

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2024年5月23日(23.05.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/106462 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)  
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/041072

(22) 国際出願日: 2023年11月15日(15.11.2023)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:  
特願 2022-182571 2022年11月15日(15.11.2022) JP

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

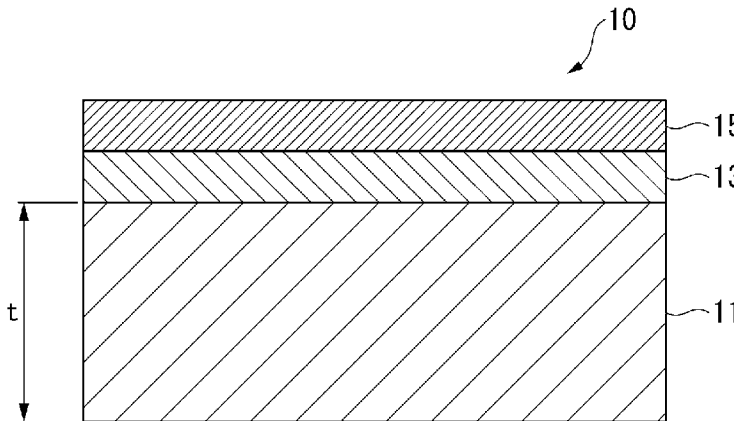
(72) 発明者: 片岡 隆史 (KATAOKA Takashi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6

番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 山縣 龍太郎 (YAMAGATA Ryutaro); 〒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). 菊月 まゆ子 (KIKUZUKI Mayuko); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 中村 潤紀 (NAKAMURA Junki); 〒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). 諏訪 嘉宏 (SUWA Yoshihiro); 〒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). 竹田 和年 (TAKEDA Kazutoshi); 〒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).

(54) Title: GRAIN-ORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 方向性電磁鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: This grain-oriented electromagnetic steel sheet comprises a base material steel sheet having a prescribed chemical composition, a glass coating film provided to the surface of the base material steel sheet, and a tension-imparting insulation coating film provided to the surface of the glass coating film. The base material steel sheet has an aggregate texture oriented in the Goss direction. In the base material steel sheet,  $\alpha$ ,  $\beta$ , and  $\gamma$  satisfy formula (1), where  $\alpha$  (°) is defined as the average variance angle from the ideal Goss direction with a rolling surface normal direction ND as the axis of rotation,  $\beta$  (°) is defined as the average variance angle from the ideal Goss direction with a rolling transverse direction TD as the axis of rotation, and  $\gamma$  (°) is defined as the average variance angle from the ideal Goss direction with a rolling direction RD as the axis of rotation. Formula (1):  $0.0 \leq \beta < 2.5 < \alpha < 4.0 \leq \gamma \leq 10.0$



WO 2024/106462 A1

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約: この方向性電磁鋼板は、所定の化学組成を有する母材鋼板と、母材鋼板の表面に設けられたガラス被膜と、ガラス被膜の表面に設けられた張力付与性絶縁被膜と、を備える。母材鋼板は、G o s s 方位に配向する集合組織を有する。母材鋼板において、圧延面法線方向NDを回転軸とする理想G o s s 方位からの平均分散角を $\alpha$  (°) と定義し、圧延直角方向TDを回転軸とする理想G o s s 方位からの平均分散角を $\beta$  (°) と定義し、圧延方向RDを回転軸とする理想G o s s 方位からの平均分散角を $\gamma$  (°) と定義するとき、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ が、下記式(1)を満足する。 $0. 0 \leq |\beta| < 2. 5 < |\alpha| < 4. 0 \leq |\gamma| \leq 10. 0 \dots (1)$

## 明 細 書

発明の名称： 方向性電磁鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本開示は、方向性電磁鋼板およびその製造方法に関する。

本願は、2022年11月15日に、日本に出願された特願2022-182571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] 一般に、方向性電磁鋼板は、母材鋼板と、母材鋼板の表面に形成された一次被膜（ガラス被膜という場合がある）と、一次被膜の表面に形成された張力付与絶縁性の二次被膜と、の三層構造から成る。方向性電磁鋼板は、軟磁性材料であり、主に、変圧器の鉄心材料として用いられる。そのため、方向性電磁鋼板には、高磁化特性および低鉄損という磁気特性が要求される。

[0003] 鉄損とは、鉄心を交流磁場で励磁した場合に、熱エネルギーとして消費される電力損失であり、省エネルギーの観点から、鉄損はできるだけ低いことが求められる。鉄損の高低には、磁化率、板厚、被膜張力、不純物量、電気抵抗率、結晶粒径、磁区サイズなどが影響する。方向性電磁鋼板の鉄損は、比抵抗や板厚、磁区の大きさ等に依存する渦電流損と、結晶方位や表面の平滑性等に依存するヒステリシス損との和である。板厚に関しては、例えば、母材鋼板を薄手化（例えば0.22mm未満）することは、渦電流損の低減による鉄損の低減に有効である。しかしながら、薄手化することで、二次再結晶自体の挙動が変化し、Goss方位の集積度は劣化することが懸念される。

[0004] Goss方位の集積は、集合組織（テクスチャー）と析出物（インヒビター）の高度な制御を通じた現象（二次再結晶）を通じて発現する。テクスチャーは、Goss方位（二次再結晶の核）が多く、Goss方位が蚕食する方位（対応方位）が多い状態であることが好ましい。一方、インヒビターは、二次再結晶焼鈍中、インヒビターのピン止め力が徐々に低下していく状態である（インヒビターの耐熱性が高い）ことが好ましい。換言すれば、二次

再結晶焼鈍中に、インヒビターのピン止め力が急激に低下することは、G o s s 方位の成長を促す観点から好ましくない。

[0005] ここで、薄手材を得るためには、冷間圧延での圧下率（冷延率）を高くする必要がある。冷延率が高い条件で圧延すると、二次再結晶の核であるG o s s 方位は減少し、二次再結晶は不安定化してしまう。

また、薄手材においては、原因は明らかではないが、インヒビターの耐熱性が低下して、G o s s 方位が優先成長する時間の確保が出来ず、二次再結晶は不安定化する。

すなわち、薄手材ではテクスチャー、インヒビターの両方の観点から二次再結晶が不安定化する問題がある。

[0006] このような状況から、従来、薄手材の二次再結晶を安定化させるための様々な検討がなされてきた。

[0007] 例えば、特許文献1、特許文献2では、予備冷延によって冷延率を最適制御することで、テクスチャー劣化を回避する技術が開示されている。

[0008] また、例えば特許文献3では、一次被膜制御を介したインヒビター制御技術が開示されている。特許文献3では、焼鈍分離剤としてC l 及び／又はS O<sub>3</sub>を0.15～2.0%含有するMgOを塗布することで、ガラス被膜の形成反応を著しく高め、一次被膜を磁性にとって好ましい形態に制御している。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0009] 特許文献1：日本国特開昭59-126722号公報  
特許文献2：日本国特許第2562254号公報  
特許文献3：日本国特許第3021241号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0010] 特許文献1、2の方法の場合、冷間圧延工程の工程数が増加するため、生

産上の課題が生ずる。

また、特許文献3の方法によればインヒビター制御は可能であるものの、テクスチャーの制御については考慮されていない。そのため、例えば母材鋼板板厚が0.22mm未満の薄手電磁鋼板に本技術を適用した場合、高品位な二次再結晶方位は得られない可能性が高い。

[0011] 上述の通り、生産性を低下させずに、薄手材の二次再結晶を安定化させ、良好な磁気特性を有する方向性電磁鋼板を得る方法は開示されていなかった。

[0012] また近年では、方向性電磁鋼板には、高磁化特性および低鉄損という磁気特性に加え、鋼板を変圧器等に適用した場合に生じる騒音の低減も要求されている。

[0013] 以上のことから、本開示は、生産性を低下させることなく、良好な磁気特性ならびに騒音特性を有する方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することを課題とする。

### 課題を解決するための手段

[0014] 本発明者らは、薄手材において、二次再結晶を通じたGoss方位の集積による良好な磁気特性と、良好な騒音特性との両立のため、集合組織（テクスチャー）及び析出物（インヒビター）の両方の制御の観点から検討を行った。

その結果、一部の薄手材では、二次再結晶の不安定化を招くことなく、従来の方向性電磁鋼板の磁気特性よりも非常に優れた磁気特性が確認され、かつ、良好な騒音特性と両立できることが確認された。より詳細に調査した結果、二次再結晶組織における理想Goss方位からの平均分散角のうち、圧延直角方向TDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角 $\beta$ （°）、圧延面法線方向NDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角 $\alpha$ （°）、および圧延方向RDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角 $\gamma$ （°）のそれぞれが、下記式（1）に示すような序列を満足することで、薄手材においても二次再結晶が安定化し、良好な磁気特性と良好な騒音

特性の両立を達成できることを見出した。

[0015] これまでも、磁気特性に影響を及ぼす要素として、平均分散角  $\beta$  (°) および平均分散角  $\alpha$  (°) が知られていた。しかし、従来の技術では平均分散角  $\beta$ 、 $\alpha$  を十分に低減することには限界があり、これら平均分散角のさらなる低減が望まれていた。さらに、平均分散角  $\beta$ 、 $\alpha$  を低減するだけでは、磁気特性および騒音特性の高い水準での両立が困難となる場合があった。そこで、本発明者が鋭意調査した結果、薄手材の磁気特性と騒音特性の両立には、平均分散角  $\beta$  のより一層の低減に加え、平均分散角  $\beta$ 、 $\alpha$ 、 $\gamma$  のバランスが強く影響を及ぼすことを突き止め、加えて、平均分散角  $\beta$  をより一層低減できる新たな手段を見出した。

[0016] 具体的には、テクスチャー及びインヒビターの両方を適切に制御することで、平均分散角  $\beta$  を大幅に低減でき、かつ平均分散角  $\beta$ 、 $\alpha$ 、 $\gamma$  のバランスを図ることができることを見出した。より具体的には、脱炭焼鈍時の昇温工程のうち所定の温度域の昇温速度を高めることで、G o s s 方位を十分に確保できるとともに、二次再結晶焼鈍時に、インヒビターの機能を安定して発揮できるような緻密な酸化膜を形成しうることを見出した。

以下、本発明者らによる検討結果について詳述する。

[0017] まず、本発明者らはインヒビター制御の観点から、薄手材において、インヒビターによる二次再結晶安定化の効果が劣化する原因を調査した。その結果、薄手材では、鋼材自体の表面積割合の相対的増加によってインヒビターの分解速度が速くなることで、二次再結晶が不安定化してしまうことが分かった。また、本発明者らは、インヒビターの分解のトリガーが、一次被膜（ガラス被膜）である  $Mg_2SiO_4$  とインヒビターである  $AlN$  との相互作用であることを突き止めた。そしてこの得られた新規の知見に基づき、一次被膜の形成速度を低下させる（すなわち一次被膜の生成温度を高める）ことで、インヒビターによる二次再結晶安定化効果の劣化を抑制できることを見出した。

[0018] また、本発明者らがさらに検討を行った結果、一次被膜の生成温度の高温

化は、脱炭焼鈍時（特に、昇温工程時）に冷延鋼板の表面に形成される  $\text{SiO}_2$  を厚膜化かつ緻密化させることで達成できることを知見した。 $\text{SiO}_2$  の厚膜化および緻密化によって二次再結晶時の一次被膜の生成温度を高温化できるメカニズムは不明だが、厚膜化かつ緻密化された  $\text{SiO}_2$  は、 $\text{SiO}_2$  中における  $\text{Mg}$  イオンの易動度が低下するためと考えられる。

[0019] さらに、本発明者らはテクスチャーの観点から、脱炭焼鈍時の所定の温度域の昇温速度を速くすることで、 $\text{Goss}$  方位が増加することを見出した。さらに、鋼中に  $\text{P}$ （リン）を含有させることで、冷間圧延時に、二次再結晶にとって好ましいテクスチャーが得られることが分かった。

[0020] 本発明は、上記の知見に鑑みてなされた。本発明の要旨は以下の通りである。

[1] 本発明の一実施形態に係る方向性電磁鋼板は、質量%で、

$\text{C}$  : 0~0.010%、  
 $\text{Si}$  : 3.00~4.00%、  
 $\text{Sol. Al}$  : 0~0.010%、  
 $\text{Mn}$  : 0.01~0.50%、  
 $\text{N}$  : 0.010%以下、  
 $\text{S} + \text{Se}$  : 0.0100%以下、  
 $\text{P}$  : 0.005~0.100%、  
 $\text{Sn}$  : 0~0.50%、  
 $\text{Cu}$  : 0~0.50%、  
 $\text{Cr}$  : 0~0.50%、  
 $\text{Sb}$  : 0~0.20%、  
 $\text{Mo}$  : 0~0.10%、  
 $\text{Ni}$  : 0~0.20%、  
 $\text{Nb}$  : 0~0.0200%、  
 $\text{B}$  : 0~0.0200%、  
 $\text{Ti}$  : 0~0.0200%

