.963	0.802	本発明例
32	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.973	0.679	本発明例
33	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.974	0.648	本発明例
34	A	100	850	100	通常	15	15	0	1.911	0.839	比較例
35	A	100	850	100	徐加熱2	15	5	0	1.930	0.816	比較例
36	AA	100	850	100	徐加熱2	15	5	0	1.953	0.887	比較例

[0164]

[表10]

No.	鋼種	製造条件						製造結果	評価結果		評価
		脱炭焼鈍			仕上焼鈍			5μm以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合	磁束密度 B_8	鉄損 W17/50	
		加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	焼鈍方法	1000℃までの加熱速度	1200℃までの加熱速度				
		℃/sec	℃	sec		℃/hr	℃/hr	%	T	W/kg	
37	AB	100	850	100	徐加熱2	15	5	0	1.875	0.798	比較例
38	A	100	850	100	徐加熱2	15	5	100	1.959	0.697	本発明例
39	AA	100	850	100	徐加熱2	15	5	100	1.977	0.765	本発明例
40	AB	100	850	100	徐加熱2	15	5	100	1.925	0.662	本発明例
41	A	100	850	100	徐加熱1	15	10	0	1.913	0.826	比較例
42	A	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.946	0.693	本発明例
43	B	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.969	0.651	本発明例
44	C	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.950	0.680	本発明例
45	D	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.948	0.685	本発明例
46	E	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.946	0.696	本発明例
47	F	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.957	0.674	本発明例
48	G	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.966	0.657	本発明例
49	H	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.963	0.675	本発明例
50	I	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.956	0.688	本発明例
51	J	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.950	0.698	本発明例
52	K	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.967	0.654	本発明例
53	L	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.958	0.675	本発明例
54	M	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.961	0.687	本発明例

[表11]

No.	鋼種	製造条件						製造結果	評価結果		評価
		脱炭焼鈍			仕上焼鈍			5μm以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合	磁束密度 B_8	鉄損 W17/50	
		加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	焼鈍方法	1000℃までの加熱速度	1200℃までの加熱速度				
		℃/sec	℃	sec		℃/hr	℃/hr	%	T	W/kg	
55	N	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.968	0.656	本発明例
56	O	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.953	0.678	本発明例
57	P	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.950	0.685	本発明例
58	Q	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.948	0.687	本発明例
59	R	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.946	0.702	本発明例
60	S	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.959	0.671	本発明例
61	T	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.949	0.683	本発明例
62	U	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.946	0.697	本発明例
63	V	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.947	0.690	本発明例
64	W	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.948	0.686	本発明例
65	X	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.949	0.684	本発明例
66	Y	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.962	0.631	本発明例
67	Z	100	850	100	徐加熱1	15	10	100	1.941	0.677	本発明例
68	A	100	850	100	Step	15	15	0	1.941	0.814	比較例
69	A	100	850	100	Step	15	15	10	1.942	0.814	比較例
70	A	100	850	100	Step	15	15	20	1.943	0.812	比較例
71	A	100	850	100	Step	15	15	30	1.953	0.783	本発明例
72	A	100	850	100	Step	15	15	40	1.954	0.751	本発明例

[0165]

[表12]

No.	鋼種	製造条件						製造結果	評価結果		評価
		脱炭焼鈍			仕上焼鈍			5μm以上のゴス方位粒を含む分割区画の面積割合	磁束密度 B_8	鉄損 W17/50	
		加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	焼鈍方法	1000℃までの加熱速度	1200℃までの加熱速度				
		℃/sec	℃	sec		℃/hr	℃/hr	%	T	W/kg	
73	A	100	850	100	Step	15	15	50	1.958	0.739	本発明例
74	A	100	850	100	Step	15	15	60	1.962	0.727	本発明例
75	A	100	850	100	Step	15	15	70	1.965	0.715	本発明例
76	A	100	850	100	Step	15	15	80	1.967	0.703	本発明例
77	A	100	850	100	Step	15	15	90	1.970	0.691	本発明例
78	A	100	850	100	Step	15	15	100	1.973	0.679	本発明例
79	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.933	0.804	本発明例
80	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.931	0.808	本発明例
81	A	100	850	100	通常	15	15	100	1.929	0.810	本発明例
82	A	100	850	100	通常	15	15	20	1.914	0.835	比較例
83	A	300	830	90	徐加熱1	15	10	100	1.938	0.674	本発明例
84	A	300	830	90	徐加熱1	15	10	0	1.909	0.841	比較例
85	A	300	830	90	徐加熱1	15	10	10	1.911	0.822	比較例
86	A	300	830	90	徐加熱1	15	10	15	1.910	0.814	比較例
87	A	100	830	90	徐加熱1	15	10	100	1.928	0.817	本発明例
88	A	100	830	90	徐加熱1	15	10	100	1.932	0.809	本発明例
89	A	100	830	90	徐加熱1	15	10	100	1.940	0.776	本発明例

