

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年10月29日(29.10.2020)



(10) 国際公開番号
WO 2020/218329 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 8/12 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) H01F 1/147 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/017313
- (22) 国際出願日: 2020年4月22日(22.04.2020)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2019-081644 2019年4月23日(23.04.2019) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 江橋 有衣子 (EHASHI Yuiko); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 竹中 雅紀 (TAKENAKA Masanori); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 杉原 広和 (SUGIHARA Hirokazu); 〒1000011 東京都千代

田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 吉本 宗司(YOSHIMOTO Soshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 特許業務法人銀座マロニエ特許事務所(GINZA MARONIE P.C.); 〒1040061 東京都中央区銀座2丁目8番9号木挽館銀座ビル 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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

(54) 発明の名称: 方向性電磁鋼板の製造方法

(57) Abstract: In the present invention, when a grain-oriented electromagnetic steel sheet is produced by heating a steel slab that contains, in terms of mass%, 0.02-0.10% of C, 2.0-5.0% of Si, 0.01-1.00% of Mn, 0.01-0.04% of sol.Al, 0.004-0.020% of N and 0.002-0.040% of S+Se, at a temperature of higher than 1280°C, and then hot rolling the steel slab, carrying out hot-rolled sheet annealing, carrying out cold rolling once or cold rolling two or more times with intermediate annealing carried out therebetween, carrying out primary recrystallized annealing that also serves as decarburization annealing, coating a surface of the steel sheet with an annealing-separation agent, carrying out finish annealing, and then carrying out flattening annealing, a grain-oriented electromagnetic steel sheet having excellent magnetic characteristics is stably produced using a raw material containing an inhibitor-forming component, such steel sheet being produced by rapidly cooling at an average cooling rate of 200 °C/s or more from 800 °C to 300 °C in a cooling process from the maximum attained temperature in the hot-rolled sheet annealing and/or the intermediate annealing.

(57) 要約: mass%で、C: 0.02~0.10%、Si: 2.0~5.0%、Mn: 0.01~1.00%、sol. Al: 0.01~0.04%、N: 0.004~0.020%、S+Se: 0.002~0.040%を含有する鋼スラブを1280°C超えの温度に加熱した後、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延し、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍し、鋼板表面に焼鈍分離剤を塗布した後、仕上焼鈍し、平坦化焼鈍して方向性電磁鋼板を製造する際、上記熱延板焼鈍および中間焼鈍のいずれか1以上の焼鈍において、最高到達温度からの冷却過程の800°Cから300°Cまでを、平均冷却速度200°C/s以上で急速冷却することで、インヒビター形成成分を含有する素材を用いて、磁気特性に優れる方向性電磁鋼板を安定して製造する。

WO 2020/218329 A1

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

添付公開書類 :

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： 方向性電磁鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、変圧器の鉄心材料等に用いて好適な方向性電磁鋼板の製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 方向性電磁鋼板は、変圧器や発電機等の鉄心材料として用いられる軟磁性材料であり、鉄の磁化容易軸である $\langle 001 \rangle$ 方位が鋼板の圧延方向に高度に揃った結晶組織を有するため、磁気特性に優れるのが特徴である。上記の結晶組織は、方向性電磁鋼板の製造工程の仕上焼鈍において、粒界エネルギーを利用して、いわゆるゴス (Goss) 方位と称される $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位の結晶粒を優先的に二次再結晶させ、巨大成長させることで形成される。

[0003] 上記二次再結晶を起こさせる方法としては、インヒビターと呼ばれる析出物を利用する技術が一般的に使用されている。例えば、特許文献1には、インヒビターとしてAlNやMnSを利用する方法が、また、特許文献2には、インヒビターとしてMnSやMnSeを利用する方法が開示され、工業的に実用化されている。

[0004] インヒビターを利用する技術において、優れた磁気特性を有する方向性電磁鋼板を得る方法として、熱延板焼鈍および中間焼鈍における冷却速度を高めて炭化物の析出を制御することで集合組織を改善する方法が提案されている。例えば、特許文献3には、冷間圧延時の固溶Cを増加させるために、熱延板焼鈍の冷却速度を高めることが提案されている。しかし、この技術は、実施例における冷却速度は最大で $45\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ であり、 $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の急速冷却は実施されていない。これは炭化物の制御としては $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度で十分であると考えられていたことと、それ以上の冷却速度を実現できる冷却装置が存在していなかったためと推測される。

