

(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)



(10) 国際公開番号

WO 2025/005166 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/JP2024/023281

(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 2023-106556 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

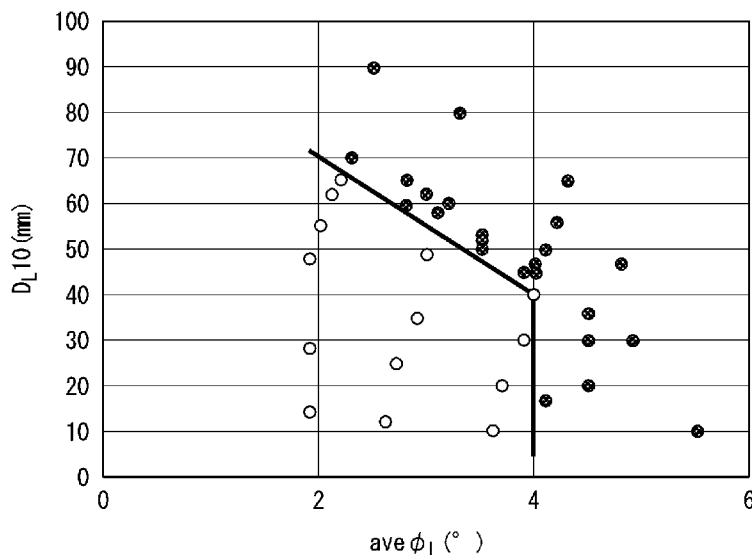
Tokyo (JP). 新井 聡 (ARAI Satoshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 溝上 雅人 (MIZOKAMI Masato); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(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,

(54) Title: GRAIN-ORIENTED ELECTRICAL STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 方向性電磁鋼板



(57) Abstract: In this grain-oriented electrical steel sheet, the average value $\text{ave}\phi_L$ of an angle deviation ϕ determined at 1,000 measurement points or less at 1 mm intervals along the rolling direction L is 4.0° or less; and particle sizes D_{L10} representing 10% of particle sizes D_L determined along the rolling direction L, which have been arranged in descending order, in terms of the count from large to small are $(100-15 \times \text{ave}\phi_L)$ mm or less.

(57) 要約: この方向性電磁鋼板は、圧延方向Lに沿って間隔が1 mmの少なくとも1000点の測定点で求めた角度偏差 ϕ の平均値 $\text{ave}\phi_L$ が 4.0° 以下であり、圧延方向Lに沿って求めた粒径 D_L を大きい順に並べて大きい方から個数基準で10%となる粒径 D_{L10} が $(100-15 \times \text{ave}\phi_L)$ mm以下である。

[続葉有]

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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： 方向性電磁鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、方向性電磁鋼板に関する。

本願は、2023年6月29日に、日本に出願された特願2023-106556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 $\{110\} \langle 001 \rangle$ ）近傍に集積しており、磁化容易軸である $\langle 001 \rangle$ 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、800 A/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 $W_{1.7/50}$ が用いられる。鉄損 $W_{1.7/50}$ は、最大磁束密度が1.7 T、周波数が50 Hz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 $W_{1.7/50}$ 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°C 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°C 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、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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ガ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、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位と結晶格子の整合性が高く且つゴス方位と $\Sigma 9$ の対応方位関係をもつ $\{778\} \langle 447 \rangle$ ($\simeq \{111\} \langle 112 \rangle$ 方位)や $\{411\} \langle 148 \rangle$ 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 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 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 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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 A) により得られる理想 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位からの角度偏差 θ を定義する。

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

[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 $\{110\} \langle 001 \rangle$) 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 A) 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_0 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 β 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WO 2012/014290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、磁束密度および鉄損の両方に優れる方向性電磁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は、

圧延面法線方向Z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C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、

圧延方向Lを回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角を γ と定義し、

板面上の1つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha \quad \beta \quad \gamma)$ と表し、

前記1つの測定点における角度偏差を $\phi = (\alpha^2 + \beta^2)^{1/2}$ と定義し、

圧延方向Lに沿って間隔が1mmの少なくとも1000点の測定点で求めた角度偏差 ϕ の平均値を $ave \phi_L$ と定義したとき、

前記 $ave \phi_L$ が、 $ave \phi_L \leq 4.0^\circ$ を満たし、

前記板面上で隣接し且つ間隔が1mmである2つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha_1 \quad \beta_1 \quad \gamma_1)$ および $(\alpha_2 \quad \beta_2 \quad \gamma_2)$ と表し、

$[(\alpha_2 - \alpha_1)^2 + (\beta_2 - \beta_1)^2 + (\gamma_2 - \gamma_1)^2]^{1/2} \geq 1.0^\circ$ を満足する2つの測定点の中間点を粒界GBと定義し、

前記粒界GBに基づいて求める圧延方向Lの粒径を単位mmで D_L と定義し、

、

圧延方向Lに沿って求めた粒径 D_L を大きい順に並べて大きい方から個数基

準で10%となる粒径を単位mmで D_{L10} と定義したとき、

前記 D_{L10} が、 $D_{L10} \leq 100 - 15 \times \text{ave } \phi_L$ を満たす。

発明の効果

[0021] 本発明の上記態様によれば、磁束密度および鉄損の両方に優れる方向性電磁鋼板を提供することができる。

[0022] 具体的には、本発明の上記態様によれば、圧延方向の角度偏差が小さく制御されるので磁束密度に優れ、且つ圧延方向の粒径が小さく制御されるので磁区制御（磁区細分化処理）を施さなくとも鉄損にも優れる方向性電磁鋼板を提供することができる。

[0023] 本発明の上記態様によれば、従来ある磁区制御による弊害（例えばレーザー磁区制御によるトランス騒音の悪化、溝導入による磁束密度低下など）を軽減することができ、その上で、磁束密度および鉄損の両方に優れる方向性電磁鋼板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]鋼板上で圧延方向に沿って間隔が1mmである結晶方位の測定点を示す模式図である。

[図2]圧延方向の角度偏差の平均値および結晶粒径が、方向性電磁鋼板としての磁気特性に与える影響を示す図である。

発明を実施するための形態

[0025] 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。

[0026] 前述のように、理想ゴス方位である $\{110\} \langle 001 \rangle$ 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 $\Sigma 9$ の対

応方位関係もつ $\{778\} \langle 447 \rangle$ ($\div \{111\} \langle 112 \rangle$) 方位や $\{411\} \langle 148 \rangle$ 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。

[0027] 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る。例えば、鋼板全体を $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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 $20\mu\text{m}$ 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。

[0028] 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ービームを照射する。しかし、この方法では、レーザー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。

[0029] 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ービームを照射する。しかし、この方法では、上記と同様に、レーザー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、レーザー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Goss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。

[0030] 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。

[0031] 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した上で、この鋼板に一次焼鈍を実施すると、局所加熱領域には、実用ゴス方位を有する結晶粒が多数形成されることがわかった。また、形成される実用ゴス方位結晶のうちで、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。

- [0032] 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。
- [0033] 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。
- [0034] 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 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位や $\{411\} \langle 148 \rangle$ 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 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 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。
- [0035] 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。

[0036] 加えて、一次焼鈍の前の局所急速加熱によって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急速加熱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、局所加熱影響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方位を有しているので、二次再結晶粒径が小さいにもかかわらず、良好な磁束密度を得ることができる。

[0037] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板は、上記の技術思想に基づいて得られた。本実施形態に係る方向性電磁鋼板の特徴を具体的に説明する。