$B i : 0 \sim 0.0200\%$

を含有し、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有する母材鋼板と、  
前記母材鋼板の表面に設けられたガラス被膜と、  
前記ガラス被膜の表面に設けられた張力付与性絶縁被膜と、  
を備え、

前記母材鋼板は、Goss方位に配向する集合組織を有し、  
前記母材鋼板において、

圧延面法線方向NDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を  
 $\alpha$  (°) と定義し、

圧延直角方向TDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を  
 $\beta$  (°) と定義、

圧延方向RDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を  
 $\gamma$  (°) と定義するとき、

前記 $\alpha$ 、前記 $\beta$ 、前記 $\gamma$ が、下記式(1)を満足する。

$$0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \quad \dots (1)$$

[2] 上記[1]に記載の方向性電磁鋼板は、前記 $\beta$ が下記式(2)を満足してもよい。

$$0.0 \leq |\beta| \leq 2.0 \quad \dots (2)$$

[3] 上記[1]または[2]に記載の方向性電磁鋼板は、前記母材鋼板の板厚が、0.16mm以上0.20mm未満であってもよい。

[4] 本発明の一実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法は、質量%で、

C : 0.020~0.150%、

Si : 3.00~4.00%、

SoI, Al : 0.010~0.050%、

Mn : 0.01~0.50%、

N : 0.001~0.020%、

S+Se : 0.001~0.040%、

P : 0.005~0.100%、  
S n : 0~0.50%、  
C u : 0~0.50%、  
C r : 0~0.50%、  
S b : 0~0.20%、  
M o : 0~0.10%、  
N i : 0~0.20%、  
N b : 0~0.0200%、  
B : 0~0.0200%、  
T i : 0~0.0200%、  
B i : 0~0.0200%

を含有し、残部がF e及び不純物からなる鋼片を加熱する加熱工程と、

前記加熱工程後の前記鋼片を熱間圧延することで熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板を焼鈍することで、熱延焼鈍鋼板を得る熱延板焼鈍工程と、

前記熱延焼鈍鋼板を冷間圧延することで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に脱炭焼鈍を施すことで、脱炭焼鈍鋼板を得る脱炭焼鈍工程と、

前記脱炭焼鈍鋼板に焼鈍分離剤を塗布した後に、仕上げ焼鈍を施すことで、仕上げ焼鈍鋼板を得る仕上げ焼鈍工程と、

前記仕上げ焼鈍鋼板の表面に絶縁被膜を形成する絶縁被膜形成工程と、  
を含み、

前記脱炭焼鈍工程は、昇温工程と、均熱工程と、を含み、

前記昇温工程においては、

550~800℃の温度域における平均昇温速度を400℃/秒以上  
3000℃/秒以下とし、

最高加熱温度T1(℃)を850℃以上950℃以下とし、

800~前記最高加熱温度T1(℃)の温度域の平均昇温速度を10

0℃/秒以上1500℃/秒以下とし、

800～前記最高加熱温度T1（℃）の温度域の雰囲気露点を0℃以下とする。

[5] 上記[4]に記載の方向性電磁鋼板の製造方法においては、前記焼鈍分離剤は、主成分としてMgOを含み、前記焼鈍分離剤の中に、Ti、Sb、Sr、Clから選ばれる1種以上を、MgOの重量に対して、0.10～10.00%を含んでもよい。

### 発明の効果

[0021] 本開示の上記態様によれば、生産性を低下させることなく、良好な磁気特性ならびに騒音特性を有する方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することができる。

### 図面の簡単な説明

[0022] [図1A]本実施形態に係る方向性電磁鋼板の構造を模式的に示した図である。  
[図1B]本実施形態に係る方向性電磁鋼板の構造を模式的に示した図である。  
[図2]ずれ角 $\alpha$ 、ずれ角 $\beta$ 、およびずれ角 $\gamma$ を例示する模式図である。  
[図3]本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法の流れの一例を示した流れ図である。

### 発明を実施するための形態

[0023] 以下に図面を参照しながら、本開示の好適な実施の形態について詳細に説明する。本明細書及び図面において、実質的に同一の機能構成を有する構成要素については、同一の符号を付することにより重複説明を省略する。

[0024] 本開示の一実施形態に係る方向性電磁鋼板（本実施形態に係る方向性電磁鋼板）は、後述する所定の化学組成を有する母材鋼板と、前記母材鋼板上に形成されているガラス被膜と、前記ガラス被膜上に形成されている張力付与絶縁被膜と、を備える。また、前記母材鋼板は、Goss方位に配向する集合組織を有する。また、前記母材鋼板において、圧延面法線方向NDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\alpha$ （°）と定義し、圧延直角方向TDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\beta$ （°）と定

義、圧延方向RDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\gamma$  (°)と定義するとき、前記 $\alpha$ 、前記 $\beta$ 、前記 $\gamma$ が、下記式(1)を満足する。

$$[0025] \quad 0.0 \leq |\beta| < 2.5 \quad |\alpha| < 4.0 \quad 0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \quad \dots (1)$$

[0026] 以下、本実施形態に係る方向性電磁鋼板について説明する。

[0027] [方向性電磁鋼板]

図1A及び図1Bは、本実施形態に係る方向性電磁鋼板の構造を模式的に示した図である。

本実施形態に係る方向性電磁鋼板10は、図1Aに示すように、母材鋼板11と、母材鋼板11の表面に形成された一次被膜(ガラス被膜)13と、ガラス被膜13の表面に形成された絶縁被膜の一例である二次被膜(張力付与性絶縁被膜)15と、を有している。ガラス被膜13及び張力付与性絶縁被膜15は、母材鋼板11の少なくとも一方の面に形成されていればよいが、通常、図1Bに模式的に示したように、母材鋼板11の両面に形成される。

以下では、本実施形態に係る方向性電磁鋼板10について、特徴的な構成を中心に説明する。以下の説明において、公知の構成や、当業者が実施可能な一部の構成については、詳細な説明を省略しているところがある。

[0028] (母材鋼板11)

母材鋼板11は、以下で詳述するような化学成分を含有する鋼片から製造されることで、優れた騒音特性と磁気特性とを示すようになる。かかる母材鋼板11の化学成分については、以下で改めて詳述する。

[0029] (ガラス被膜13)

ガラス被膜13は、母材鋼板11の表面に配置されている、ケイ酸マグネシウムを主成分とする無機質の被膜である。ガラス被膜13は、仕上げ焼鈍において、母材鋼板の表面に塗布されたマグネシア(MgO)を含む焼鈍分離剤と、母材鋼板11の表面の成分と、が反応することにより形成される。

つまり、ガラス被膜 13 は、焼鈍分離剤及び母材鋼板の成分に由来する組成（より詳細には、 $Mg_2SiO_4$  を主成分とする組成）を有することとなる。

[0030] （張力付与性絶縁被膜 15）

張力付与性絶縁被膜 15 は、ガラス被膜 13 の表面に配置されている。張力付与性絶縁被膜 15 により方向性電磁鋼板 10 に電気絶縁性を付与することで、渦電流損を低減して、方向性電磁鋼板 10 の鉄損を向上させることができる。また、張力付与性絶縁被膜 15 は、上記のような電気絶縁性以外にも、耐蝕性、耐熱性、すべり性といった種々の特性を実現する。

[0031] 更に、張力付与性絶縁被膜 15 は、方向性電磁鋼板 10 に張力を付与するという機能を有する。張力付与性絶縁被膜 15 により方向性電磁鋼板 10 に張力を付与して、方向性電磁鋼板 10 における磁壁移動を容易にすることで、方向性電磁鋼板 10 の鉄損を向上させることができる。

[0032] 張力付与性絶縁被膜 15 の表面には、連続波レーザービーム又は電子ビームを用いて磁区細分化処理が施されていてもよい。その場合、圧延方向に対して直交する方向である板幅方向と所定の角度  $\phi$  をなす線状の熱歪が、圧延方向に沿って所定の間隔で周期的に形成される。これにより、本実施形態に係る方向性電磁鋼板において、磁気特性がより一層向上させることができる。

[0033] 張力付与性絶縁被膜 15 は、例えば、リン酸金属塩とシリカを主成分とするコーティング液をガラス被膜 13 の表面に塗布し、焼付けることによって形成される。

[0034] （板厚）

本実施形態に係る方向性電磁鋼板 10 の母材鋼板の板厚（図 1 A 及び図 1 B における板厚  $t$ ）は、特に限定されるものではなく、例えば 0.16 mm 以上 0.30 mm 以下とすることができる。また、本実施形態においては、冷延後の冷延板（母材鋼板 11）の板厚が小さいほど、鉄損の低減効果を十分に得られる。そのため、方向性電磁鋼板 10 の母材鋼板の板厚  $t$  は、好ましくは 0.24 mm 以下、より好ましくは 0.23 mm 以下である。また、例えば、冷延板の板厚が 0.22 mm 未満であるような薄い材料（すなわち

、薄手材)である場合に上記効果が顕著となり、鉄損がより一層優れたものとなる。そのため、方向性電磁鋼板10の母材鋼板の板厚tは、例えば、0.20mm未満であることが磁気特性の観点から、さらに好ましい。板厚tの下限は、0.16mm以上であってもよく、0.17mm以上であってもよい。

[0035] (化学成分)

次に、本実施形態に係る方向性電磁鋼板10の母材鋼板11、および方向性電磁鋼板10を製造する際に用いる鋼片の化学成分について、詳細に説明する。以下では、特に断りのない限り、「%」との表記は「質量%」を表すものとする。

[0036] 以下のような化学成分を有する鋼片(例えば、スラブ)が、以下で詳述するような製造工程を経て方向性電磁鋼板となった場合、母材鋼板11の炭素(C)、酸可溶性アルミニウム(sol. Al)、窒素(N)、硫黄(S)、及びビスマス(Bi)以外の成分については、鋼片時と同様の含有量が保持される。すなわち、母材鋼板11の炭素(C)、酸可溶性アルミニウム(sol. Al)、窒素(N)、及び硫黄(S)以外の成分の含有量は、鋼片時と製品板時で、ほぼ同じである。一方、母材鋼板11の炭素(C)、酸可溶性アルミニウム(sol. Al)、窒素(N)、硫黄(S)、及びビスマス(Bi)については、以下で詳述するような製造工程を経ることで、鋼片時の組成と比べ、その含有量が変化する。また、母材鋼板11の珪素(Si)、マンガン(Mn)、クロム(Cr)、ホウ素(B)、及びチタン(Ti)については、製造途中でガラス被膜中に吸収されることで、鋼片時の組成と比べて、その含有量が多少減少してしまう場合がある。

[0037] C: 0.020~0.150%

C(炭素)は、磁束密度を高める効果を有する元素である。鋼片のC含有量が0.020%未満である場合には、磁束密度の改善効果を得ることはできない。従って、鋼片のC含有量は、0.020%以上とする。C含有量は、好ましくは0.040%以上であり、より好ましくは0.050%以上で

ある。

一方、鋼片のC含有量が0.150%を超える場合には、二次再結晶焼鈍（すなわち、仕上げ焼鈍）において鋼が相変態し、二次再結晶が十分に進行せず、良好な磁束密度と鉄損特性とが得られない。そのため、鋼片のC含有量を0.150%以下とする。C含有量が少ないほど鉄損低減にとって好ましい。鉄損低減の観点から、C含有量は、好ましくは0.120%以下であり、より好ましくは0.100%以下である。

[0038] 上記のような鋼片におけるC含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、母材鋼板11におけるC含有量が、0.010%（100ppm）以下となる。母材鋼板11におけるC含有量は0%であってもよい。ただし、実用鋼板においてC含有量を0%とすることは、製造上困難であるため、C含有量は0%超としてもよい。

[0039] Si : 3.00~4.00%

Si（ケイ素）は、鋼の電気抵抗（比抵抗）を高めて鉄損の一部を構成する渦電流損を低減するのに、極めて有効な元素である。鋼片のSi含有量が3.00%未満である場合には、二次再結晶焼鈍において鋼が相変態して、二次再結晶が十分に進行せず、良好な磁束密度と鉄損特性とが得られない。そのため、鋼片のSi含有量は3.00%以上とする。鋼片のSi含有量は、好ましくは3.10%以上であり、より好ましくは3.20%以上である。

一方、鋼片のSi含有量が4.00%を超える場合には、鋼板が脆化し、製造工程での通板性が顕著に劣化する。そのため、鋼片のSi含有量は4.00%以下とする。鋼片のSi含有量は、好ましくは3.80%以下であり、より好ましくは3.50%以下である。

[0040] 上記のような鋼片におけるSi含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、減少する場合がある。例えば、ガラス被膜としてSiが消費されることで、母材鋼板11におけ