産業上の利用可能性

[0166] 本発明の上記態様によれば、磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延鋼板を提供することができる。具体的には、二次再結晶粒径の粗大化を抑制しながら磁束密度を高めることができる方向性電磁鋼板用の冷延

鋼板を提供することができる。そのため、産業上の利用可能性が高い。

符号の説明

[0167] １　鋼板

２　局所加熱領域

３　非局所加熱領域（マトリックス部）

４　局所加熱領域境界

１４　ゴス方位粒

１５　粗大ゴス方位粒（粒径が５μｍ以上のゴス方位粒）

２１　圧延方向

２２　幅方向（圧延直角方向）

請求の範囲

［請求項1］　方向性電磁鋼板用の冷延鋼板であって、

圧延面法線方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をαと定義し、

圧延直角方向を回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角をβと定義し、

板面上の測定点で測定する結晶方位のずれ角を（α　β）と表し、

前記測定点での角度偏差をφ＝（$\alpha^2+\beta^2$）$^{1/2}$と定義し、

前記角度偏差φが１０°以下である結晶粒をゴス方位粒と定義し、

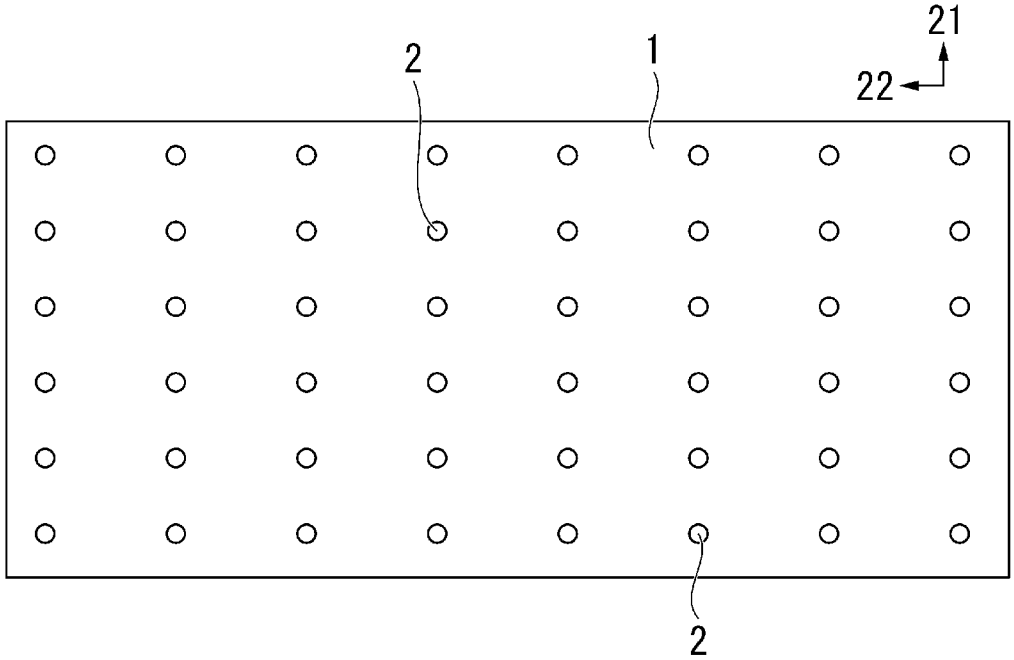
板面上の１００ｍｍ×１００ｍｍの領域を分割区画と定義し、

前記分割区画内に前記ゴス方位粒が含まれるかを、少なくとも１００区画の分割区画で確認したとき、

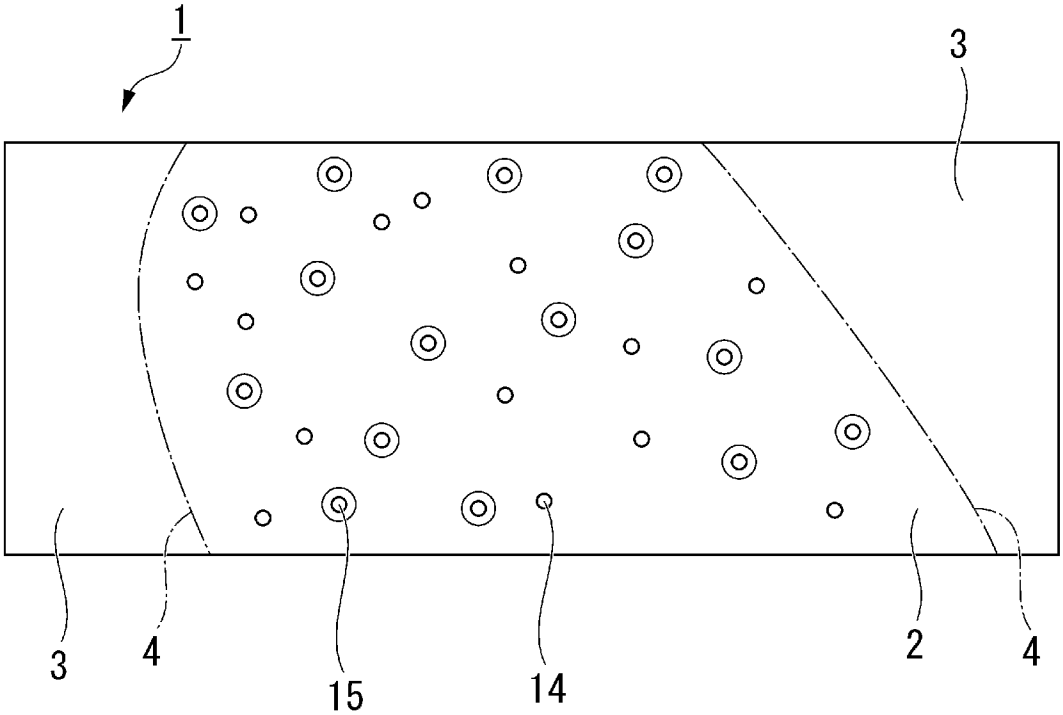
５μｍ以上の粒径をもつゴス方位粒が少なくとも１つ含まれる分割区画が、すべての分割区画に対して、３０面積％以上である

ことを特徴とする方向性電磁鋼板用の冷延鋼板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/023290

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C21D 8/12***(2006.01)i; ***C22C 38/60***(2006.01)i; ***H01F 1/147***(2006.01)i
FI: C22C38/00 303U; C22C38/60; H01F1/147 175; C21D8/12 B

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; C21D8/12; 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 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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 2008-261022 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 30 October 2008 (2008-10-30)	1
A	JP 2019-506528 A (POSCO) 07 March 2019 (2019-03-07)	1
A	JP 10-183313 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 14 July 1998 (1998-07-14)	1
A	JP 10-183312 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 14 July 1998 (1998-07-14)	1

☐ 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 September 2024	**17 September 2024**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/023290

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2008-261022 A	30 October 2008	(Family: none)	
JP 2019-506528 A	07 March 2019	US 2018/0371572 A1	