[0038] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板（母材鋼板）は、
圧延面法線方向Z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C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、
圧延方向Lを回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角を γ と定義し、
板面上の1つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha \quad \beta \quad \gamma)$ と表し、
上記1つの測定点における角度偏差を $\phi = (\alpha^2 + \beta^2)^{1/2}$ と定義し、
圧延方向Lに沿って間隔が1 mmの少なくとも1000点の測定点で求めた角度偏差 ϕ の平均値を $ave \phi_L$ と定義したとき、
上記 $ave \phi_L$ が、 $ave \phi_L \leq 4.0^\circ$ を満たす。

[0039] 加えて、本実施形態に係る方向性電磁鋼板（母材鋼板）は、
上記板面上で隣接し且つ間隔が1 mmである2つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha_1 \quad \beta_1 \quad \gamma_1)$ および $(\alpha_2 \quad \beta_2 \quad \gamma_2)$ と表し、
 $[(\alpha_2 - \alpha_1)^2 + (\beta_2 - \beta_1)^2 + (\gamma_2 - \gamma_1)^2]^{1/2} \geq 1.0^\circ$ を満

足する2つの測定点の中間点を粒界GBと定義し、

上記粒界GBに基づいて求める圧延方向Lの粒径を単位mmで D_L と定義し

、

上記圧延方向Lに沿って求めた粒径 D_L を大きい順に並べて大きい方から個数基準で10%となる粒径を単位mmで D_{L10} と定義したとき、

上記 D_{L10} が、 $D_{L10} \leq 100 - 15 \times \text{ave } \phi_L$ を満たす。

[0040] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板では、上記したすべての条件を同時に満足する場合に、従来ある磁区制御による弊害（例えばレーザー磁区制御によるトランス騒音の悪化、溝導入による磁束密度低下など）を軽減することができ、その上で、磁束密度および鉄損特性の両方を向上させることが可能となる。

[0041] なお、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、磁束密度および鉄損特性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。この角度偏差 ϕ を用いて上記条件を満足させれば、上記効果を得ることができる。一方、結晶粒界および結晶粒径は、ずれ角 α 、ずれ角 β 、およびずれ角 γ の3つの成分に基づいて決定すればよい。

[0042] 上記 $\text{ave } \phi_L$ が4.0°以下であることは、圧延方向Lに沿う各測定点で角度偏差 ϕ が平均的に小さいことを意味する。すなわち、圧延方向Lと磁化容易軸方向との角度偏差が小さいことを意味する。その結果、磁気特性、特に磁束密度が好ましく高まる。 $\text{ave } \phi_L$ は、3.5°であることが好ましく、3.2°以下であることが好ましく、3.0°以下であることがより好ましく、2.7°以下であることがより好ましい。一方、 $\text{ave } \phi_L$ は、値が小さいほど好ましいので、下限は特に限定されない。ただ、工業的に $\text{ave } \phi_L$ をゼロにすることは容易ではないので、例えば、 $\text{ave } \phi_L$ は、0.5°以上であればよく、1.0°以上であればよい。

[0043] 上記 $D_L 10$ が $(100 - 15 \times \text{ave } \phi_L)$ mm以下であることは、圧延方向 L に対して結晶粒が粗大に成長していないことを意味する。圧延方向 L に対して結晶粒が粗大に成長しなければ、上記したずれ角のうち、特にずれ角 β の増大を抑制することができる。ずれ角 β の増大が抑制されれば、磁束密度の低下が抑制される。加えて、圧延方向 L に対して結晶粒が粗大に成長しなければ、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。磁区が細分化されれば、鉄損の増大が抑制される。 $D_L 10$ が上記条件を満足するとき、磁束密度および鉄損特性が好ましく向上する。 $D_L 10$ は、 $(90 - 15 \times \text{ave } \phi_L)$ mm以下であることがより好ましく、 $(80 - 15 \times \text{ave } \phi_L)$ mm以下であることがより好ましい。一方、 $D_L 10$ は、値が小さいほど好ましいので、下限は特に限定されない。例えば、 $D_L 10$ は、5 mm以上であればよく、10 mm以上であればよい。

[0044] なお、上記した、ずれ角 α 、ずれ角 β 、ずれ角 γ などは、圧延面上に1 mm間隔で少なくとも1000点の測定点を含む測定線を設定して結晶方位を測定すればよい。例えば、結晶方位は、X線回折法（ラウエ法）により測定すればよい。ラウエ法とは、鋼板にX線ビームを照射して、透過または反射した回折斑点を解析する方法である。回折斑点を解析することによって、X線ビームを照射した場所の結晶方位を同定することができる。照射位置を変えて複数箇所で回折斑点の解析を行えば、各照射位置の結晶方位分布を測定することができる。ラウエ法は、粗大な結晶粒を有する金属組織の結晶方位を測定するのに適した手法である。

[0045] なお、結晶方位の測定点は少なくとも1000点であればよいが、二次再結晶粒の大きさに応じて、測定点を適切に増やすことが好ましい。例えば、結晶方位を測定する測定点を1000点としたときに測定線内に含まれる二次再結晶粒が20個未満となる場合、測定線内に二次再結晶粒が20個以上含まれるように1 mm間隔の測定点を増やして上記の測定線を延長することが好ましい。また、一本の測定線で1000点の測定点を設定することが難しい場合には、複数の測定線を設定して合計で1000点以上の測定点で結

晶方位を測定すればよい。

[0046] 圧延面上にて1mm間隔で結晶方位を測定し、その上で、各測定点に関して、上記したずれ角 α 、ずれ角 β 、ずれ角 γ などを特定する。特定した各測定点でのずれ角に基づいて、角度偏差 ϕ 、 $\text{ave } \phi_L$ 、粒界GB、粒径 D_L 、 D_{L10} を求めればよい。なお、 D_{L10} は、粒径 D_L が2mm以上となる結晶粒を大きい順に並べて大きい方から個数基準で10%となる粒径を求めればよい。また、ラウエ法による結晶方位の測定点で、X線ビームの照射領域が2つの結晶粒にまたがり、X線回折結果がどちらの結晶粒に由来するかを判定できない場合には、それら2つの結晶粒の結晶粒径にそれぞれ0.5mm加えればよい。

[0047] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板は、上記の技術特徴を有するが、上記特徴を下記のように表現してもよい。本実施形態に係る方向性電磁鋼板の特徴を改めて説明する。

[0048] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板は、
下記定義した $\phi_m \leq 4.0^\circ$ を満たし、
下記定義した D_{10} が下記(3)式で定める $f(\phi_m)$ 以下であってもよい。

ただし、圧延方向(RD)に、1mmピッチで n 点(少なくとも1000点以上)、結晶方位の測定位置を定め、測定点 i ($i = 1 \sim n$)におけるND、TD、RD周りでの理想 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位からのずれ角 α_i 、 β_i 、 γ_i を計測し、下記(1)式で ϕ_i を定めた上で、下記(2)式で平均角度偏差 ϕ_m を求める。

$$\phi_i = (\alpha_i^2 + \beta_i^2)^{1/2} \quad (1)$$

$$\phi_m = [\sum_{i=1}^n \phi_i] / n = [\sum_{i=1}^n (\alpha_i^2 + \beta_i^2)^{1/2}] / n \quad (2)$$

$$f(\phi_m) = 100 - 15 \cdot \phi_m \quad (3)$$

)

また、上記測定した圧延方向(RD)の結晶方位測定位置列において、隣接する測定位置の間で $[(\alpha_i - \alpha_{i=1})^2 + (\beta_i - \beta_{i=1})^2 + (\gamma_i - \gamma_{i=1})^2]$

$\sqrt{(\alpha_i - \alpha_{i-1})^2 + (\beta_i - \beta_{i-1})^2 + (\gamma_i - \gamma_{i-1})^2}$ の値が 1° 以上ずれていた場合には、当該隣接する測定位置の間に結晶粒界が存在するものとし、隣り合う結晶粒界の間隔がひとつの結晶粒の圧延方向（RD）の結晶粒径Dであるとし、結晶粒を結晶粒径Dが大きい順に並べた場合に、結晶粒全体の中で、結晶粒径Dが大きい方から10%の位置の結晶粒の粒径をD10とする。