るSi含有量が多少減少してしまう場合がある。ただし、その減少量は、本実施形態の作用効果を阻害しない範囲内であり、鋼片のSi含有量を上記範囲内とすることで、本実施形態の効果を享受できる。なお、上記Si含有量の減少量を勘案して、母材鋼板11のSi含有量は、2.80~3.80%としてもよい。

[0041]  $soI, Al: 0.010 \sim 0.050\%$

$soI, Al$  (酸可溶性アルミニウム) は、方向性電磁鋼板において二次再結晶を左右するインヒビターと呼ばれる化合物のうち、主要なインヒビターの構成元素であり、本実施形態に係る母材鋼板において、二次再結晶発現の観点から必須の元素である。鋼片の $soI, Al$ 含有量が0.010%未満である場合には、インヒビターとして機能するAINが十分に生成せず、二次再結晶が不十分となって、鉄損特性が向上しない。そのため、鋼片における $soI, Al$ 含有量は0.010%以上とする。 $soI, Al$ 含有量は、好ましくは0.020%以上である。

一方、 $soI, Al$ 含有量が0.050%を超える場合には、鋼板の脆化が顕著となる。そのため、鋼片の $soI, Al$ 含有量は0.050%以下とする。 $soI, Al$ 含有量は、好ましくは0.040%以下であり、より好ましくは0.030%以下である。

[0042] 上記のような鋼片における $soI, Al$ 含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、母材鋼板11における $soI, Al$ 含有量が0.010% (100ppm) 以下となる。母材鋼板11における $soI, Al$ 含有量の下限値は特に限定しないため、0%であってもよい。

[0043]  $Mn: 0.01 \sim 0.50\%$

Mn (マンガン) は、主要なインヒビターの一つであるMnSを形成する、重要な元素である。鋼片のMn含有量が0.01%未満である場合には、二次再結晶を生じさせるのに必要なMnSの絶対量が不足する。そのため、鋼片のMn含有量は、0.01%以上とする。Mn含有量は、好ましくは0

． 0.3%以上であり、より好ましくは0.06%以上である。

一方、鋼片のMn含有量が0.50%を超える場合には、二次再結晶焼鈍において鋼が相変態し、二次再結晶が十分に進行せず、良好な磁束密度と鉄損特性とが得られない。そのため、鋼片のMn含有量は、0.50%以下とする。Mn含有量は、好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.10%以下である。

[0044] 上記のような鋼片におけるMn含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、減少する場合がある。例えば、ガラス被膜中にMnが吸収されることで、母材鋼板11におけるMn含有量が多少減少してしまう場合がある。ただし、その減少量は、本実施形態の作用効果を阻害しない範囲内であり、鋼片のMn含有量を上記範囲内とすることで、本実施形態の効果を享受できる。なお、上記Mn含有量の減少量を勘案して、母材鋼板11のMn含有量は、0~0.40%としてもよい。

[0045] N : 0.001~0.020%

N (窒素) は、上記の酸可溶性Alと反応して、インヒビターとして機能するAlNを形成する元素である。Alと結合して、インヒビターとして機能するAlNを形成するため、鋼片のN含有量は0.001%以上とする。N含有量は、好ましくは0.004%以上、より好ましくは0.006%以上である。

一方、鋼片のN含有量が0.020%を超える場合には、冷間圧延時、鋼板中にブリスター (空孔) が生じるうえに、強度が上昇し、製造時の通板性が悪化する。そのため、鋼片のN含有量を0.020%以下とする。N含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0046] 上記のような鋼片におけるN含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、母材鋼板11におけるN含有量が、0.010% (100 ppm) 以下となる。母材鋼板11にお

けるN含有量の下限值は特に限定しないため、0%であってもよい。

[0047] S + S e : 0.0010 ~ 0.0400%

S (硫黄) 及びS e (セレン) は、上記M nと反応することで、インヒビターであるM n SまたはM n S eを形成する重要な元素である。鋼片のS含有量とS e含有量との合計が0.0010%未満である場合には、十分なインヒビター効果を得ることができない。そのため、鋼片におけるS含有量とS e含有量との合計を0.0010%以上とする。S含有量とS e含有量との合計は、好ましくは0.0100%以上であり、より好ましくは0.0150%以上である。

一方、鋼片のS含有量とS e含有量との合計が0.0400%を超える場合には、熱間脆性の原因となり、熱間圧延が著しく困難となる。そのため、鋼片のS含有量とS e含有量との合計は0.0400%以下とする。S含有量とS e含有量との合計は、好ましくは0.0300%以下である。

[0048] なお、上記のような鋼片におけるS含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、減少する場合があります。その場合、母材鋼板11におけるS含有量が、0.0100% (100ppm) 以下となる場合がある。母材鋼板11におけるS含有量とS e含有量との合計の下限値は、特に限定されず、0.0005%であってもよい。母材鋼板11におけるS含有量とS e含有量との合計の下限は0%を含み得る。なお、0.0005%未満のSもしくはS eの同定には細心の注意を払う必要がある。S含有量もしくはS e含有量が分析装置の検出下限を下回る場合、S含有量とS e含有量との合計が0%とみなされる場合もある。実用鋼板において、実質的なS含有量とS e含有量との合計の下限値は、0.0005%である。

[0049] P : 0.005 ~ 0.100%

P (リン) は、二次再結晶にとって好ましいテクスチャーを得ることに寄与し、磁気特性を改善する効果を有する元素である。そのため、鋼片のP含有量を0.005%以上とする。好ましくは、0.010%以上とする。

一方、Pは、圧延における加工性を低下させる元素である。P含有量が0.100%を超える場合には、圧延加工性が低下し、製造時に鋼板の破断を招くおそれがある。そのため、P含有量は0.100%以下とする。P含有量は、0.070%以下とすることが好ましく、0.030%以下であることがより好ましい。

[0050] 残部：Fe及び不純物

本実施形態に係る鋼片および母材鋼板11の化学組成は、上述の元素（基本元素）を含有し、残部は、Fe及び不純物であることを基本とする。しかしながら、磁気特性等を高めることを目的として、さらにSn、Cu、Cr、Sb、Mo、Ni、Nb、B、TiおよびBiからなる群から選択される1種以上（任意元素）を以下に示す範囲で含有してもよい。Sn、Cu、Cr、Sb、Mo、Ni、Nb、B、TiおよびBiは、本実施形態に係る鋼片及び母材鋼板11において、任意元素であるため、その含有量の下限値は、0%となる。

[0051] Sn：0～0.50%、

Sn（スズ）は、磁気特性改善効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。Snを含有させる場合は、磁気特性改善効果を良好に発揮するべく、Sn含有量を0.01%以上とすることが好ましい。磁気特性と被膜密着性との両立を考慮すると、Sn含有量は、より好ましくは0.03%以上である。

一方、Sn含有量が0.50%を越えると、ガラス被膜の密着性が顕著に劣化する。従って、含有させる場合、Sn含有量を0.50%以下とする。Sn含有量は、好ましくは0.40%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0052] Cu：0～0.50%

Cu（銅）は、二次再結晶の組織におけるGoss方位占有率の増加に寄与するとともに、ガラス被膜密着性の向上に寄与する元素である。上記効果を得る場合、Cu含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Cu含有

量は、より好ましくは0.05%以上である。

一方、Cu含有量が0.50%を超える場合には、熱間圧延中に鋼板が脆化する。そのため、含有させる場合、鋼片のCu含有量を0.50%以下とする。Cu含有量は、好ましくは0.40%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0053] Cr : 0~0.50%

Cr (クロム) は、Sn及びCuと同様に、二次再結晶組織におけるGoss方位占有率の増加に寄与して磁気特性を向上させるとともに、ガラス被膜密着性の向上に寄与する元素である。上記効果を得るためには、Cr含有量を、0.01%以上とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.03%以上である。

一方、Cr含有量が0.50%を超える場合には、Cr酸化物が形成され、磁気特性が低下する。そのため、含有させる場合、Cr含有量は、0.50%以下とする。Cr含有量は、好ましくは0.40%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0054] Sb : 0~0.20%

Sb (アンチモン) は、磁気特性改善効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。Sbを含有させる場合は、磁気特性改善効果を良好に発揮するべく、その含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Sb含有量が0.20%を越えると、ガラス被膜が顕著に劣化する。従って、含有させる場合、Sb含有量の上限を0.20%とする。Sb含有量は、好ましくは0.15%以下であり、より好ましくは0.10%以下である。

[0055] Mo : 0~0.10%

Mo (モリブデン) は、磁気特性改善効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。Moを含有させる場合は、磁気特性改善効果を良好に発揮するため、Mo含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Mo含有量が0.10%を越えると、冷間圧延性が劣化し、破断に

至る可能性がある。従って、含有させる場合、Mo含有量を0.10%以下とする。Mo含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

[0056] Ni : 0~0.20%

Ni（ニッケル）は、冷間圧延の際に生じる結晶方位回転に影響を与え、二次再結晶にとって好ましいテクスチャーを得るための有効な元素である。また、比抵抗を高めて鉄損を低減させるのに有効な元素でもある。そのため、含有させてもよい。Niを含有させる場合は、これら効果を得るため、Ni含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Ni含有量が0.20%を超える場合には、二次再結晶が不安定になることがある。そのため、含有させる場合、Ni含有量は0.20%以下とする。Ni含有量は、好ましくは0.15%以下、より好ましくは0.10%以下である。

[0057] Nb : 0~0.0200%

Nb（ニオブ）は、インヒビターの働きを強化して、二次再結晶を安定して得るために有効な元素である。そのため、含有させてもよい。Nbを含有させる場合は、二次再結晶を安定して得るために、Nb含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。Nb含有量は、より好ましくは、0.0010%以上である。

一方、Nb含有量が0.0200%を超える場合には、二次再結晶が不安定になることがある。そのため、含有させる場合、Nb含有量は0.0200%以下とする。Nb含有量は、好ましくは0.0100%以下、より好ましくは0.0050%以下である。

[0058] B : 0~0.0200%

B（ホウ素）は、インヒビターの働きを強化して、二次再結晶を安定して得るために有効な元素である。そのため、含有させてもよい。Bを含有させる場合は、二次再結晶を安定して得るために、B含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。B含有量は、より好ましくは、0.0010%以

上である。

一方、Bの含有量が0.0200%を超える場合には、二次再結晶が不安定になることがある。そのため、含有させる場合、B含有量は0.0200%以下とする。B含有量は、好ましくは0.0100%以下、より好ましくは0.0050%以下である。

[0059] Ti : 0~0.0200%

Ti (チタン) は、Goss方位の集積度を高め、磁性を改善する元素である。原因は明らかではないが、Nと結合することでTiNを形成し、インヒビターとして機能する可能性がある。Tiを含有させる場合は、Ti含有量を0.0005%以上、好ましくは0.0010%以上とする。

一方、Tiの含有量が0.0200%を超える場合には、TiNが過剰に析出し、鉄損が劣化する。そのため、Ti含有量は0.0200%以下とする。好ましくは0.0100%以下。より好ましくは0.0050%以下とする。

[0060] Bi : 0~0.0200%

Bi (ビスマス) は、Goss方位の集積度を高め、磁性を改善する元素である。Biを含有させる場合には、Bi含有量を0.0010%以上、好ましくは0.0020%以上とする。

一方、Biが0.0200%を超える場合には、被膜密着性が劣化する。そのため、Bi含有量は0.0200%以下とする。好ましくは0.0100%以下とする。

なお、上記のような鋼片におけるBi含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となることで、母材鋼板11におけるBi含有量が、0.0100% (100ppm) 以下となる。母材鋼板11におけるBi含有量の下限値は特に限定しないため、0%としてもよい。0%超としてもよい。

[0061] ここで、上記のような鋼片におけるCr, B, Tiの各含有量は、以下で詳述するような工程を経て本実施形態に係る方向性電磁鋼板10となること

で、減少する場合がある。例えば、ガラス被膜中にCrが吸収される、或いはBN、TiN等の介在物が形成されることで、母材鋼板11におけるこれら元素の各含有量が多少減少してしまう場合がある。ただし、その減少量はいずれも、本実施形態の作用効果に影響しない程度の範囲である。

[0062] また、母材鋼板11中の化学成分の総量を方向性電磁鋼板10から得るには、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。具体的には、まず方向性電磁鋼板10に対してアルカリ液による洗浄処理を実施して張力付与性絶縁被膜15を除去し、更に、酸洗によってガラス被膜13を除去し、その後、ICP-AESを用いて測定する。その際、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。

[0063] 張力付与性絶縁被膜の除去方法としては、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る方法を適用すればよい。具体的には、80~90℃の水酸化ナトリウム水溶液 (NaOH : 30~50質量% + H<sub>2</sub>O : 50~70質量%) に、被膜を有する方向性電磁鋼板を5分~10分間、浸漬した後に、水洗して乾燥する。これにより、方向性電磁鋼板から張力付与性絶縁被膜を除去できる。水酸化ナトリウム水溶液に浸漬する時間は、張力付与性絶縁被膜の厚さに応じて、適宜変更すればよい。