[0005] しかし、近年、薄鋼板の冷却技術の開発が進んでおり、例えば特許文献4には、金属板を連続的に通板しながら焼鈍を行う連続焼鈍設備において、急冷焼入れ時に金属板に発生する形状不良を抑制しつつ、金属板の冷却速度の低下を抑えることのできる急冷焼入装置が開示されている。この急冷焼入装置は、急速冷却することで組織を制御し、所望の強度の高強度鋼板を得ようとするものであるが、方向性電磁鋼板では、高強度を得る必要がないため、上記の急速冷却が適用されることはなかった。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1：特公昭40-015644号公報
特許文献2：特公昭51-013469号公報
特許文献3：特開平10-121135号公報
特許文献4：特開2018-066065号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] そこで、本発明の目的は、インヒビター形成成分を含有する素材を用いた方向性電磁鋼板の製造に上記急速冷却技術を適用し、従来の固溶Cを増加させるもしくは炭化物を微細化させる方法とは異なる高速冷却効果を用いて、極めて良好な磁気特性を有する方向性電磁鋼板の製造方法を提案することにある。

課題を解決するための手段

[0008] 発明者らは、インヒビター形成成分を含有する素材を用いた方向性電磁鋼板の製造方法において、熱延板焼鈍等の冷却速度が、方向性電磁鋼板の磁気特性に及ぼす影響について鋭意検討を重ねた。その結果、冷間圧延前の熱延板焼鈍や中間焼鈍等の冷却速度を従来技術よりも高める、具体的には、800℃から300℃までの冷却速度を200℃/s以上に高めることで、冷間圧延における転位のすべり系が変化して一次再結晶集合組織が改善される結

果、磁気特性が大きく向上することを見出し、本発明を開発するに至った。

[0009] すなわち、本発明は、C : 0.02 ~ 0.10 mass%、Si : 2.0 ~ 5.0 mass%、Mn : 0.01 ~ 1.00 mass%、sol. Al : 0.01 ~ 0.04 mass%、N : 0.004 ~ 0.020 mass%、S および Se のうちから選ばれる 1 種または 2 種を合計で 0.002 ~ 0.040 mass% 含有し、残部が Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを 1280°C 超えの温度に加熱した後、熱間圧延して熱延板とし、熱延板焼鈍を施した後、1 回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む 2 回以上の冷間圧延して最終板厚の冷延板とし、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍し、鋼板表面に焼鈍分離剤を塗布した後、仕上焼鈍し、平坦化焼鈍する一連の工程からなる方向性電磁鋼板の製造方法において、上記熱延板焼鈍および中間焼鈍のいずれか 1 以上の焼鈍において、最高到達温度からの冷却過程の 800°C から 300°C までを、平均冷却速度 200°C/s 以上で急速冷却することを特徴とする方向性電磁鋼板の製造方法を提案する。

[0010] 本発明の上記方向性電磁鋼板の製造方法は、上記急速冷却に引き続き、300°C から 100°C までを、平均冷却速度を 5 ~ 40°C/s の範囲で冷却することを特徴とする。

[0011] また、本発明の上記方向性電磁鋼板の製造方法は、上記脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍の加熱過程における 500 ~ 700°C 間の昇温速度を 500°C/s 以上とすることを特徴とする。

[0012] また、本発明の上記方向性電磁鋼板の製造方法は、上記仕上焼鈍の加熱過程において、800 ~ 950°C 間の任意の温度で 5 ~ 200 hr 保持する保定処理した後、または、800 ~ 950°C 間を平均昇温速度 5°C/hr 以下で加熱して二次再結晶を発現させ、さらに、1100°C 以上の温度まで加熱して二次再結晶を完了させた後、該温度に 2 hr 以上保持して純化处理することを特徴とする。

[0013] また、本発明の上記方向性電磁鋼板の製造方法に用いる上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、Cr : 0.01 ~ 0.50 mass%、Cu