[0049] 角度偏差 ϕ に関し、圧延方向（RD）における鋼板の平均角度偏差 ϕ_m を定義する。

図1に示すように、圧延方向（RD）に1mmピッチでn点（少なくとも1000点以上）、結晶方位の測定位置を定めて測定点列とする。結晶方位の測定は、ラウエ法によるX線回折装置により行うことができる。測定点iにおける、圧延面法線方向（ND）、圧延直角方向（TD）、圧延方向（RD）周りでの理想 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位からのずれ角 α_i 、 β_i 、 γ_i を計測し、上記（1）式で ϕ_i を定める。その上で、上記（2）式で平均角度偏差 ϕ_m を求める。なお、圧延直角方向（TD）については、任意の位置に測定点列を1列設けてもよく、あるいは圧延直角方向（TD）に測定点列を複数列設け、計測位置としてもよい。特に、圧延直角方向に磁気特性のバラつきがある場合は磁気特性の圧延直角方向の平均磁気特性を特徴付ける結晶方位の情報を得るために、コイル（鋼帯）幅方向（圧延直角方向（TD））に測定点列を複数列設ける必要がある。測定点列を圧延直角方向（TD）に複数列設けて計測する場合、nの値は、全測定箇所の点数となる。

[0050] 次に、結晶粒を大きい順に並べた場合に、結晶粒全体の中で、大きい方から10%の位置の結晶粒の粒径（D10）について定義する。

上記のように、各測定位置で結晶方位を測定した上で、圧延方向（RD）に隣接する測定位置の間で $\sqrt{(\alpha_i - \alpha_{i-1})^2 + (\beta_i - \beta_{i-1})^2 + (\gamma_i - \gamma_{i-1})^2}$ の値が 1° 以上ずれていた場合には、この隣接する測定位置の間に結晶粒界が存在するものとし、隣接する測定位置の間で上記の値が 1° 未満の場合には、この隣接する測定位置の間に結晶粒界が存在しないものとする。図1に示す例では、圧延方向（RD）中央に位置する測定位置の ϕ

を ϕ_i としたとき、 ϕ_{i-1} と ϕ_{i-2} との間で $[(\alpha_{i-1}-\alpha_{i-2})^2+(\beta_{i-1}-\beta_{i-2})^2+(\gamma_{i-1}-\gamma_{i-2})^2]^{1/2}$ の値が 1° を超え、これらの測定点間に結晶粒界aが存在し、並びに、 ϕ_{i+1} と ϕ_{i+2} との間で $[(\alpha_{i+2}-\alpha_{i+1})^2+(\beta_{i+2}-\beta_{i+1})^2+(\gamma_{i+2}-\gamma_{i+1})^2]^{1/2}$ の値が 1° を超え、これらの測定点間に結晶粒界bが存在する。結晶粒界aと結晶粒界bによって形成される圧延方向(RD)の結晶粒径Dを、 $1\text{ mm} \times [(i+2)-(i-1)] = 3\text{ mm}$ として定める。

[0051] また、このような手続きで得られる結晶粒径Dは 1 mm 以上であるが、D10を決める場合は結晶粒径Dが 2 mm 以上となっている結晶粒径を採用する。

以上のようにして、圧延方向(RD)に測定した範囲内において結晶粒界と結晶粒径Dを定めた上で、Dの値が 2 mm 以上となる結晶粒をDの値が大きい順に並べた場合に、結晶粒全体の中で、大きい方から10%の位置の結晶粒の粒径をD10とする。

また、測定点でのX線照射領域が2つの結晶粒にまたがってしまいどちらの結晶粒か判定できない場合があるが、その場合にはまたがっている2つの結晶粒の結晶粒径に 0.5 mm ずつ分け与えることとする。

[0052] 以下に、本発明者らが行った検討内容を具体的に説明する。

[0053] 上記した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 0.22 mm 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 3 mm 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 5.0 kA 以下、通電時間を $20\text{ ms} \sim 80\text{ ms}$ 、電極加圧力を $50\text{ kgf} \sim 150\text{ kgf}$ 、通電後電極保持時間を $0.1 \sim 0.5$ 秒の条件で実施した。

[0054]

[表1]

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

- [0055] この冷延鋼板を脱炭焼鈍（一次焼鈍）に供した。脱炭焼鈍では、冷延鋼板を、加熱速度 20℃／秒で昇温し、830℃で90秒間保持した。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℃／hr（℃／時間）、保持：1200℃－20hr（時間）である。
- [0056] 上記方法（ただし、磁区制御は行わない）で製造した方向性電磁鋼板について、 ϕ_m （ave ϕ_L ）とD10（ D_L10 ）とを測定し、また磁気特性を評価した。図2に、圧延方向の角度偏差の平均値および結晶粒径が、方向性電磁鋼板としての磁気特性に与える影響を示す。図2中では、横軸を ϕ_m （ave

$e\phi_L$)、縦軸を $D10$ (D_L10)とした。また、図2中では、 $B_8 \geq 1.93\text{ T}$ かつ $W_{17/50} \leq 0.79\text{ W/kg}$ を満たす場合を○で示し、 B_8 または $W_{17/50}$ の少なくとも1つを満たさない場合を●で示した。

[0057] 図2から、 ϕ_m ($ave\phi_L$)が 4.0° 以下となる領域であって、かつ $D10$ が $f(\phi_m)$ 以下となる領域 (D_L10 が $(100 - 15 \times ave\phi_L)$ 以下となる領域)にて、良好な磁気特性が得られること、具体的には、磁区制御を行わなくても磁束密度および鉄損の両方に優れることが分かる。

[0058] 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 $0.5\text{ mm}\phi \sim 10\text{ mm}\phi$ であることが好ましく、 $1\text{ mm}\phi \sim 5\text{ mm}\phi$ 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。

[0059] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板の好ましい成分組成について説明する。

[0060] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板は、化学組成として、質量分率で、 Si ： $2.0\% \sim 7.0\%$ を含有し、残部が Fe および不純物からなればよい。

上記の化学組成は、結晶方位を $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位に集積させるよう制御するために好ましい化学組成である。

[0061] 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。

[0062] 具体的には、本実施形態に係る方向性電磁鋼板（母材鋼板）は、化学組成として、質量%で、

Si ： $2.0 \sim 7.0\%$ 、

C ： $0 \sim 0.0050\%$ 、

Mn ： $0 \sim 1.0\%$ 、

S及びS e : 合計で0～0.0150%、
Al : 0～0.0650%、
N : 0～0.0050%
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。

[0063] Si : 2.0～7.0%

Si（シリコン）は、母材鋼板にとって基本元素である。Si含有量が2.0%未満であると、渦電流損を十分に低減できないため、良好な磁気特性が得られない。そのため、母材鋼板のSi含有量は2.0%以上とする。Si含有量は、好ましくは2.50%以上、より好ましくは3.0%以上である。一方で、Si含有量が7.0%を超えると、鋼板が脆化し、製造に際して通板性が顕著に劣化するので、母材鋼板のSi含有量は7.0%以下とする。Si含有量は、好ましくは4.50%以下、より好ましくは4.0%以下である。

[0064] C : 0～0.0050%

C（炭素）は、母材鋼板にとって選択元素である。Cは鋼片（スラブ）に含有されるが、仕上げ焼鈍後の母材鋼板にCが過剰に残留すると、良好な鉄損特性が得られないことがある。そのため、母材鋼板のC含有量は0.0050%以下であればよい。C含有量は、好ましくは0.0040%以下、よ

り好ましくは0.0030%以下である。一方で、母材鋼板のC含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、C含有量を0%にすることは工業的に容易ではないので、C含有量を、0%超としてもよく、0.00010%以上としてもよい。