[0064] また、ガラス被膜の除去方法としては、張力付与性絶縁被膜を除去した状態の方向性電磁鋼板を、80~90℃の塩酸 (濃度30~40%) に、1分~5分、浸漬した後に、水洗して乾燥させる。これにより、方向性電磁鋼板からガラス被膜を除去できる。

[0065] このように、張力付与性絶縁被膜の除去にはアルカリ溶液、ガラス被膜の除去には塩酸を用いる、といったように使い分けて除去するとよい。張力付与性絶縁被膜およびガラス被膜を除去することで、母材鋼板を現出させることができ、母材鋼板の化学組成を測定することが可能となる。

[0066] また、スラブ（鋼片）の鋼成分は、鑄造前の溶鋼からサンプルを採取して組成分析するか、鑄造後のスラブから表面酸化膜などを除去して組成分析すればよい。

[0067] 本実施形態に係る鋼片及び母材鋼板 11 の化学成分の、上述の元素（基本元素、任意元素）以外の残部は、Fe 及び不純物であることを基本とする。ここで、「不純物」とは、添加の意図に関係なく、鋼片及び母材鋼板 11 中に存在するものである。つまり、母材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、又は、製造環境などから混入するものであり、本実施形態に係る方向性電磁鋼板の作用に悪影響を及ぼさない含有量で含有することを許容される元素を意味する。

[0068] （集合組織）

本実施形態の母材鋼板 11 は、 $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位（Goss 方位）に集積した二次再結晶集合組織を有する。また、母材鋼板 11 において、圧延面法線方向 ND を回転軸とする理想 Goss 方位からの平均分散角を  $\alpha$ （°）と定義し、圧延直角方向 TD を回転軸とする理想 Goss 方位からの平均分散角を  $\beta$ （°）と定義、圧延方向 RD を回転軸とする理想 Goss 方位からの平均分散角を  $\gamma$ （°）と定義するとき、前記  $\alpha$ 、前記  $\beta$ 、前記  $\gamma$  が、下記式（1）を満足する。前記  $\beta$  は、好ましくは下記式（2）を満足する。

$$[0069] \quad 0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \quad \dots \quad (1)$$

$$[0070] \quad 0.0 \leq |\beta| \leq 2.0 \quad \dots \quad (2)$$

[0071] 本実施形態では、「実際の結晶の  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位」と「理想的な  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位」との 2 つの  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位を区別する。この理由は、本実施形態では、実用鋼板の結晶方位を表示する際の  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位と、学術的な結晶方位としての  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位とを区別して扱う必要があるためである。

[0072] 一般的に再結晶した実用鋼板の結晶方位の測定では、 $\pm 2.5^\circ$  程度の角

度差は厳密に区別せずに結晶方位を規定する。従来の方向性電磁鋼板であれば、幾何学的に厳密な  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位を中心とする  $\pm 3.0^\circ$  程度の角度範囲域を、「 $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位」とする。しかし、本実施形態では、 $\pm 3.0^\circ$  以下の角度差も明確に区別する必要がある。

[0073] このため、本実施形態では、実用的な意味で方向性電磁鋼板の方位を意味する場合には、従来通り、単に「 $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位 (Goss 方位)」と記載する。一方、幾何学的に厳密な結晶方位としての  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位を意味する場合には、従来の公知文献などで用いられる  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位との混同を回避するため、「理想  $\{110\} \langle 001 \rangle$  方位 (理想 Goss 方位)」と記載する。

[0074] 本実施形態において、方向性電磁鋼板の実際の結晶方位と理想 Goss 方位とのずれは、以下の3つの角度  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$  (単位:  $^\circ$ ) 使用して定義される。

[0075] 平均分散角 (ずれ角)  $\alpha$ : 圧延面法線方向 (ND) 周りにおけるずれ角。  
平均分散角 (ずれ角)  $\beta$ : 圧延直角方向 (TD) 周りにおけるずれ角。  
平均分散角 (ずれ角)  $\gamma$ : 圧延方向 (RD) 周りにおけるずれ角。  
上記のずれ角  $\alpha$ 、ずれ角  $\beta$ 、及びずれ角  $\gamma$  の模式図を、図2に示す。

[0076] 図2に示すように、ずれ角  $\alpha$  とは、圧延面法線方向 ND から見たときに圧延面に射影した結晶の  $\langle 001 \rangle$  方向と圧延方向 RD とがなす角である。ずれ角  $\beta$  は、圧延直角方向 TD (板幅方向) から見たときに L 断面 (圧延直角方向 TD を法線とする断面) に射影した結晶の  $\langle 001 \rangle$  方向と圧延方向 RD とがなす角である。ずれ角  $\gamma$  は、圧延方向 RD から見たときに C 断面 (圧延方向 RD を法線とする断面) に射影した結晶の  $\langle 110 \rangle$  方向と圧延面法線方向 ND とがなす角である。

[0077] ずれ角  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$  のうち、ずれ角  $\alpha$ 、 $\beta$  は磁気特性に影響を与えることが知られている。中でもずれ角  $\beta$  は、磁歪に影響を及ぼす。磁歪とは、磁性体が磁場印加によって形状変化する現象である。変圧器のトランスなどに用いられる方向性電磁鋼板では、磁歪が騒音の原因となるため、磁歪が小さいこ

とが求められている。一般的に、磁歪を小さくするには、ずれ角 $\beta$ が小さくなるように（具体的には、ずれ角 $\beta$ の絶対値 $|\beta|$ の最大値および平均値が小さくなるように）、結晶方位が制御される。しかし、従来の方向性電磁鋼板では、ずれ角 $\beta$ の低減には限界があり、さらなる低減が望まれていた。

[0078] そこで、本発明者らの検討の結果、インヒビターによる二次再結晶安定化の効果を安定して確保するとともに、脱炭焼鈍条件のうち昇温工程の昇温速度を高めることで、ずれ角 $\beta$ を従来よりも大幅に低減できるとともに、Goss方位を十分に確保できることを見出した。

[0079] 本実施形態では、母材鋼板の二次再結晶集合組織において、上記式（1）を満足し、好ましくは上記式（2）を満足する。

式（1）においてずれ角 $\gamma$ が $10.0^\circ$ を超える場合、磁気特性が劣化するおそれがある。また、ずれ角 $\alpha$ 、 $\beta$ は、ずれ角 $\gamma$ よりも磁気特性に大きく影響を与える。そのため、ずれ角 $\alpha$ 、 $\beta$ は、ずれ角 $\gamma$ よりも小さくする。ただし、ずれ角 $\gamma$ は騒音特性には影響を及ぼすため、過度に大きくすることが好ましくない。そのため、式（1）においてずれ角 $\gamma$ は $10.0^\circ$ 以下とする。また、ずれ角 $\gamma$ を $4.0^\circ$ 未満に制御しようとする、ずれ角 $\beta$ が $2.5^\circ$ を超えるおそれがある。ずれ角 $\beta$ が $2.5^\circ$ を超えると、騒音特性が劣化するおそれがある。そのため、ずれ角 $\gamma$ の下限を $4.0^\circ$ 以上とする。さらにずれ角 $\alpha$ および $\beta$ を $4.0^\circ$ 未満に制御することで、圧延方向に対する磁束密度が改善し、良好な磁気特性が得られる。磁気特性の向上の観点から、ずれ角 $\alpha$ および $\beta$ は $3.5^\circ$ 未満であることが好ましく、より好ましくは $3.0$ 未満である。ただしずれ角 $\alpha$ を $2.5^\circ$ 以下に制御しようとする、ずれ角 $\beta$ が $2.5^\circ$ 以上となってしまう。この原因は不明だが、ずれ角 $\alpha$ を低減できるような一次再結晶集合組織とずれ角 $\beta$ を低減できるような一次再結晶集合組織とは、互いにトレードオフの関係があるためと推察される。ずれ角 $\beta$ が $2.5^\circ$ 以上となると、騒音特性が悪化するおそれがある。そのため、ずれ角 $\alpha$ の下限は $2.5^\circ$ 超とし、ずれ角 $\beta$ の上限を $2.5^\circ$ 未満とする。以上より、磁気特性および騒音特性の両立の観点から、本実施形態では

ずれ角 $\alpha$ 、 $\beta$ 、および $\gamma$ が下記の関係を満たすことが有効である。

[0080]  $0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \dots (1)$   
)

[0081] また、上記式(2)において、ずれ角 $\beta$ が $2.0^\circ$ を超えると、騒音特性が劣化するおそれがある。したがって、ずれ角 $\beta$ は $2.0^\circ$ 以下とすることが好ましく、 $1.8^\circ$ 以下とすることがより好ましい。ずれ角 $\beta$ は小さいほど好ましいためその下限値は限定されない。ずれ角 $\beta$ は $0^\circ$ であっても構わない。

[0082] 方向性電磁鋼板の結晶方位は、例えば、ラウエ回折装置(RIGAKU RASCO-L I I V)を用いて実験的に得ることができる。例えば、幅方向に $60\text{mm}$ ×長さ方向に $300\text{mm}$ の方向性電磁鋼板にX線を、長さ方向に $5\text{mm}$ 、幅方向に $5\text{mm}$ 間隔で照射しラウエ回折スポットを得る。そして、得られたラウエ回折スポットをPC上の解析ソフトでフィッティングすることで、オイラー角 $\phi 1$ 、 $\Phi$ 、 $\phi 2$ が得られる。例えばGoss方位のオイラー角はBunge表記で $\phi 1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 45^\circ$ 、 $\phi 2 = 0^\circ$ あるいは $\phi 1 = 90^\circ$ 、 $\Phi = 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ で与えられるため、実験で得られた方位角度と、Goss方位の角度を比較することで、ずれ角 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ が得られる。

[0083] [方向性電磁鋼板の製造方法]

次に、本発明の一実施形態に係る方向性電磁鋼板およびその製造方法(本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法)について、図3を参照しながら説明する。図3は、本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法の流れの一例を示した流れ図である。

[0084] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法は、

(I) 所定の化学組成を有する鋼片を加熱する加熱工程と、

(I I) 前記加熱工程後の前記鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得る熱間圧延工程(ステップS101)と、

(I I I) 前記熱延鋼板を焼鈍して、熱延焼鈍鋼板を得る熱延板焼鈍工程(

ステップS103)と、

(IV) 前記熱延焼鈍鋼板に対し冷間圧延を施して冷延鋼板を得る冷間圧延工程(ステップS105)と、

(V) 前記冷延鋼板に対して脱炭焼鈍を施して、脱炭焼鈍鋼板を得る脱炭焼鈍工程(ステップS107)と、

(VI) 前記脱炭焼鈍鋼板に対して焼鈍分離剤を塗布した後に、仕上げ焼鈍を行って仕上げ焼鈍鋼板を得る仕上げ焼鈍工程(ステップS109)と、

(VII) 前記仕上げ焼鈍鋼板の表面に絶縁被膜を形成する絶縁被膜形成工程(ステップS111)と、

を含む。

[0085] 以下、各工程の好ましい条件について説明する。説明しない条件については公知の条件を適用できる。

[0086] (加熱工程)

加熱工程では、熱間圧延に先だって、上記化学組成を有するスラブなどの鋼片を加熱する。鋼片の加熱温度は、特に限定しないが1100~1450℃の範囲内とすることが好ましい。加熱温度は、より好ましくは1300~1400℃である。

[0087] (熱間圧延工程：S101)

熱間圧延工程(ステップS101)では、加熱工程後の鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得る。熱間圧延条件については、特に限定されず、求められる特性に基づいて適宜設定すればよい。熱間圧延によって加工された熱延鋼板の板厚は、例えば、2.0mm以上3.0mm以下の範囲内であることが好ましい。

[0088] (熱延板焼鈍工程：S103)

熱延板焼鈍工程は、熱間圧延工程を経て製造された熱延鋼板を焼鈍し、熱延焼鈍鋼板とする工程である。このような焼鈍処理を施すことで、鋼板組織に再結晶が生じ、良好な磁気特性を実現することが可能となる。

[0089] 本実施形態の熱延板焼鈍工程では、公知の方法に従い、熱間圧延工程を経

て製造された熱延鋼板を焼鈍すればよい。焼鈍に際して熱延鋼板を加熱する手段については、特に限定されるものではなく、公知の加熱方式を採用することが可能である。また、焼鈍条件についても、特に限定されるものではないが、例えば、熱延鋼板に対して、 $900\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度域で10秒～5分間の焼鈍を行うことができる。

[0090] (冷間圧延工程：S105)