: 0.01~0.50mass%、Ni: 0.01~0.50mass%、
Bi: 0.005~0.50mass%、B: 0.0002~0.0025
mass%、Nb: 0.0010~0.0100mass%、Sn: 0.0
10~0.400mass%、Sb: 0.010~0.150mass%、
Mo: 0.010~0.200mass%、P: 0.010~0.150m
ass%、V: 0.0005~0.0100mass%およびTi: 0.0
005~0.0100mass%のうちから選ばれる1種または2種以上を
含有することを特徴とする。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、インヒビター形成成分を含有する素材を用いて、従来の固溶Cを増加させるもしくは炭化物を微細化させる方法とは異なる高速冷却効果を用いて、磁気特性に優れる方向性電磁鋼板を、安定して製造することができるので、産業上、奏する効果は大である。

発明を実施するための形態

[0015] まず、本発明を発明する契機となった実験について説明する。

<実験1>

C: 0.065mass%、Si: 3.60mass%、Mn: 0.10
mass%、sol. Al: 0.022mass%、N: 0.0080ma
ss%、S: 0.004mass%およびSe: 0.020mass%を
含有する鋼スラブを連続鋳造法で製造し、1420℃の温度に再加熱した後、
熱間圧延して板厚2.6mmの熱延板とした。次いで、上記熱延板に、最高
到達温度（均熱温度）を1050℃とする熱延板焼鈍を施した。その際、熱
延板焼鈍の1050℃から室温までの冷却過程を、表1に示したように、1
000~800℃間、800~300℃間および300~100℃間の3区
間に分け、それぞれの区間の平均冷却速度を変化させて冷却した。その後、
1回目の冷間圧延で中間板厚1.6mmとし、1100℃の中間焼鈍を施し
た後、2回目の冷間圧延で最終板厚0.23mmの冷延板に仕上げた後、5
0vol%H₂-50vol%N₂、露点55℃の湿潤雰囲気下で、均熱温度

840℃×均熱時間150sの、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した。次いで、MgOを主体とする焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布した後、800℃～950℃間を20℃/hrの昇温速度で加熱（保定なし）して二次再結晶を発現させ、引き続き、950～1050℃間を20℃/hrの昇温速度で1200℃まで加熱して二次再結晶を完了させた後、水素雰囲気下で該温度に5hr保持する純化处理する仕上焼鈍を施した。

[0016] 斯くして得た仕上焼鈍後の鋼板からサンプルを採取し、磁束密度 B_0 （800A/mで励磁した時の磁束密度）をJIS C2550に記載の方法で測定し、その結果を、表1に併記した。この結果から、熱延板焼鈍の冷却過程において、800℃から300℃までの平均速度を200℃/s以上で急速冷却することで、磁束密度が大きく向上することがわかった。

[0017]

[表1]

No.	熱延板焼鈍における冷却速度 (°C/s)			磁束密度 B _s (T)	備考
	1000~800°C間	800°C~300°C間	300°C~100°C間		
1	10	10	10	1.887	比較例
2	50	10	10	1.885	比較例
3	100	10	10	1.886	比較例
4	200	10	10	1.888	比較例
5	500	10	10	1.887	比較例
6	1000	10	10	1.885	比較例
7	10	50	50	1.894	比較例
8	50	50	50	1.895	比較例
9	100	50	50	1.897	比較例
10	200	50	50	1.896	比較例
11	500	50	50	1.894	比較例
12	1000	50	50	1.895	比較例
13	10	200	200	1.916	発明例
14	50	200	200	1.918	発明例
15	100	200	200	1.914	発明例
16	200	200	200	1.918	発明例
17	200	200	30	1.920	発明例
18	500	200	200	1.917	発明例
19	1000	200	200	1.918	発明例
20	10	500	500	1.924	発明例
21	50	500	500	1.927	発明例
22	100	500	500	1.929	発明例
23	200	500	500	1.920	発明例
24	500	500	500	1.922	発明例
25	500	500	30	1.925	発明例
26	1000	500	500	1.928	発明例
27	10	1000	1000	1.931	発明例
28	50	1000	1000	1.929	発明例
29	100	1000	1000	1.930	発明例
30	200	1000	1000	1.933	発明例
31	500	1000	1000	1.933	発明例
32	1000	1000	1000	1.934	発明例
33	1000	1000	30	1.936	発明例