[0065] Mn : 0~1.0%

Mn（マンガン）は、母材鋼板にとって選択元素である。Mnは鋼片（スラブ）に含有されるが、過剰に含有されると、二次再結晶焼鈍時に鋼が相変態し、二次再結晶が十分に進行せず、良好な磁気特性が得られないことがある。そのため、母材鋼板のMn含有量は1.0%以下であればよい。Mn含有量は、好ましくは0.50%以下、より好ましくは0.20%以下である。一方で、母材鋼板のMn含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Mnは、MnSやMnSeを形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、Mn含有量を、0%超としてもよく、0.00010%以上としてもよい。

[0066] S及びSeの合計 : 0~0.0150%

S（硫黄）及びSe（セレン）は、母材鋼板にとって選択元素である。S及びSeは鋼片（スラブ）に含有されるが、仕上げ焼鈍後の母材鋼板にS及びSe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、母材鋼板のS及びSeの合計含有量は0.0150%以下であればよい。S及びSeの合計含有量は、好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.0050%以下である。一方で、母材鋼板のS及びSeの合計含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、S及びSeは、MnSやMnSeを形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、S及びSeの合計含有量を、0%超としてもよく、0.00010%以上としてもよい。

[0067] Al : 0~0.0650%

Al（アルミニウム）は、母材鋼板にとって選択元素である。Alは鋼片（スラブ）に含有されるが、仕上げ焼鈍後の母材鋼板にAl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、母材鋼板のA I含有量は0.0650%以下であればよい。A I含有量は、好ましくは0.040%以下、より好ましくは0.035%以下である。一方で、母材鋼板のA I含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、A Iは、A I Nを形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、A I含有量を、0%超としてもよく、0.00010%以上としてもよい。なお、上記のA I含有量は、酸可溶性A I (s o l. A I)である。

[0068] N : 0 ~ 0.0050%

N (窒素) は、母材鋼板にとって選択元素である。Nは鋼片 (スラブ) に含有されるが、仕上げ焼鈍後の母材鋼板にN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、母材鋼板のN含有量は0.0050%以下であればよい。N含有量は、好ましくは0.0040%以下、より好ましくは0.0030%以下である。一方で、母材鋼板のN含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Nは、A I Nを形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、N含有量を、0%超としてもよく、0.00010%以上としてもよい。

[0069] 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) は、母材鋼板にとって選択元素である。母材鋼板にNb群元素 (Nb、V、Mo、Ta、及びWの1種以上) 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、母材鋼板のNb、V、Mo、Ta、及びWの合計含有量は、0.050%以下であればよい。Nb群元素は、好ましくは0.030%以下、好ましくは0.020%以下、より好ましくは0.010%以下である。一方で、母材鋼板のNb、V、Mo、Ta、及びWの合計含有量は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Nb、V、Mo、Ta、またはWは、炭化物や窒化物や炭窒化物を形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、Nb、V、Mo、Ta、及びWの合計含有量を、0%超としてもよく、0.003%以

上としてもよい。

[0070] Cu : 0 ~ 0.40 %

Cu (銅) は、母材鋼板にとって選択元素である。Cu 含有量が 0.40 % を超えると、熱間圧延中、鋼板が脆化することがある。そのため、母材鋼板の Cu 含有量は 0.40 % 以下であればよい。Cu 含有量は、好ましくは 0.30 % 以下、より好ましくは 0.10 % 以下である。一方で、Cu 含有量の下限値は、特に制限されず、0 % であればよい。ただ、Cu は、Goss 方位の集積度を高めて、磁気特性を改善させる効果を有するので、Cu 含有量は、0 % 超としてもよく、0.010 % 以上としてもよい。

[0071] Bi : 0 ~ 0.010 %

Bi (ビスマス) は、母材鋼板にとって選択元素である。Bi 含有量が 0.010 % を超えると、被膜密着性が低下することがある。また、仕上げ焼鈍時の純化が不十分で Bi 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、母材鋼板の Bi 含有量は 0.010 % 以下であればよい。Bi 含有量は、好ましくは 0.0050 % 以下、より好ましくは 0.0020 % 以下、より好ましくは 0.0010 % 以下である。一方で、Bi 含有量の下限値は、特に制限されず、0 % であればよい。ただ、Bi は、磁束密度を向上させる効果を有するので、Bi 含有量は、0 % 超としてもよく、0.00050 % 以上としてもよい。

[0072] B : 0 ~ 0.080 %

B (ボロン) は、母材鋼板にとって選択元素である。B 含有量が 0.080 % を超えると、磁束密度のばらつき (標準偏差) が大きくなることがある。そのため、B 含有量は 0.080 % 以下であればよい。B 含有量は、好ましくは 0.070 % 以下、より好ましくは 0.060 % 以下である。一方で、B 含有量の下限値は、特に制限されず、0 % であればよい。ただ、B は、窒化物を形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、B 含有量は、0 % 超としてもよく、0.00050 % 以上としてもよい。

[0073] P : 0 ~ 0.50 %

P（燐）は、母材鋼板にとって選択元素である。P含有量が0.50%を超えれば、鋼板の加工性が顕著に低下することがある。そのため、母材鋼板のP含有量は0.50%以下であればよい。P含有量は、好ましくは0.30%以下、より好ましくは0.10%以下である。一方で、P含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Pは、集合組織を改善し、鋼板の磁気特性を改善する効果を有するので、P含有量を、0%超としてもよく、0.0020%以上としてもよい。

[0074] Ti : 0~0.0150%

Ti（チタン）は、母材鋼板にとって選択元素である。Ti含有量が0.0150%を超えれば、磁気特性が低下することがある。そのため、母材鋼板のTi含有量は0.0150%以下であればよい。Ti含有量は、好ましくは0.0130%以下、より好ましくは0.010%以下である。一方で、Ti含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Tiは、炭化物や窒化物や炭窒化物を形成して二次再結晶時のインヒビターとしての効果を有するので、Ti含有量を、0%超としてもよく、0.0020%以上としてもよい。

[0075] Sn : 0~0.10%

Sn（スズ）は、母材鋼板にとって選択元素である。Sn含有量が0.10%を超えると、二次再結晶が不安定となり、磁気特性に悪影響を及ぼすことがある。そのため、母材鋼板のSn含有量は0.10%以下であればよい。Sn含有量は、好ましくは0.090%以下、より好ましくは0.080%以下である。一方で、Sn含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Snは、Goss方位の集積度を高めて、磁気特性を改善させる効果を有するので、Sn含有量は、0%超としてもよく、0.0050%以上としてもよい。

[0076] Sb : 0~0.10%

Sb（アンチモン）は、母材鋼板にとって選択元素である。Sb含有量が0.10%を超えると、磁気特性に悪影響を及ぼすことがある。そのため、

母材鋼板のS b含有量は0.10%以下であればよい。S b含有量は、好ましくは0.090%以下、より好ましくは0.080%以下である。一方で、S b含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、S bは、インヒビターとして機能して二次再結晶を安定化する効果を有するので、S b含有量は、0%超としてもよく、0.010%以上としてもよい。

[0077] Cr : 0~0.30%

Cr (クロム) は、母材鋼板にとって選択元素である。Cr含有量が0.30%を超えると、Cr酸化物を形成し、磁気特性に悪影響を及ぼすことがある。そのため、母材鋼板のCr含有量は0.30%以下であればよい。Cr含有量は、好ましくは0.20%以下、より好ましくは0.10%以下である。一方で、Cr含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Crは、Goss方位の集積度を高めて、磁気特性を改善させる効果を有するので、Cr含有量は、0%超としてもよく、0.010%以上としてもよい。