冷間圧延工程（ステップS105）では、熱延焼鈍鋼板に対し、少なくとも一回以上のパスを含む冷間圧延を施して、冷延鋼板を得る。冷間圧延は、各圧延パス間に一回以上の中間焼鈍を含まなくてもよい。冷延工程の最終パスより前に、冷延を中断し少なくとも一回以上の中間焼鈍を実施して、中間焼鈍をはさむ複数回の冷間圧延を施してもよい。

[0091] 中間焼鈍を行う場合、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度に5～180秒間保持することが好ましい。焼鈍雰囲気は特に限定されない。中間焼鈍の回数は製造コストを考慮すると3回以内が好ましい。

[0092] また、冷間圧延工程では、圧下を行う前に、熱延鋼板の表面に対して公知の条件で酸洗を施してもよい。

[0093] 冷間圧延条件は、限定されないが、例えば、最終圧下率は、80%以上95%以下の範囲内とすることができる。最終圧下率が80%未満である場合には、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が圧延方向に高い集積度をもつGoss核を得ることができない可能性が高くなり、好ましくない。

一方、最終圧下率が95%を超える場合には、後段の仕上げ焼鈍工程において、二次再結晶が不安定となる可能性が高くなるため、好ましくない。最終圧下率を上記範囲内とすることにより、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が圧延方向に高い集積度をもつGoss核を得るとともに、二次再結晶の不安定化を抑制することができる。

[0094] 最終圧下率とは、冷間圧延の累積圧下率であり、中間焼鈍を行う場合には、最終中間焼鈍後の冷間圧延の累積圧下率である。

[0095] ここで、冷間圧延が施された冷延鋼板の板厚（冷延後の板厚）は、通常、

最終的に製造される方向性電磁鋼板の板厚（張力付与性絶縁被膜の厚みを含めた製品板厚）と異なる。方向性電磁鋼板の製品板厚については、先だつて言及した通りである。

[0096]（脱炭焼鈍工程：S 1 0 7）

脱炭焼鈍工程（ステップS 1 0 7）は、冷延鋼板に対して脱炭焼鈍を施して、脱炭焼鈍鋼板を得る工程であり、本実施形態では、テクスチャー及びインヒビターの両方を適切に制御し平均分散角 $\beta$ を低減するために重要な工程である。

脱炭焼鈍工程では、冷延鋼板を一次再結晶させるとともに、磁気特性に悪影響を及ぼすC（炭素）を鋼板から除去する。また、脱炭焼鈍工程では、続く仕上げ焼鈍工程での安定的な二次再結晶を促すため、G o s s核を増加させるとともに、焼鈍により形成されるS i O<sub>2</sub>を厚膜化かつ緻密化させる。本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法では、かかる脱炭焼鈍工程において、所定の熱処理条件に則して焼鈍処理を施すことで、続く仕上げ焼鈍工程において二次再結晶組織を精緻に制御することができる。

[0097] 本実施形態に係る脱炭焼鈍工程は、所望の二次再結晶組織を得るために、昇温工程（ステップS 1 3 1）と、均熱工程（ステップS 1 3 3）という、2つの工程を含む。

[0098] 昇温工程（ステップS 1 3 1）は、冷間圧延工程にて得られた冷延鋼板を、室温から850℃以上950℃以下の範囲内の温度（最高加熱温度）T 1（℃）まで、所定の昇温速度で昇温する工程である。また、均熱工程（ステップS 1 3 3）は、所定の昇温速度で昇温された冷延鋼板を、所定の温度まで冷却し、所定の温度域にて所定時間保持することで焼鈍する工程である。

[0099] <昇温工程>

本実施形態に係る昇温工程は、二次再結晶粒の集合組織を精緻に制御するための重要な工程である。

薄手材では、板厚を薄くするため、冷間圧延における圧下率（冷延率）が高くなるが、冷延率が増加すると、G o s s方位が減少し二次再結晶が不安

定化する。これに対し、本実施形態では、脱炭焼鈍工程の昇温工程において、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度を $400^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上として、G o s s方位を増加させる。また、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域は、再結晶、つまり転移の挙動に影響を及ぼす。昇温工程では、組織の回復を経て最高到達温度にて再結晶が完了する。後工程である仕上げ焼鈍工程（二次再結晶焼鈍工程）に最も影響を及ぼすのはこの回復と再結晶であり、本実施形態では、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度を $400^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることで、幾何学的に厳密な $\{110\}\langle 001\rangle$ を有するG o s s方位の核を増加させることができる。一方、この温度域での平均昇温速度が $400^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満では、幾何学的に厳密な $\{110\}\langle 001\rangle$ を有するG o s s方位の核を十分に増加させることができない。

$550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度の上限は、特性の点からは限定する必要はないが、当該平均昇温速度を過度に上昇させることは、使用する設備および装置への負荷の観点から望ましくない。したがって、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度を $3000^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とする。

[0100] 上述したように、平均昇温速度を制御する温度域を $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ とするのは、この温度域が、G o s s方位の富化および回復にとって重要な温度域であるからである。この温度域は、本発明者らが各温度での滞留時間がG o s s方位の存在頻度および回復に及ぼす影響を調査して見出した範囲である。

すなわち、本発明者らが、各温度での滞留時間がG o s s方位の存在頻度および回復に及ぼす影響を調査した結果、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の滞留によって、一次再結晶集合組織におけるG o s s方位頻度が減少してしまうことを見出した。換言するに、 $550\sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度域の昇温速度を高めることで、G o s s方位の存在頻度を高めることができる。G o s s方位の存在頻度を高めることができれば、仕上げ焼鈍工程において、G o s s方位の粗大化確率を高めることができるため、ひいては磁気特性を高めることに繋がる。

[0101] さらに、本実施形態の昇温工程においては、 $800\sim 850^{\circ}\text{C}$ の温度域の平均昇温速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることで、鋼板表層に形成される $\text{SiO}_2$ を厚膜化かつ緻密化させることを見出した。

以下、 $\text{SiO}_2$ の生成形態と二次再結晶安定化の関係について説明する。

[0102] 薄手材では、表面積の割合が多いため、インヒビターの分解速度が速く、二次再結晶が不安定化する。インヒビターの分解のトリガーは、一次被膜である $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ と $\text{AlN}$ との相互作用である。インヒビターの分解を抑えるためには、一次被膜の形成速度を低下させる、すなわち一次被膜の生成温度を高めることが有効である。また、一次被膜の形成速度は、脱炭焼鈍鋼板における $\text{SiO}_2$ の存在量に影響を受ける。

[0103] また、本発明者らがより詳細に検討を行った結果、一次被膜の生成温度の高温化は、脱炭焼鈍工程のうち昇温工程にて形成される $\text{SiO}_2$ を厚膜化かつ緻密化させることで達成できることを知見した。 $\text{SiO}_2$ の厚膜化および緻密化によって一次被膜の生成温度を高温化できるメカニズムは不明だが、厚膜化かつ緻密化された $\text{SiO}_2$ は、 $\text{SiO}_2$ 中における $\text{Mg}$ イオンの易動度が低下するためと考えられる。

[0104] 昇温工程にて形成される $\text{SiO}_2$ の形態は、鋼板表面に形成される「外部酸化膜」、鋼板表層に形成される「内部酸化膜」に大別され、「内部酸化膜」はさらに「球状酸化物」と「ラメラ酸化膜」に分けられる。本発明者らは、この中でも特に「外部酸化膜」に着目し、昇温工程において外部酸化膜を厚膜かつ緻密に形成させることで、続く仕上げ焼鈍工程において、一次被膜の形成速度を低下させる（すなわち一次被膜の生成温度を高める）ことができ、インヒビターの安定化（分解速度の低下）を実現できることを見出した。インヒビターの分解が抑制され安定化を図ることができるメカニズムは不明であるが、厚膜かつ緻密に形成された $\text{SiO}_2$ の外部酸化膜により、 $\text{Mg}$ の鋼板内部への侵入が抑制され、一次被膜（ガラス被膜）の生成が遅延する可能性が考えられる。 $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ の生成自体が遅延することで、 $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ と $\text{AlN}$ との反応（すなわち $\text{AlN}$ の分解反応）も遅延しているためではな

いかと考えられる。AlNの分解反応が高温化することは、Goss方位の粒成長速度の確保に繋がるため、磁気特性としては好ましい方向である。

[0105] また、本実施形態の昇温工程では、冷延鋼板を850℃以上950℃以下の範囲内の温度（最高加熱温度） $T_1$ （℃）まで昇温する。最高加熱温度 $T_1$ は、続く均熱工程において内部酸化を抑制する上で有効な要素である。昇温工程において冷延鋼板を十分に外部酸化させて外部酸化膜により鋼板表面を十分に被覆させるには、最高加熱温度 $T_1$ を850℃以上とする。これにより、均熱工程での内部酸化の抑制（球状酸化物およびラメラ酸化膜の生成抑制）を図ることができる。好ましくは、最高加熱温度 $T_1$ は870℃以上、より好ましくは900℃以上である。一方、過度に最高加熱温度 $T_1$ を高めることは設備の過度な負担を招くので、最高加熱温度 $T_1$ は950℃以下とする。

[0106] 昇温工程において、800～前記最高加熱温度 $T_1$ （℃）の温度域の平均昇温速度を100℃/秒以上とすることで、上記のとおり、鋼板表面に形成される $SiO_2$ の外部酸化膜を厚膜かつ緻密に形成させることができる。一方、800～前記最高加熱温度 $T_1$ （℃）の温度域の平均昇温速度が100℃/秒未満の場合、 $SiO_2$ の外部酸化膜の厚みが不十分となるほか、 $SiO_2$ 以外の酸化膜（例えば、 $Fe_2SiO_4$ など）を許容してしまう。 $SiO_2$ 以外の酸化膜は、仕上げ焼鈍工程時において、インヒビターの分解を促進してしまうおそれがある。この原因は明らかではないが、 $Fe_2SiO_4$ などの酸化膜は $SiO_2$ に比べて、AlNとの親和性が高い可能性が挙げられる。したがって、800～前記最高加熱温度 $T_1$ （℃）の温度域の平均昇温速度を100℃/秒以上とし、好ましくは、200℃/秒以上、より好ましくは400℃/秒以上とする。 $SiO_2$ 以外の酸化膜（特に、 $Fe_2SiO_4$ ）の生成をより抑制し、 $SiO_2$ の外部酸化膜の生成をより促進させるためには、昇温工程のうち、平均昇温速度の制御域は、550～前記最高加熱温度 $T_1$ （℃）とすることが好ましい。すなわち、550～前記最高加熱温度 $T_1$ （℃）の温度域の平均昇温速度を100℃/秒以上とすることが好ましい。 $Fe_2SiO_4$

4生成の抑制の観点からは、制御すべき好ましい温度域は600～前記最高加熱温度T1（℃）であり、より好ましくは650～前記最高加熱温度T1（℃）である。

[0107] 一方、800～前記最高加熱温度T1（℃）の温度域の平均昇温速度の上限は、特性の点からは限定する必要はないが、1500℃/秒を超える平均昇温速度を得るためには特別な装置が必要となるので、平均昇温速度を1500℃/秒以下とする。

[0108] また、本実施形態の昇温工程では、800℃から前記最高加熱温度T1（℃）の温度域の昇温時における雰囲気露点を0℃以下とする。昇温工程における露点も、SiO<sub>2</sub>以外の酸化膜の形成に影響を及ぼす。SiO<sub>2</sub>の形成を促し、SiO<sub>2</sub>以外の酸化膜の形成を抑制するには、昇温工程における雰囲気露点の酸化度を下げることが有効である。したがって、800～前記最高加熱温度T1（℃）の温度域の雰囲気露点は0℃以下とし、好ましくは、-5℃以下、より好ましくは-10℃以下とする。なお、昇温工程において、室温以上、800℃未満の温度域における雰囲気露点を0℃以下とすることは、本発明効果を損なうものではない。

[0109] <均熱工程>

昇温工程の後、均熱工程を実施する。

鋼板中に炭素が残留する場合、時間経過とともに鉄損特性が劣化する（磁気時効として知られている）。そのため、脱炭焼鈍の際の雰囲気は、炭素量を低減させるため、通常、比較的高い酸素ポテンシャルに設定される。しかしながら、焼鈍工程の際、雰囲気露点の酸素ポテンシャルが高い場合にSiO<sub>2</sub>生成量が多くなり、一次被膜形成速度は増加する。

そのため均熱工程において、焼鈍雰囲気を低い酸素ポテンシャルで行う。これにより、一次被膜の形成速度を低減する。

具体的には、均熱工程では、温度が780～860℃かつ酸素ポテンシャル（PH<sub>2</sub>O/PH<sub>2</sub>）が0.20以上0.60以下の雰囲気露点で、冷延鋼板を100秒～300秒保持することが好ましい。なお本実施形態では前記昇温

工程において、均熱過程の保持温度を超えて加熱するため、均熱工程への移行時には空冷や自然放冷などによって、所定の均熱保持温度に至るまで冷却をするが、当該冷却は本実施形態で示す効果を損なうものではない。