		WO 2017/111547 A1	
		CN 108474077 A	
		KR 10-1700125 B1	
JP 10-183313 A	14 July 1998	JP 10-183312 A	
		US 6083326 A	
		US 6444050 B1	
		US 2003/0121566 A1	
		EP 837148 A2	
		DE 69706388 T2	
		BR 9705106 A	
		CN 1188811 A	
		KR 10-1998-0033020 A	
JP 10-183312 A	14 July 1998	JP 10-183313 A	
		US 6083326 A	
		US 6444050 B1	
		US 2003/0121566 A1	
		EP 837148 A2	
		DE 69706388 T2	
		BR 9705106 A	
		CN 1188811 A	
		KR 10-1998-0033020 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/023290

A.　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/12(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i
FI: C22C38/00 303U; C22C38/60; H01F1/147 175; C21D8/12 B

B.　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C38/00-38/60; C21D8/12; 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	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４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 2008-261022 A (新日本製鐵株式会社) 30.10.2008 (2008-10-30)	1
A	JP 2019-506528 A (ポスコ) 07.03.2019 (2019-03-07)	1
A	JP 10-183313 A (川崎製鉄株式会社) 14.07.1998 (1998-07-14)	1
A	JP 10-183312 A (川崎製鉄株式会社) 14.07.1998 (1998-07-14)	1

☐ 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
03.09.2024	17.09.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）

川口　由紀子 4K 5798

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2024/023290

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2008-261022	A	30.10.2008	（ファミリーなし）			
JP	2019-506528	A	07.03.2019	US	2018/0371572	A1	
				WO	2017/111547	A1	
				CN	108474077	A	
				KR	10-1700125	B1	
JP	10-183313	A	14.07.1998	JP	10-183312	A	
				US	6083326	A	
				US	6444050	B1	
				US	2003/0121566	A1	
				EP	837148	A2	
				DE	69706388	T2	
				BR	9705106	A	
				CN	1188811	A	
				KR	10-1998-0033020	A	
JP	10-183312	A	14.07.1998	JP	10-183313	A	
				US	6083326	A	
				US	6444050	B1	
				US	2003/0121566	A1	
				EP	837148	A2	
				DE	69706388	T2	
				BR	9705106	A	
				CN	1188811	A	
				KR	10-1998-0033020	A	