[0078] Ni : 0~1.0%

Ni (ニッケル) は、母材鋼板にとって選択元素である。Ni含有量が1.0%を超えると、二次再結晶が不安定になることがある。そのため、母材鋼板のNi含有量は1.0%以下であればよい。Ni含有量は、好ましくは0.20%以下、より好ましくは0.10%以下である。一方で、Ni含有量の下限値は、特に制限されず、0%であればよい。ただ、Niは、電気抵抗を高めて鉄損を低減する効果を有するので、Ni含有量は、0%超としてもよく、0.010%以上としてもよい。

[0079] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板の母材鋼板は、不純物を含有してもよい。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ものを指す。

[0080] 上記した母材鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)

y) を用いて測定すればよい。なお、酸可溶性 A I は、試料を酸で加熱分解した後の濾液を用いて I C P - A E S によって測定すればよい。また、C および S は燃焼 - 赤外線吸収法を用い、N は不活性ガス融解 - 熱伝導度法を用い、O は不活性ガス融解 - 非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0081] なお、上記の化学組成は、母材鋼板の成分である。測定試料となる方向性電磁鋼板が、表面に絶縁被膜等を有している場合は、被膜等を下記の方法で除去してから化学組成を測定する。

[0082] 例えば、絶縁被膜の除去方法として、被膜を有する方向性電磁鋼板を、高温のアルカリ溶液に浸漬すればよい。具体的には、 $\text{NaOH} : 30 \sim 50$ 質量% + $\text{H}_2\text{O} : 50 \sim 70$ 質量%の水酸化ナトリウム水溶液に、 $80 \sim 90^\circ\text{C}$ で $5 \sim 10$ 分間、浸漬した後に、水洗して乾燥することで、方向性電磁鋼板から絶縁被膜を除去できる。なお、絶縁被膜の厚さに応じて、上記の水酸化ナトリウム水溶液に浸漬する時間を変えればよい。

[0083] また、フォルステライト被膜（ガラス被膜）の除去方法として、上記方法で絶縁被膜を除去した電磁鋼板を、高温の塩酸に浸漬すればよい。具体的には、溶解したいフォルステライト被膜を除去するために好ましい塩酸の濃度を予め調べ、この濃度の塩酸（例えば $30 \sim 40$ 質量%塩酸）に、 $80 \sim 90^\circ\text{C}$ で $1 \sim 5$ 分間、浸漬した後に、水洗して乾燥させることで、フォルステライト被膜が除去できる。通常は、絶縁被膜の除去にはアルカリ溶液を用い、フォルステライト被膜の除去には塩酸を用いるように、処理液を使い分けて各被膜を除去する。

[0084] 次に、本実施形態に係る方向性電磁鋼板の好ましい製造方法について説明する。

[0085] なお、本実施形態に係る方向性電磁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、本実施形態に係る方向性電磁鋼板を製造するための一つの例である。

[0086] 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。本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法は、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。

[0087] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法は、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。本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法は、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。

[0088] (casting process)

casting process 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 casting 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、150～350 mm である。スラブの厚さは、好ましくは、220～280 mm である。スラブとして、厚さが10～70 mm 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。

[0089] 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。

[0090] 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。

[0091] 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。

[0092] 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。

[0093] 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。

[0094] ここで、S及びS_eの合計含有量は、S及びS_e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。

[0095] 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。

[0096] 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。

[0097] 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。

[0098] 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。

[0099] 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。

[0100] 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。

[0101] 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。

[0102] 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。

[0103] 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。

[0104] (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。

[0105] 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。

[0106] （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、AlN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、AlN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。

[0107] （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。

[0108] 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

[0109] (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 $10\mu\text{m}\sim 10\text{mm}$ 程度の点状領域、あるいは幅が $10\mu\text{m}\sim 10\text{mm}$ 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。

[0110] 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 $1\mu\text{m}$ 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 $1\mu\text{m}$ 以上であれば効果を得られると考えられる。工業的には、上記の最小直径や最小幅を $10\mu\text{m}$ 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。

[0111] 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 $500^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上となればよい。上記の領域で加熱速度が $500^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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、 $2000^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であることが好ましく、 $10000^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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 $1000000^\circ\text{C}/\text{秒}$ とすればよい。

- [0112] 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。
- [0113] 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。
- [0114] 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°C 以上となればよい。上記の領域で最高到達温度が 700°C 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°C 以上であることが好ましく、 900°C 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°C 以下であればよい。
- [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、最高温度に到達後から 700°C 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°C 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。
- [0116] 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る。局所加熱領域のサブグレイン構造を保持時間によって制御する

ことで、後工程で好ましく組織制御が行える。

[0117] 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、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。

[0118] 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。

[0119] 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 $0.5 \sim 50 \text{ mJ/mm}^2$ ）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、脱炭焼鈍工程後の鋼板に理想ゴス方位に近い粗大ゴス方位粒が形成されない。また、電子ビーム照射に

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、脱炭焼鈍工程後の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。

[0120] 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、スキンスピードなどを調整したりすることが好ましい。

[0121] 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20 μm 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。

[0122] また、局所急速加熱によって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急速加熱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、配置を制御すればよい。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ように、局所加熱領域を鋼板表面上で配置すれば、二次焼鈍終了時のゴス方位粒の任意方向の粒径を小さく制御できる。

[0123] (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、冷間圧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。

[0124] 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、8～30 μmであることが好ましい。

[0125] 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。脱炭焼鈍の加熱速度は10000℃/秒以下であればよいが、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。例えば、脱炭焼鈍の加熱速度は、300℃/秒以下であることが好ましく、200℃/秒以下であることがさらに好ましく、100℃/秒以下であることがさらに好ましい。

[0126] また、脱炭酸化量及び表面酸化層の状態は、ガ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（ $\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$ ）を適宜調整してもよい。

[0127] (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む霧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。

[0128] (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や Al_2O_3 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。

[0129] (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、 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位粒を優先成長させ、磁束密度を飛躍的に向上させる。

[0130] 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、一次再結晶粒をピン止めしている析出物が急激に分解しないように、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。

[0131] 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。

[0132] （絶縁被膜形成工程）

仕上げ焼鈍後の鋼板に、必要に応じて、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）、絶縁被膜を形成してもよい。

[0133] （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。

[0134] なお、磁区細分化処理を行った場合には、磁区細分化処理による微小歪領域及び溝は、結晶方位及び粒径の測定で異常点となることがある。そのため、結晶方位の測定では、測定点が微小歪領域及び溝に重ならないようにすることが好ましい。

実施例 1

[0135] 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。

[0136] 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。

[0137] 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。

[0138] 上記の冷延鋼板に、表3～表6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. 62およびNo. 63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、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。

[0139] なお、試験No. 60では、レーザー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. 61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. 62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. 0 J/mm^2 とし、レーザー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. 63では、集光スポット径を 0.5 mm 、レーザー照射エネルギー密度を 30.0 J/mm^2 とし、レーザー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。

[0140] 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。なお、冷延鋼板の板面上に局所加熱領域を設ける際には、局所加熱領域の分布が不均一にならないように配置した。

[0141] 製造した冷延鋼板に対して、表3～表6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（ $\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$ ）を 0.13 とした。

[0142] 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°C で窒化処理し、鋼板窒素量を 220 ppm 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 $15^\circ\text{C}/\text{時間}$ で 1000°C （下記「Step」は 1070°C ）まで昇温し、その後、下記のいずれかの条件で 1200°C まで昇温し、水素雰囲気中で 1200°C －20時間保持した。

通常 : $1000^\circ\text{C} \sim 1200^\circ\text{C}$ を $15^\circ\text{C}/\text{時間}$ で昇温

徐加熱1 : $1000^\circ\text{C} \sim 1200^\circ\text{C}$ を $10^\circ\text{C}/\text{時間}$ で昇温