[0110] 均熱工程における保持温度が780℃未満であると、拡散律速の制約を受けて、脱炭不良が起こる。脱炭不良が起こると、鋼板内に炭素が残留し、鉄損劣化の原因となる。あるいは、相変化が起こってしまうため、二次再結晶自体が起こり得ない。

一方、保持温度が、860℃超であると、界面律速の制約を受けて、やはり脱炭不良となる。脱炭にとって有害な、被覆性の酸化膜が生成するためである。

また、均熱過程における酸素ポテンシャルが0.20未満であると、脱炭不良となる。脱炭は鋼板中の炭素と、焼鈍雰囲気中の酸素との化学反応である。酸素ポテンシャルが低いことは、酸素分圧が低いことと同義であり、脱炭反応が起こり難い状況を意味する。

一方、均熱工程過程における酸素ポテンシャルが0.60超であると、やはり脱炭不良となる。脱炭を阻害するような、被覆性の酸化膜が生成するからである。

[0111] また、酸素ポテンシャルを制御しない場合、窒素と水素の混合ガス、あるいは窒素ガスとして、雰囲気露点温度を30～80℃としてもよい。

[0112] (窒化処理工程)

本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法では、脱炭焼鈍工程と後述する仕上げ焼鈍工程との間に、窒化処理を行ってもよい。

窒化処理工程では、例えば脱炭焼鈍工程後の冷延鋼板を窒化処理雰囲気（水素、窒素、及びアンモニア等の窒化能を有するガスを含有する雰囲気）内で700～850℃程度に維持する。ここで、冷延鋼板のN含有量が質量基準で40～1000ppmとなるように、鋼板に窒化処理を施すことが好ましい。窒化処理後の冷延鋼板のN含有量が40ppm未満では冷延鋼板内にAINが十分に析出せず、AINがインヒビターとして機能しない可能性が

ある。このため、AINをインヒビターとして活用する場合、冷延鋼板のN含有量は40ppm以上とすることが好ましい。

一方、冷延鋼板のN含有量が1000ppm超となった場合、仕上げ焼鈍において二次再結晶完了後も鋼板内に過剰にAINが存在する。このようなAINは鉄損劣化の原因となる。このため、鋼板のN含有量は1000ppm以下とすることが好ましい。

[0113] (仕上げ焼鈍工程 (二次再結晶焼鈍工程) : S109)

仕上げ焼鈍工程 (ステップS109) では、脱炭焼鈍鋼板 (脱炭焼鈍工程後、または窒化処理工程後) に対して焼鈍分離剤を塗布した後に、仕上げ焼鈍を行って仕上げ焼鈍鋼板を得る。

仕上げ焼鈍条件は限定されないが、例えば水素及び窒素を含有する雰囲気ガス中で、1150~1250℃まで昇温し、その温度域で10~60時間焼鈍 (保持) する条件で行えばよい。

[0114] 一般に、仕上げ焼鈍は、鋼板をコイル状に巻いた状態において、長時間行われる。従って、仕上げ焼鈍に先立ち、コイルの巻きの内と外との焼付きの防止を目的として、焼鈍分離剤を冷延鋼板に塗布し、乾燥させる。塗布する焼鈍分離剤として、MgOを主成分とする焼鈍分離剤を用いる。MgOを主成分とする焼鈍分離剤を用いることで、母材鋼板の表面にガラス被膜を形成することができる。MgOを主成分としない場合には、一次被膜 (ガラス被膜) は形成されない。なぜならば、一次被膜は $Mg_2SiO_4$ または $MgAl_2O_4$ 化合物だからであり、形成反応に必要なMgが欠乏するからである。

[0115] 本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法では、脱炭焼鈍鋼板に塗布する焼鈍分離剤は、Ti、Sb、SrおよびClから選ばれる1種以上を、MgOの重量に対して、合計で0.10~10.00%を含むことが好ましい。

MgOを主成分とする焼鈍分離剤に、Ti、Sb、Sr、およびClから選ばれる1種以上を含有することで、一次被膜とAINとの反応性が抑制され、磁気特性を改善できる。このメカニズムは不明だが、一次被膜と母材鋼

板の界面にこれらの元素が偏析することで、一次被膜とAlNとの反応が抑制されるためと考えられる。Ti、Sb、Sr、Clの合計含有量は、重量%で、0.10~10.00%であることが好ましい。Ti、Sb、Sr、Clの合計含有量がMgOの重量に対して、0.10%未満では磁気特性の改善効果が十分に得られない場合がある。一方、Ti、Sb、Sr、Clの合計含有量が10.00%超の場合には、十分な一次被膜量が形成されず、磁気特性改善に有効な被膜張力が確保できず、鉄損が劣位となるおそれがある。

なお、焼鈍分離剤中におけるTi、Sb、SrおよびClの存在形態（すなわち添加手段）は、化合物として存在していてもよく、単体で存在していてもよい。例えば、焼鈍分離剤中にTiを含有させる場合、Ti単体として含有されてもよく、Ti酸化物（例えば、TiO<sub>2</sub>）として含有されてもよい。

[0116]（絶縁被膜形成工程：S111）

絶縁被膜形成工程（ステップS111）では、仕上げ焼鈍鋼板の表面（片面又は両面）に絶縁被膜（張力付与絶縁被膜）を形成する。絶縁被膜の形成の条件については、特に限定されるものではなく、公知の絶縁被膜処理液を用いて、公知の方法により処理液の塗布及び乾燥を行えばよい。鋼板表面に絶縁被膜を形成することで、方向性電磁鋼板の磁気特性を更に向上させることが可能となる。

[0117] 絶縁被膜が形成される鋼板の表面は、処理液を塗布する前に、アルカリなどによる脱脂処理や、塩酸、硫酸、リン酸などによる酸洗処理など、任意の前処理を施された表面であってもよいし、これら前処理が施されない仕上げ焼鈍後のままの表面であってもよい。

[0118] 鋼板の表面に形成される絶縁被膜は、方向性電磁鋼板の絶縁被膜として用いられるものであれば、特に限定されるものではなく、公知の絶縁被膜を用いることが可能である。このような絶縁被膜として、例えば、リン酸塩およびコロイダルシリカを主成分とする被膜を挙げることができる。また、無機

物を主体とし、更に有機物を含んだ複合絶縁被膜を挙げることができる。ここで、複合絶縁被膜とは、例えば、クロム酸金属塩、リン酸金属塩又はコロイダルシリカ、Zr化合物、Ti化合物等の無機物の少なくとも何れかを主体とし、微細な有機樹脂の粒子が分散している絶縁被膜である。特に、近年ニーズの高まっている製造時の環境負荷低減の観点からは、リン酸金属塩やZrあるいはTiのカップリング剤、又は、これらの炭酸塩やアンモニウム塩を出発物質として用いた絶縁被膜が用いられることがある。

#### [0119] (磁区細分化工程)

本実施形態に係る方向性電磁鋼板の製造方法では、絶縁被膜形成工程の後に、磁区細分化工程を備えてもよい。

磁区細分化工程では、レーザービームや電子ビームなどのエネルギー線を絶縁被膜の表面に、圧延方向に所定の間隔で照射することにより、複数の線状の歪（エネルギー線照射による急速加熱とその後の急速冷却によって生じる熱歪）を導入する。複数の線状の歪を形成する間隔（すなわち、隣り合う歪の間隔）は、圧延方向に3.0～9.0mmとすることが好ましい。エネルギー線としては、レーザービーム及び電子ビームが挙げられる。レーザービームは、連続波レーザーでもパルスレーザーでもよい。レーザービームの種類は例えば、ファイバーレーザー、YAGレーザー、又はCO<sub>2</sub>レーザーを挙げることができる。電子ビームは、連続ビームでも断続ビームでもよい。

#### 実施例

[0120] 表1に示すように、鋼番号（No. a～l）毎に化学組成が異なるスラブを準備した。次いで、各スラブを用いて、方向性電磁鋼板（試験番号1～19）を製造した。

具体的には、スラブを、1100～1380℃の温度に加熱した後、熱間圧延し、これにより、板厚が2.3mmの熱延鋼板を作製した。

次いで、得られた熱延鋼板に対して熱延板焼鈍を実施した。具体的には、熱延鋼板を焼鈍温度1100℃、保持時間20秒の条件で焼鈍した。

次いで、熱延焼鈍後の熱延鋼板（熱延板焼鈍鋼板）に対して酸洗等により

表面スケールを除去した後に、中間焼鈍を含まない、複数パスを含む冷間圧延を行って、板厚が0.16～0.23mmの冷延鋼板を作製した。

[0121] 得られた冷延鋼板に対し、表3に示す条件で脱炭焼鈍を行った。均熱過程の保持時間は、均熱過程では120秒とした。

試験No. No. 1、2、9、10、14、15についてはさらに窒素量を200ppmに高める窒化処理を施した。

[0122] 次に、脱炭焼鈍鋼板に対して仕上げ焼鈍工程を実施した。具体的には、冷延鋼板の表面に、MgOを主体とし、かつ表3に記載の元素を含む焼鈍分離剤を水スラリー塗布によって鋼板表面に塗布した。なお、表3に記載の焼鈍分離剤の含有成分は、元素単体の重量分率を示す。

[0123] 次に、焼鈍分離剤が塗布された脱炭焼鈍鋼板を1200℃で20時間保持し、母材鋼板上に一次被膜（ガラス被膜）を有する鋼板（仕上げ焼鈍鋼板）を作製した。

[0124] 次に、この鋼板に対して絶縁被膜を形成した。具体的には、鋼板の表面（より詳細には、一次被膜であるガラス被膜の表面）に、コロイダルシリカ及びリン酸塩を主体とする絶縁被膜形成液を塗布して熱処理（焼付）した。これにより母材鋼板と母材鋼板上に形成されているガラス被膜とガラス被膜上に形成されている絶縁被膜とを備える方向性電磁鋼板を得た。得られた方向性電磁鋼板の母材鋼板の化学組成を表2に示す。なお、表2の化学組成における、表記「-」は、対応する元素含有量が、実施形態に規定の有効数字（最小桁までの数値）において、0%であることを意味する。

[0125]

[表1]

スラブの化学組成(質量%、残部:Fe及び不純物)

No.	C	Si	Mn	S+Se	sol. Al	N	P	Cu	Sn	Cr	B	Ti	Nb	Ni	Sb	Bi	Mo
a	0.031	3.05	0.01	0.0050	0.038	0.003	0.085	0.45	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b	0.132	3.85	0.40	0.0301	0.014	0.016	0.055	-	-	-	-	0.0078	-	-	-	-	0.09
c	0.055	3.30	0.05	0.0155	0.023	0.005	0.040	0.20	-	-	-	-	0.0051	-	0.01	0.0063	-
d	0.063	3.40	0.20	0.0220	0.032	0.015	0.043	0.15	-	-	0.0051	-	-	0.05	-	-	-
e	0.079	3.45	0.08	0.0231	0.026	0.008	0.015	0.10	0.10	0.05	-	0.0052	-	0.05	-	-	0.02
f	0.085	3.50	0.15	0.0205	0.034	0.009	0.023	0.10	0.20	0.30	0.0033	0.0040	-	-	0.03	-	-
g	0.045	3.45	0.11	0.0154	0.022	0.007	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
h	0.050	3.33	0.15	0.0168	0.029	0.008	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
i	0.061	3.25	0.09	0.0152	0.028	0.007	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
j	0.072	3.42	0.07	0.0255	0.024	0.009	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
k	0.084	3.39	0.08	0.0241	0.026	0.008	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
l	0.086	3.38	0.10	0.0223	0.025	0.007	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[表2]

No.	母材の化学組成(質量%、残部:Fe及び不純物)																
	C	Si	Mn	S+Se	sol. Al	N	P	Cu	Sn	Cr	B	Ti	Nb	Ni	Sb	Bi	Mo
a	-	3.00	0.01	-	-	0.001	0.085	0.45	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b	-	3.74	0.38	0.0009	-	0.001	0.055	-	-	-	-	0.0075	-	-	-	-	0.09
c	-	3.25	0.04	0.0010	-	0.001	0.040	0.20	-	-	-	-	0.0051	-	0.01	-	-
d	-	3.35	0.19	0.0013	-	-	0.043	0.15	-	-	0.0049	-	-	0.05	-	-	-
e	-	3.31	0.08	0.0008	-	-	0.015	0.10	0.10	0.03	-	0.0049	-	0.05	-	-	0.02
f	-	3.39	0.14	-	-	-	0.023	0.10	0.20	0.25	0.0030	0.0038	-	-	0.03	-	-
g	-	3.39	0.09	-	-	-	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
h	-	3.25	0.12	-	-	-	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
i	-	3.05	0.08	-	-	-	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
j	-	3.25	0.06	0.0010	-	-	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
k	-	3.25	0.07	0.0009	-	-	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
l	-	3.19	0.08	0.0011	-	-	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0127]