徐加熱 : $1000^\circ\text{C} \sim 1200^\circ\text{C}$ を $7.5^\circ\text{C}/\text{時間}$ で昇温

徐加熱2 : $1000^\circ\text{C} \sim 1200^\circ\text{C}$ を $5.0^\circ\text{C}/\text{時間}$ で昇温

Step : $1070^\circ\text{C} \times 10$ 時間の保定

[0143] 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。

[0144] 得られた方向性電磁鋼板について、母材鋼板の化学組成、 $ave\phi_L$ (ϕ_m)、 $100-15\times ave\phi_L$ の値 ($f(\phi_m)$)、 D_{L10} ($D10$)を、上記した方法に基づいて測定した。結果を表7～表11に示す。表11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。

[0145] なお、結晶方位は、圧延方向 (RD) に1mm間隔で1000点の測定点を含む測定線を設定し、この測定線を圧延直角方向 (TD) に50mm間隔で10線設け、この10線にて結晶方位を測定した。

[0146] また、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7～表11に示す。

[0147] 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。

[0148] 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含有量に基づいて合否を判断した。例えば、鋼板のSi含有量が低いほど、飽和磁束密度が高くなり、飽和磁束密度が高いほど、 B_8 が高くなることが知られている。そのため、鋼板のSi含有量が3.3～3.5%である鋼A～Zについては、 B_8 が1.930T以上である場合を合格と判断し、Si含有量が2.5%である鋼AAについては、 B_8 が1.960T以上である場合を合格と判断し、Si含有量が4.1%である鋼ABについては、 B_8 が1.890T以上である場合を合格と判断した。

[0149] また、磁気特性として、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。 $W_{17/50}$ については、0.79W/kg

以下である場合を合格と判断した。

[0150] No. 1～66のうち、本発明例である方向性電磁鋼板は、 $ave\phi_L \leq 4.0^\circ$ 、および $D_{L10} \leq 100 - 15 \times ave\phi_L$ を満たしていた。これらの本発明例は、いずれも方向性電磁鋼板として、圧延方向の角度偏差が小さく制御されるので磁束密度に優れ、且つ圧延方向の粒径が小さく制御されるので磁区制御（磁区細分化処理）を施さなくとも鉄損に優れていた。そのため、これらの本発明例では、従来ある磁区制御による弊害（例えばレーザー磁区制御によるトランス騒音の悪化、溝導入による磁束密度低下など）を軽減することができる。

[0151] 一方、No. 1～66のうち、比較例である方向性電磁鋼板は、 $ave\phi_L \leq 4.0^\circ$ 、または $D_{L10} \leq 100 - 15 \times ave\phi_L$ の少なくとも一方を満たさなかった。これらの比較例は、方向性電磁鋼板として、好ましい磁束密度や鉄損が得られなかった。

[0152]

[表2]

	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	

[表3]

No.	鋼種	製造条件		局所急速加熱										脱炭焼鈍		
				冷間圧延 総冷延率	%	加熱 方法	加熱 速度 °C/sec	最高 到達 温度 °C	700°C 以上の 保持時間 sec	局所加熱条件			加熱 速度 °C/sec	焼鈍 温度 °C	焼鈍 時間	
										線状 or 点状	圧延方向 間隔 mm	幅方向 間隔 mm				
1	A		91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	—	—	100	850	100	
2	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	100	850	100			
3	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	100	850	100			
4	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100	850	100			
5	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100	850	100			
6	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100	850	100			
7	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100			
8	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100	850	100			
9	A		91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	—	—	100	850	100	
10	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	100	850	100			
11	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	100	850	100			
12	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100	850	100			
13	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100	850	100			
14	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100	850	100			
15	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100			
16	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100	850	100			

[0154]

[表4]

No.	鋼種	製造条件		局所急速加熱							脱炭焼鈍			
		冷間圧延 総冷延率	%	加熱 方法	加熱 速度 °C/sec	最高 到達 温度 °C	700°C 以上の 保持時間 sec	局所加熱条件			加熱 速度 °C/sec	焼鈍 温度 °C	焼鈍 時間 sec	
								線状 or 点状	圧延方向 間隔 mm	幅方向 間隔 mm				
17	A		91.5	無処理	—	—	—	—	—	—	100	850	100	
18	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	160	30	100	850	100	
19	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	120	30	100	850	100	
20	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	80	30	100	850	100	
21	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	60	30	100	850	100	
22	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	50	30	100	850	100	
23	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100	
24	A		91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	15	30	100	850	100	
25	A		90.4	無処理	—	—	—	—	—	—	100	850	100	
26	A		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
27	B		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
28	C		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
29	D		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
30	E		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
31	F		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
32	G		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	
33	H		90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100	

[表5]

No.	鋼種	製造条件													
		局所急速加熱				脱炭焼鈍									
		冷間圧延 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			加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間			
		%		°C/sec	°C	sec	線状 or 点状	圧延方向間隔	幅方向間隔		°C/sec	°C	sec		
34	I	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
35	J	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
36	K	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
37	L	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
38	M	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
39	N	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
40	O	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
41	P	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
42	Q	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
43	R	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
44	S	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
45	T	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
46	U	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
47	V	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
48	W	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
49	X	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		
50	Y	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	20	100	850	100		

[0156]

[表6]

No.	鋼種	製造条件												
		局所急速加熱					脱炭焼鈍							
		冷間圧延 総冷延率	加熱 方法	加熱 速度 °C/sec	最高 到達 温度 °C	700°C 以上の 保持時間 sec	局所加熱条件			加熱 速度 °C/sec	焼鈍 温度 °C	焼鈍 時間 sec		
線状 or 点状	圧延方向 間隔 mm						幅方向 間隔 mm							
		%												
51	Z	90.4	Spot通電	5000	900	0.3	点状	20	20	100	850	100		
52	AA	92.1	無処理	—	—	—	—	—	—	100	850	100		
53	AB	89.0	無処理	—	—	—	—	—	—	100	850	100		
54	AA	92.1	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100		
55	AB	89.0	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100		
56	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.3	点状	30	30	100	850	100		
57	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.2	点状	30	30	100	850	100		
58	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.1	点状	30	30	100	850	100		
59	A	91.5	Spot通電	5000	900	0.03	点状	30	30	100	850	100		
60	A	90.4	レーザー	2000	800	0.2	線状	10	—	300	830	90		
61	A	90.4	レーザー	<2000	<200	<0.03	線状	10	—	300	830	90		
62	A	90.4	レーザー	5000	800	<0.03	線状	10	—	300	830	90		
63	A	90.4	レーザー	7000	800	<0.03	線状	10	—	300	830	90		
64	A	90.4	Spot通電	500	900	0.3	点状	20	20	100	850	90		
65	A	90.4	Spot通電	2000	900	0.3	点状	20	20	100	850	90		
66	A	90.4	Spot通電	10000	900	0.3	点状	20	20	100	850	90		

[0157]

[表7]

No.	鋼種	製造条件		製造結果			評価結果		評価	
		仕上焼鈍 加熱過程	1000℃ までの 加熱速度 ℃/hr	1200℃ までの 加熱速度 ℃/hr	ave φ _L unit. °	(100 - 15 × ave φ _L) の値	D _L 10 mm	磁束 密度 B ₈ T		鉄損 W17/50 W/kg
1	A	通常	15	15	4.7	29.1	30.0	1.911	0.839	比較例
2	A	通常	15	15	4.2	37.6	38.6	1.926	0.833	比較例
3	A	通常	15	15	4.0	39.3	41.5	1.929	0.820	比較例
4	A	通常	15	15	3.8	42.7	44.4	1.935	0.797	比較例
5	A	通常	15	15	3.7	43.8	37.4	1.937	0.789	本発明例
6	A	通常	15	15	3.7	44.4	33.8	1.938	0.784	本発明例
7	A	通常	15	15	3.6	45.5	26.8	1.940	0.755	本発明例
8	A	通常	15	15	3.5	47.2	21.5	1.943	0.729	本発明例
9	A	徐加熱	15	7.5	4.3	35.4	41.3	1.922	0.828	比較例
10	A	徐加熱	15	7.5	3.7	43.8	53.5	1.937	0.811	比較例
11	A	徐加熱	15	7.5	3.6	45.5	57.6	1.940	0.798	比較例
12	A	徐加熱	15	7.5	3.4	48.9	47.5	1.946	0.775	本発明例
13	A	徐加熱	15	7.5	3.3	50.1	40.0	1.948	0.767	本発明例
14	A	徐加熱	15	7.5	3.3	50.6	36.3	1.949	0.762	本発明例
15	A	徐加熱	15	7.5	3.2	51.8	28.8	1.951	0.733	本発明例
16	A	徐加熱	15	7.5	3.1	53.5	23.3	1.954	0.707	本発明例

[表8]

No.	鋼種	製造条件		製造結果			評価結果		評価	
		仕上焼鈍 加熱過程	1000℃ までの 加熱速度 ℃/hr	1200℃ までの 加熱速度 ℃/hr	ave φ _L unit: °	(100 - 15 × ave φ _L) の値	D _L 10 mm	磁束 密度 B ₈ T		鉄損 W17/50
17	A	Step	15	15	3.6	46.1	59.5	1.941	0.814	比較例
18	A	Step	15	15	3.0	55.7	84.9	1.958	0.834	比較例
19	A	Step	15	15	2.7	59.1	70.2	1.964	0.807	比較例
20	A	Step	15	15	2.5	62.0	55.3	1.969	0.761	本発明例
21	A	Step	15	15	2.5	63.1	47.8	1.971	0.728	本発明例
22	A	Step	15	15	2.4	63.7	44.1	1.972	0.712	本発明例
23	A	Step	15	15	2.4	64.2	36.6	1.973	0.679	本発明例
24	A	Step	15	15	2.3	64.8	31.0	1.974	0.648	本発明例
25	A	徐加熱1	15	10	4.7	29.5	37.1	1.913	0.826	比較例
26	A	徐加熱1	15	10	3.4	49.1	21.5	1.946	0.693	本発明例
27	B	徐加熱1	15	10	2.5	61.9	27.7	1.969	0.651	本発明例
28	C	徐加熱1	15	10	3.3	51.2	23.9	1.950	0.680	本発明例
29	D	徐加熱1	15	10	3.3	50.3	22.7	1.948	0.685	本発明例
30	E	徐加熱1	15	10	3.4	48.9	21.7	1.946	0.696	本発明例
31	F	徐加熱1	15	10	3.0	55.5	25.3	1.957	0.674	本発明例
32	G	徐加熱1	15	10	2.6	60.6	26.6	1.966	0.657	本発明例
33	H	徐加熱1	15	10	2.8	58.4	25.3	1.963	0.675	本発明例

[表9]

No.	鋼種	製造条件			製造結果			評価結果		評価
		仕上焼鈍 加熱過程			ave φ _L unit: °	(100 - 15 × ave φ _L) の値	D _L 10 mm	磁束 密度 B ₈ T	鉄損 W17/50	
			焼鈍 方法	1000℃ までの 加熱速度 ℃/hr						
34	I	徐加熱1	15	10	3.0	54.7	25.1	1.956	0.688	本発明例
35	J	徐加熱1	15	10	3.3	51.1	22.8	1.950	0.698	本発明例
36	K	徐加熱1	15	10	2.6	61.1	24.9	1.967	0.654	本発明例
37	L	徐加熱1	15	10	3.0	55.6	23.2	1.958	0.675	本発明例
38	M	徐加熱1	15	10	2.8	57.6	24.7	1.961	0.687	本発明例
39	N	徐加熱1	15	10	2.6	61.4	25.1	1.968	0.656	本発明例
40	O	徐加熱1	15	10	3.1	52.9	23.0	1.953	0.678	本発明例
41	P	徐加熱1	15	10	3.2	51.6	22.1	1.950	0.685	本発明例
42	Q	徐加熱1	15	10	3.3	50.0	20.9	1.948	0.687	本発明例
43	R	徐加熱1	15	10	3.4	48.8	20.4	1.946	0.702	本発明例
44	S	徐加熱1	15	10	2.9	56.2	24.3	1.959	0.671	本発明例
45	T	徐加熱1	15	10	3.3	50.8	22.5	1.949	0.683	本発明例
46	U	徐加熱1	15	10	3.4	48.9	21.4	1.946	0.697	本発明例
47	V	徐加熱1	15	10	3.4	49.7	21.8	1.947	0.690	本発明例
48	W	徐加熱1	15	10	3.3	50.4	21.2	1.948	0.686	本発明例
49	X	徐加熱1	15	10	3.3	50.8	22.3	1.949	0.684	本発明例
50	Y	徐加熱1	15	10	2.8	58.0	23.9	1.962	0.631	本発明例

[表10]

No.	鋼種	製造条件			製造結果			評価結果		評価
		仕上焼鈍 加熱過程			ave ϕ_L unit. °	D_L^{10} mm	磁束 密度 B_8 T	鉄損 W17/50		
			焼鈍 方法	1000°C までの 加熱速度					1200°C までの 加熱速度	
				°C/hr					°C/hr	
51	Z	徐加熱1	15	10	3.6	46.5	20.8	1.941	0.677	本発明例
52	AA	徐加熱2	15	5	4.4	33.4	44.7	1.953	0.887	比較例
53	AB	徐加熱2	15	5	4.3	34.8	45.8	1.875	0.798	比較例
54	AA	徐加熱2	15	5	3.5	47.5	24.2	1.977	0.765	本発明例
55	AB	徐加熱2	15	5	2.6	61.0	38.1	1.925	0.662	本発明例
56	A	通常	15	15	3.6	45.5	26.8	1.940	0.755	本発明例
57	A	通常	15	15	3.8	43.3	25.7	1.936	0.765	本発明例
58	A	通常	15	15	4.0	40.5	24.5	1.931	0.773	本発明例
59	A	通常	15	15	4.6	31.4	22.4	1.915	0.812	比較例
60	A	徐加熱1	15	10	3.7	44.4	15.5	1.938	0.674	本発明例
61	A	徐加熱1	15	10	4.8	28.0	34.4	1.909	0.841	比較例
62	A	徐加熱1	15	10	4.7	29.1	24.2	1.911	0.822	比較例
63	A	徐加熱1	15	10	4.8	28.6	27.4	1.910	0.814	比較例
64	A	徐加熱1	15	10	3.7	45.0	38.2	1.939	0.754	本発明例
65	A	徐加熱1	15	10	3.5	47.2	34.3	1.943	0.722	本発明例
66	A	徐加熱1	15	10	3.2	51.8	39.1	1.951	0.681	本発明例

[0161]

[表11]

	鋼種																					
	製造結果																					
	方向性電磁鋼板の母材鋼板の化学組成(単位:質量%, 殘部: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	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
B	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
C	0.001	3.3	0.12	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
D	0.001	3.3	0.08	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
E	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.001	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
F	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
G	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
H	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
I	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
J	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
K	0.001	3.3	0.10	<0.002	0.001	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
L	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	0.007	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
M	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
N	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
O	0.001	3.3	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	0.010	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
P	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
Q	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.07	—	—	—	—	—	—	—	—		
R	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.07	0.002	—	—	—	—	—	—	—		
S	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	0.002	—	—	—	—	—	—		
T	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	—	0.015	—	—	—	—	—		
U	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	—	—	0.006	—	—	—	—		
V	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	—	—	—	0.060	—	—	—		
W	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	0.023	—	—		
X	0.001	3.2	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	—	—	—		
Y	0.001	3.5	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.005	—	—	—	0.20	—	—	0.021	0.002	0.060	—	0.120	—		
Z	0.001	3.4	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	0.20	—	—	—	—	—	—	—	0.100		
AA	0.001	2.5	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		
AB	0.001	4.1	0.10	<0.002	—	<0.004	<0.002	0.008	0.002	—	—	0.40	—	—	0.021	0.002	0.060	—	0.100	0.020		