[表3]

試験 No.	組成 No.	板厚 (mm)	脱炭焼鈍				焼鈍分離剤				
			平均昇温速度 (550~800°C) (°C/秒)	最高加熱温度 T1 (°C)	平均昇温速度 (800°C~最高加熱温度T1) (°C/秒)	露点 (800°C~最高加熱温度T1) (°C)	Ti (重量%)	Sr (重量%)	Cl (重量%)	B (重量%)	Ti+Sr+Cl+B (重量%)
1	a	0.23	400	850	200	0	-	-	-	0.00	
2	b	0.23	400	850	200	0	-	-	-	0.00	
3	c	0.22	700	880	500	-15	-	-	-	0.00	
4	d	0.22	700	880	500	-15	-	-	-	0.00	
5	e	0.19	1000	920	800	-20	3.50	-	-	3.50	
6	f	0.19	1000	920	800	-20	3.50	1.65	-	5.15	
7	c	0.19	2000	950	1100	-30	3.00	1.43	0.10	4.53	
8	d	0.19	2000	950	1100	-30	3.00	1.43	0.10	4.63	
9	a	0.22	1000	950	500	5	2.50	-	-	2.50	
10	b	0.22	200	900	400	0	-	1.90	-	1.90	
11	c	0.22	400	830	400	0	-	-	0.05	0.05	
12	d	0.22	200	830	600	0	-	-	-	0.05	
13	e	0.22	400	950	50	0	-	-	-	0.00	
14	g	0.18	1200	850	700	-15	3.00	1.43	0.08	4.58	
15	h	0.18	1200	850	700	-15	3.00	1.43	0.08	4.58	
16	i	0.18	1200	880	1000	-30	3.00	-	0.08	3.15	
17	j	0.17	1000	880	1000	-30	4.20	-	0.03	4.26	
18	k	0.17	1000	920	1400	-30	4.20	-	0.03	4.26	
19	l	0.16	1000	920	1400	-30	4.20	-	0.03	4.26	
20	a	0.23	400	850	200	0	-	-	-	0.20	
21	b	0.23	400	850	200	0	0.07	-	0.15	0.57	
22	c	0.22	400	850	200	0	-	0.05	0.15	0.55	
23	d	0.22	400	850	200	0	0.05	0.05	0.15	0.30	
24	a	0.22	400	850	200	0	9.50	-	0.75	10.25	
25	b	0.22	400	850	200	0	9.50	-	0.75	10.25	

[表4]

試験 No.	平均分散角			特性			備考
	$\beta$	$\alpha$	$\gamma$	磁束密度 (T)	鉄損 (W/kg)	騒音 (dBA)	
	(°)						
1	2.3	3.4	4.3	1.91	0.77	59.5	発明例
2	2.4	3.1	4.5	1.91	0.76	58.4	発明例
3	1.8	3.3	4.5	1.92	0.72	57.2	発明例
4	1.9	3.5	4.3	1.92	0.71	56.9	発明例
5	1.4	2.8	4.6	1.95	0.68	54.5	発明例
6	1.3	2.8	4.9	1.96	0.67	54.3	発明例
7	1.5	3.0	4.8	1.96	0.67	54.8	発明例
8	1.3	2.8	4.7	1.93	0.66	54.4	発明例
9	2.1	3.3	<u>11.2</u>	1.90	0.74	62.3	比較例
10	<u>2.8</u>	3.8	<u>3.5</u>	1.89	0.86	61.4	比較例
11	1.8	<u>4.3</u>	4.8	1.89	0.87	57.8	比較例
12	<u>3.2</u>	<u>2.3</u>	4.2	1.92	0.76	63.0	比較例
13	<u>3.0</u>	3.5	4.5	1.89	0.87	64.2	比較例
14	1.5	2.7	4.5	1.95	0.66	53.2	発明例
15	1.3	2.8	4.5	1.95	0.65	53.4	発明例
16	1.5	2.8	4.6	1.96	0.65	52.9	発明例
17	1.2	2.6	4.3	1.94	0.62	52.5	発明例
18	1.2	2.7	4.5	1.96	0.61	53.1	発明例
19	1.1	2.6	5.1	1.97	0.60	51.5	発明例
20	1.7	3.7	4.7	1.91	0.74	57.3	発明例
21	1.7	3.4	4.8	1.91	0.75	57.4	発明例
22	1.9	3.6	4.8	1.91	0.74	56.8	発明例
23	1.6	3.6	4.6	1.91	0.74	55.9	発明例
24	2.4	3.6	4.9	1.92	0.78	58.8	発明例
25	2.4	3.7	5.1	1.92	0.76	59.2	発明例

[0129] 得られた方向性電磁鋼板に対し、以下の要領で、磁気特性（鉄損及び磁束密度）を評価した。結果を表4に示す。

[0130] [鉄損]

得られた鋼板サンプルを、板幅方向に対して平行に60mm、圧延方向に対して平行に300mmのサイズで切り出し、これらのサンプルを800±50℃で2時間保持し、歪取り焼鈍を実施した。その後、レーザ照射により

磁区細分化を行った。

[0131] レーザ照射後のサンプルに、単板磁気測定試験（SST）装置による磁性評価に供し、鉄損（ $W_{1.7/5.0}$ ）を測定した。また、サンプルに800 A/mの磁場を印加し、磁束密度 $B_8$ （T）も測定した。

[0132] 鉄損（ $W_{1.7/5.0}$ ）は、以下の基準で評価し、A～C評価であれば、鉄損特性に優れる（鉄損が低い）、D評価であれば、鉄損特性に劣ると判断した。

[0133] 0.70未満 : A評価  
 0.70以上0.75未満 : B評価  
 0.75以上0.80未満 : C評価  
 0.80以上 : D評価

[0134] また磁束密度（ $B_8$ ）に関しては、1.88 T以上を合格とし、1.88 T未満を不合格とした。

[0135] [騒音特性]

前述の磁区制御を施した幅60 mm×長さ300 mmのサンプルに対し、磁歪測定装置を用いて、交流磁歪測定法により磁歪を測定した。磁歪測定装置は、レーザードップラ振動計と、励磁コイルと、励磁電源と、磁束検出コイルと、増幅器と、オシロスコープとを備える装置とした。

[0136] 具体的には、圧延方向に最大磁束密度が1.7 Tとなるように、サンプルに交流磁界を印加した。磁区の伸縮によるサンプルの長さの変化を、レーザードップラ振動計で測定し、磁歪信号を得た。得られた磁歪信号をフーリエ解析して、磁歪信号の各周波数成分 $f_n$ （ $n$ は1以上の自然数）の振幅 $C_n$ を求めた。各周波数成分 $f_n$ のA補正係数 $\alpha_n$ を用いて、次式で示される磁歪速度レベルLVA（dB）を求めた。

[0137] 
$$LVA = 20 \times \text{Log} \left( \sqrt{\left( \sum (\rho_c \times 2\pi \times f_n \times \alpha_n \times C_n / \sqrt{2})^2 \right) / P_{e0}} \right)$$

ここで、 $\rho_c$ は固有音響抵抗であり、 $\rho_c = 400$ とした。 $P_{e0}$ は最小可聴音圧であり、 $P_{e0} = 2 \times 10^{-5}$ （Pa）を用いた。A補正係数 $\alpha_n$ は、JIS C 1509-1（2005）の表2に記載の値を用いた。

[0138] 得られた磁歪速度レベル（LVA）に基づいて、以下の基準に則して騒音特性を評価した。

磁歪速度レベルが、60.0 dBA以下であれば、「騒音特性に優れる」と判断した（C評価）。57.5 dBA以下であれば更に優れる（B評価）、55.0 dBA以下であれば特に優れる（A評価）と判断した。磁歪速度レベルが60.0 dBA超の場合、「騒音特性が不十分（D評価）」であると判定した。

[0139] 磁束密度（ $B_g$ ）が1.88 T以上かつ、鉄損および騒音特性がC評価以上だったサンプルを合格とした。

[0140] 表1～表4から分かるように、ずれ角 $\alpha$ 、 $\beta$ および $\gamma$ が上記式（1）を満足する鋼板では、良好な磁気特性および騒音特性を両立できていた。

### 符号の説明

[0141] 10…方向性電磁鋼板、11…母材鋼板、13…一次被膜（ガラス被膜）、15…二次被膜（張力付与性絶縁被膜）

### 産業上の利用可能性

[0142] 本開示の上記態様によれば、生産性を低下させることなく、良好な磁気特性ならびに騒音特性を有する方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することが可能となるので、産業上の利用可能性が高い。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0~0.010%、

Si : 3.00~4.00%、

Sol. Al : 0~0.010%、

Mn : 0.01~0.50%、

N : 0.010%以下、

S+Se : 0.0100%以下、

P : 0.005~0.100%、

Sn : 0~0.50%、

Cu : 0~0.50%、

Cr : 0~0.50%、

Sb : 0~0.20%、

Mo : 0~0.10%、

Ni : 0~0.20%、

Nb : 0~0.0200%、

B : 0~0.0200%、

Ti : 0~0.0200%

Bi : 0~0.0200%

を含有し、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有する母材鋼板と、

前記母材鋼板の表面に設けられたガラス被膜と、

前記ガラス被膜の表面に設けられた張力付与性絶縁被膜と、

を備え、

前記母材鋼板は、Goss方位に配向する集合組織を有し、

前記母材鋼板において、

圧延面法線方向NDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\alpha$  (°)と定義し、

圧延直角方向TDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\beta$  (°)と定義し、

圧延方向RDを回転軸とする理想Goss方位からの平均分散角を $\gamma$  (°)と定義するとき、

前記 $\alpha$ 、前記 $\beta$ 、前記 $\gamma$ が、下記式(1)を満足する、ことを特徴とする方向性電磁鋼板。

$$0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \quad \dots (1)$$

[請求項2] 前記 $\beta$ が下記式(2)を満足する、ことを特徴とする請求項1に記載の方向性電磁鋼板。

$$0.0 \leq |\beta| \leq 2.0 \quad \dots (2)$$

[請求項3] 前記母材鋼板の板厚が、0.16mm以上0.20mm未満であることを特徴とする請求項1または2に記載の方向性電磁鋼板。

[請求項4] 質量%で、

C: 0.020~0.150%、

Si: 3.00~4.00%、

sol. Al: 0.010~0.050%、

Mn: 0.01~0.50%、

N: 0.001~0.020%、

S+Se: 0.0010~0.0400%、

P: 0.005~0.100%、

Sn: 0~0.50%、

Cu: 0~0.50%、

Cr: 0~0.50%、

Sb: 0~0.20%、

Mo: 0~0.10%、

Ni: 0~0.20%、

Nb: 0~0.0200%、

B : 0~0.0200%、

Ti : 0~0.0200%、

Bi : 0~0.0200%

を含有し、残部がFe及び不純物からなる鋼片を加熱する加熱工程と、

前記加熱工程後の前記鋼片を熱間圧延することで熱延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板を焼鈍することで、熱延焼鈍鋼板を得る熱延板焼鈍工程と、

前記熱延焼鈍鋼板を冷間圧延することで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に脱炭焼鈍を施すことで、脱炭焼鈍鋼板を得る脱炭焼鈍工程と、

前記脱炭焼鈍鋼板に焼鈍分離剤を塗布した後に、仕上げ焼鈍を施すことで、仕上げ焼鈍鋼板を得る仕上げ焼鈍工程と、

前記仕上げ焼鈍鋼板の表面に絶縁被膜を形成する絶縁被膜形成工程と、

を含み、

前記脱炭焼鈍工程は、昇温工程と、均熱工程と、を含み、

前記昇温工程においては、

550~800℃の温度域における平均昇温速度を400℃/秒以上3000℃/秒以下とし、

最高加熱温度T1(℃)を850℃以上950℃以下とし、

800~前記最高加熱温度T1(℃)の温度域の平均昇温速度を100℃/秒以上1500℃/秒以下とし、

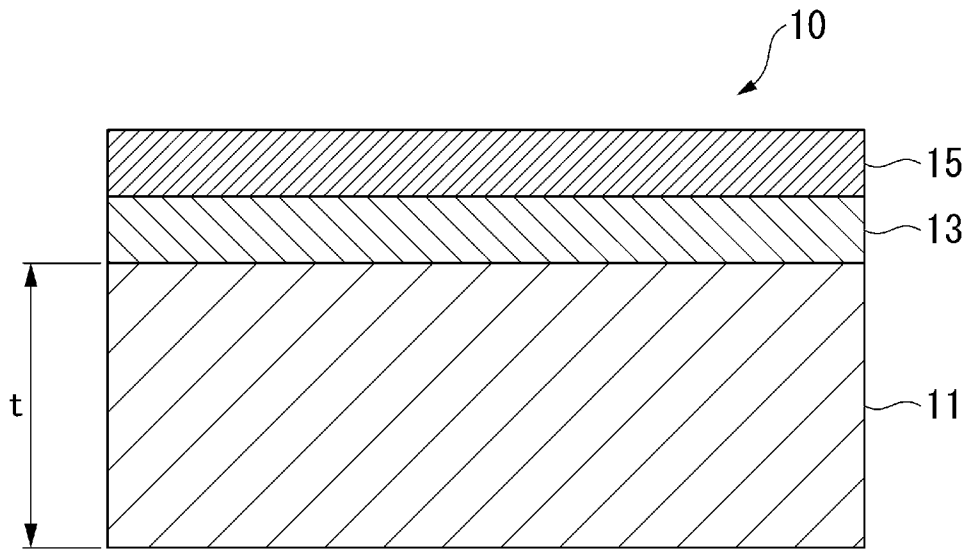
800~前記最高加熱温度T1(℃)の温度域の雰囲気露点を0℃以下とする、ことを特徴とする方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項5]