産業上の利用可能性

[0162] 本発明の上記態様によれば、従来ある磁区制御による弊害（例えばレーザー磁区制御によるトランス騒音の悪化、溝導入による磁束密度低下など）を軽減することができ、その上で、磁束密度および鉄損の両方に優れる方向性電磁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

- [0163] 1 鋼板
 2 結晶方位の測定点

請求の範囲

[請求項1]

方向性電磁鋼板であって、

圧延面法線方向Z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C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、

圧延方向Lを回転軸とする理想ゴス方位からのずれ角を γ と定義し、

、

板面上の1つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha \quad \beta \quad \gamma)$ と表し、

前記1つの測定点における角度偏差を $\phi = (\alpha^2 + \beta^2)^{1/2}$ と定義し、

圧延方向Lに沿って間隔が1mmの少なくとも1000点の測定点で求めた角度偏差 ϕ の平均値を $\text{ave } \phi_L$ と定義したとき、

前記 $\text{ave } \phi_L$ が、 $\text{ave } \phi_L \leq 4.0^\circ$ を満たし、

前記板面上で隣接し且つ間隔が1mmである2つの測定点で測定する結晶方位のずれ角を $(\alpha_1 \quad \beta_1 \quad \gamma_1)$ および $(\alpha_2 \quad \beta_2 \quad \gamma_2)$ と表し、

$[(\alpha_2 - \alpha_1)^2 + (\beta_2 - \beta_1)^2 + (\gamma_2 - \gamma_1)^2]^{1/2} \geq 1.0^\circ$ を満足する2つの測定点の中間点を粒界GBと定義し、

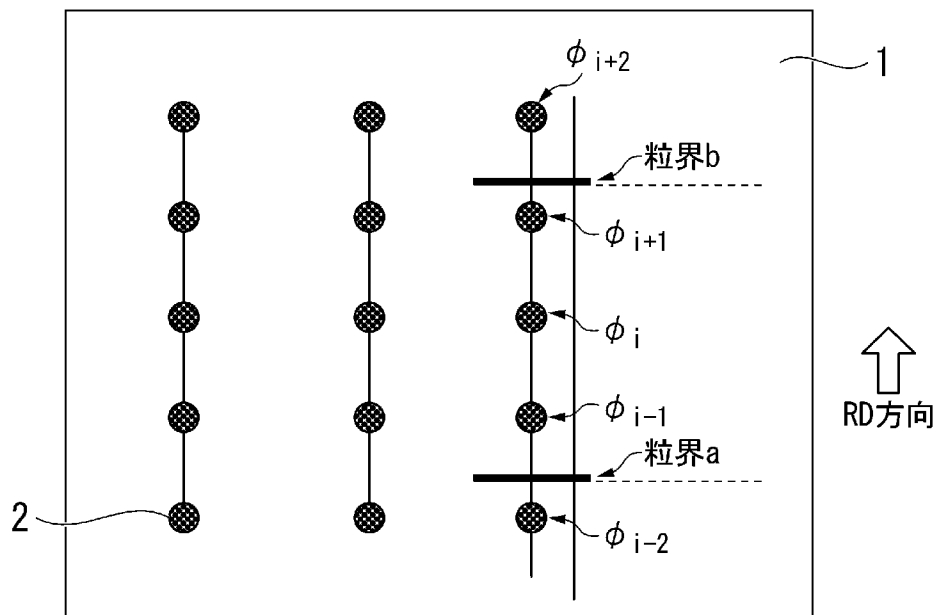
前記粒界GBに基づいて求める圧延方向Lの粒径を単位mmで D_L と定義し、

圧延方向Lに沿って求めた粒径 D_L を大きい順に並べて大きい方から個数基準で10%となる粒径を単位mmで D_{L10} と定義したとき、

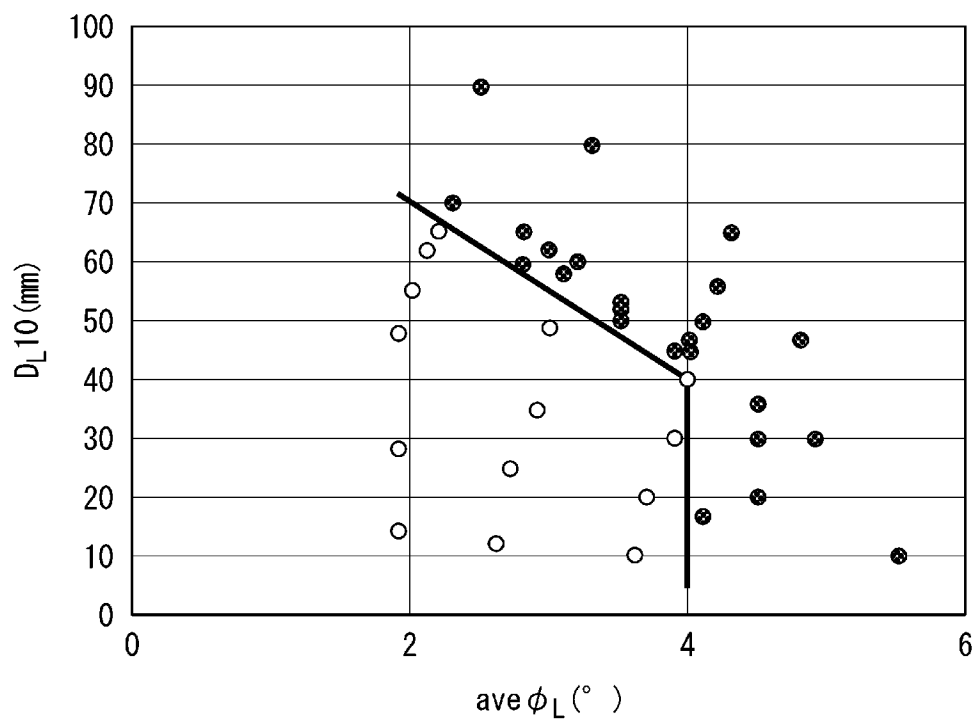
、

前記 D_{L10} が、 $D_{L10} \leq 100 - 15 \times \text{ave } \phi_L$ を満たすことを特徴とする方向性電磁鋼板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/023281

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; C21D8/12; 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 1971-2024

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 2021-183722 A (JFE STEEL CORPORATION) 02 December 2021 (2021-12-02)	1
A	JP 2021-181604 A (JFE STEEL CORPORATION) 25 November 2021 (2021-11-25)	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

21 August 2024

Date of mailing of the international search report

03 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/JP2024/023281

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2021-183722	A	02 December 2021	(Family: none)	
JP	2021-181604	A	25 November 2021	(Family: none)	

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; C21D8/12; 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 - 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 2021-183722 A（JFEスチール株式会社）02.12.2021（2021 - 12 - 02）	1
A	JP 2021-181604 A（JFEスチール株式会社）25.11.2021（2021 - 11 - 25）	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、一般的技术水準を示すもの

“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

21.08.2024

国際調査報告の発送日

03.09.2024

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）

河野 一夫 4K 9833

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

様式 PCT/ISA/210（第2ページ）（2022年7月）

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/JP2024/023281

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2021-183722	A	02.12.2021	(ファミリーなし)	
JP	2021-181604	A	25.11.2021	(ファミリーなし)	