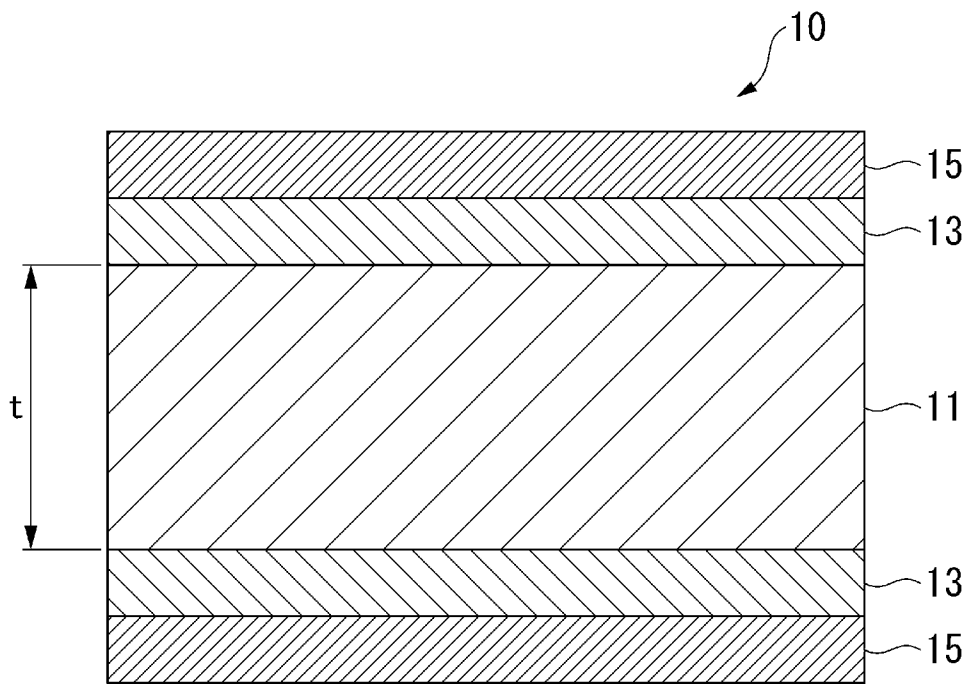
前記焼鈍分離剤は、主成分としてMgOを含み、

前記焼鈍分離剤の中に、Ti、Sb、Sr、Clから選ばれる1種以上を、MgOの重量に対して、0.10～10.00%を含むことを特徴とする請求項4に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

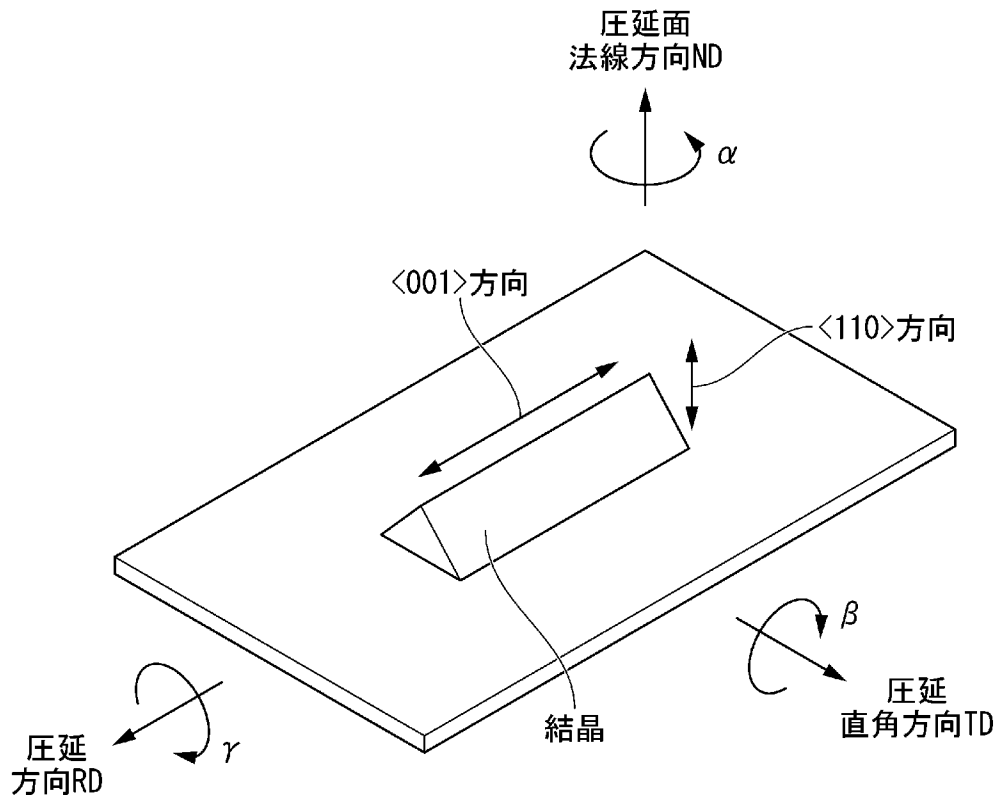
[図1A]



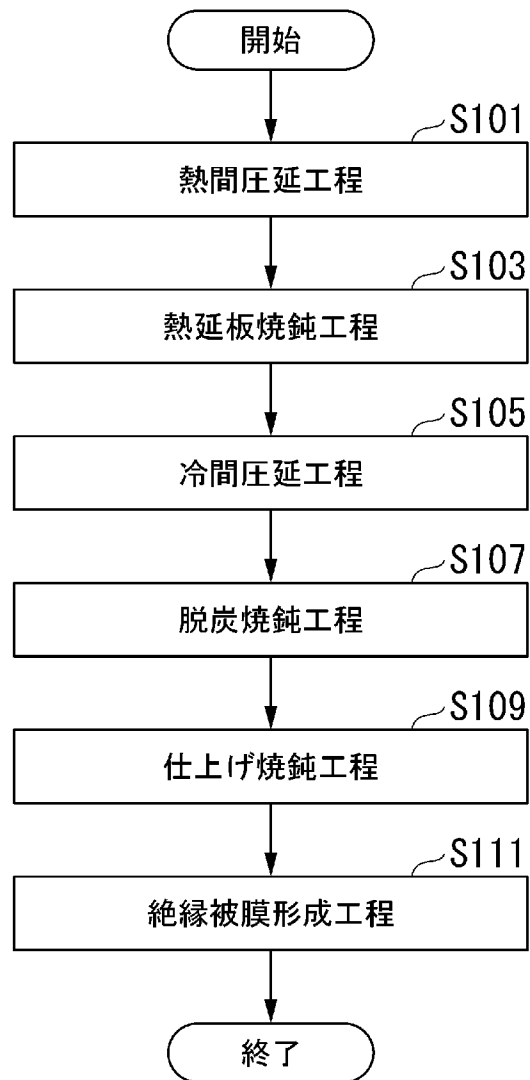
[図1B]



[図2]



[図3]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/041072

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C21D 8/12</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i; <i>H01F 1/147</i>(2006.01)i  FI: C22C38/00 303U; C21D8/12 B; C21D9/46 501A; C22C38/60; H01F1/147 183</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-C22C38/60; C21D8/12; C21D9/46; 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)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y A	WO 2018/056379 A1 (JFE STEEL CORP) 29 March 2018 (2018-03-29) claims, paragraphs [0001]-[0005], [0017]-[0038], [0077]-[0081], [0110], examples 1-3	1-3 1-2, 5 4
Y A	WO 2019/245044 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 26 December 2019 (2019-12-26) claims, paragraphs [0009], [0011], [0013]-[0019], example 2	1-2 3-5
X A	JP 10-152724 A (NIPPON STEEL CORP) 09 June 1998 (1998-06-09) claims, paragraphs [0028]-[0029], table 3	4 1-3, 5
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search <b>23 January 2024</b>		Date of mailing of the international search report <b>30 January 2024</b>
Name and mailing address of the ISA/JP <b>Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan</b>		Authorized officer  Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/JP2023/041072**

<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2022-161269 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 21 October 2022 (2022-10-21) claims, paragraphs [0029], [0038]-[0041], table 1B	4
Y		5
A		1-3
A	JP 8-213225 A (KAWASAKI STEEL CORP) 20 August 1996 (1996-08-20) entire text, all drawings	1-5
A	KR 10-2013-0014891 A (POSCO) 12 February 2013 (2013-02-12) entire text	1-5

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No.

**PCT/JP2023/041072**

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2018/056379	A1	29 March 2018	US 2019/0233914 A1 claims, paragraphs [0001]- [0005], [0021]-[0067], [0238]- [0248], [0314]-[0315], examples 1-3	
				EP 3517646 A1	
				CA 3037272 A1	
				CN 109715840 A	
				KR 10-2019-0058542 A	
				MX 2019003208 A	
				RU 2706990 C1	
-----					
WO	2019/245044	A1	26 December 2019	US 2021/0262052 A1 claims, paragraphs [0028], [0031], [0035]-[0045], example 2	
				EP 3812478 A1	
				KR 10-2021-0010526 A	
				CN 112313358 A	
				BR 112020025033 A2	
				RU 2763924 C1	
-----					
JP	10-152724	A	09 June 1998	(Family: none)	
-----					
JP	2022-161269	A	21 October 2022	(Family: none)	
-----					
JP	8-213225	A	20 August 1996	US 5702541 A	
				EP 716151 A1	
				DE 69527602 T2	
				CA 2164466 A1	
				KR 10-1996-0023141 A	
				CN 1138107 A	
-----					
KR	10-2013-0014891	A	12 February 2013	(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; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i FI: C22C38/00 303U; C21D8/12 B; C21D9/46 501A; C22C38/60; H01F1/147 183		
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-C22C38/60; C21D8/12; C21D9/46; 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
X Y A	WO 2018/056379 A1（JFEスチール株式会社）29.03.2018（2018-03-29） 請求の範囲,0001-0005,0017-0038,0077-0081,0110,実施例1-実施例3	1-3 1-2, 5 4
Y A	WO 2019/245044 A1（日本製鉄株式会社）26.12.2019（2019-12-26） 請求の範囲,0009,0011,0013-0019,実施例2	1-2 3-5
X A	JP 10-152724 A（新日本製鉄株式会社）09.06.1998（1998-06-09） 特許請求の範囲,0028-0029,表3	4 1-3, 5
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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 23.01.2024	国際調査報告の発送日 30.01.2024	
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） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	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
X	JP 2022-161269 A (日本製鉄株式会社) 21.10.2022 (2022 - 10 - 21) 特許請求の範囲, 0029, 0038-0041, 表1B	4
Y		5
A		1-3
A	JP 8-213225 A (川崎製鉄株式会社) 20.08.1996 (1996 - 08 - 20) 全文, 全図	1-5
A	KR 10-2013-0014891 A (POSCO) 12.02.2013 (2013 - 02 - 12) 全文	1-5

国際調査報告  
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/041072

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2018/056379 A1	29.03.2018	US 2019/0233914 A1 請求の範囲, 0001-0005, 0021-0067, 0238-0248, 0314-0315, 実施例1-実施例3 EP 3517646 A1 CA 3037272 A1 CN 109715840 A KR 10-2019-0058542 A MX 2019003208 A RU 2706990 C1	
WO 2019/245044 A1	26.12.2019	US 2021/0262052 A1 請求の範囲, 0028, 0031, 0035-0045, 実施例2 EP 3812478 A1 KR 10-2021-0010526 A CN 112313358 A BR 112020025033 A2 RU 2763924 C1	
JP 10-152724 A	09.06.1998	(ファミリーなし)	
JP 2022-161269 A	21.10.2022	(ファミリーなし)	
JP 8-213225 A	20.08.1996	US 5702541 A EP 716151 A1 DE 69527602 T2 CA 2164466 A1 KR 10-1996-0023141 A CN 1138107 A	
KR 10-2013-0014891 A	12.02.2013	(ファミリーなし)	