[0018] インヒビター形成成分を含有する素材を用いた場合に、上記したように、熱延板焼鈍の冷却過程で800から300°Cまでの平均冷却速度を200°C/s以上に高めることで磁束密度が向上するメカニズムは、まだ十分に明らかとなっていないが、発明者らは、以下のように考えている。

[0019] 熱延板焼鈍の冷却過程の800から300°Cの温度域は、炭化物の析出状

態に大きく影響を及ぼす温度域であり、従来、固溶Cの増加もしくは微細炭化物の増加を目的として100℃/s程度までの冷却を行ってきた。しかし、今回の磁気特性向上メカニズムは、上記固溶Cもしくは微細炭化物の増加によるものとは異なると考えている。

熱延板焼鈍を施した鋼板は、脱炭焼鈍（一次再結晶焼鈍）工程前であり、C含有量が高いため、焼鈍での加熱によって一部が逆変態を起こし、 α 相から γ 相へと変化する。変態した γ 相と周囲の α 相は結晶構造が異なり（ γ 相がFCC、 α 相がBCC）、熱膨張率も異なる。このような状態から、200℃/s以上で急速冷却を行うと、過冷却によって γ 相は α 相に変態せず、そのまま収縮して残留する。そのため、熱膨張係数の違いにより、 γ 相と α 相の相界面は、通常とは異なる歪が生じる。その結果、次工程の冷間圧延における転位のすべり系が変化し、一次再結晶焼鈍（脱炭焼鈍）後の鋼板の{411}方位粒が増加し、集合組織が改善されることで、磁気特性が向上したものと考えている。なお、100℃/s以下の冷却速度でも相界面に歪は生じると考えられるが、冷却速度が遅い分、歪が解消し易く、上記効果が十分に得られなかったと考えられる。

[0020] 一方、上記急速冷却に続く300℃から100℃までの冷却については、平均冷却速度5～40℃/sの範囲で更なる磁気特性の向上が認められた。これは、上記のような緩速冷却を行うことで、残留した γ 相がマルテンサイト変態を起こしてさらに高い歪が導入され、一次再結晶集合組織がより改善されたことによるものと考えている。 γ 相が急冷によりマルテンサイト変態することは周知であるが、200℃/s以上の急速冷却で100℃未満まで冷却した場合には、 γ 相のまま過冷却されるため、却って、マルテンサイト変態でさえも生じ難くなったものと考えている。

[0021] <実験2>

C : 0.045 mass%、Si : 3.40 mass%、Mn : 0.05 mass%、sol. Al : 0.020 mass%、N : 0.0080 mass%、S : 0.005 mass%およびSe : 0.016 mass%を含

有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼を真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊とした後、該鋼塊を1350℃の温度に加熱し、熱間圧延して板厚2.3mmの熱延板とした。次いで、上記熱延板に、最高到達温度を1000℃とする熱延板焼鈍を施した。次いで、1回目の冷間圧延して中間板厚1.6mmとし、最高到達温度を1050℃とする中間焼鈍を施した。この際、中間焼鈍の1050℃から室温までの冷却過程における1050～800℃間の平均冷却速度を10℃/s、300～100℃間の平均冷却速度を30℃/sとし、上記温度域間の800～300℃間の平均冷却速度を表2のように種々に変化させて冷却した。その後、2回目の冷間圧延（最終冷間圧延）して最終板厚0.23mmの冷延板に仕上げた後、50vol% H_2 - 50vol% N_2 、露点55℃の湿潤雰囲気下で、均熱温度840℃×均熱時間120sの脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した。この際、一次再結晶焼鈍の加熱過程における500～700℃間の平均昇温速度を300～1000℃/s間で変化させた。次いで、MgOを主体とする焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布した後、800～950℃間を30℃/hrの昇温速度で加熱（保定なし）して二次再結晶を発現させ、引き続き、950～1050℃間を20℃/hrの昇温速度で1200℃まで加熱して二次再結晶を完了させた後、水素雰囲気下で該温度に5hr保持して純化处理する仕上焼鈍を施した。

[0022] 斯くして得た仕上焼鈍後の鋼板からサンプルを採取し、磁束密度 B_8 （800A/mで励磁した時の磁束密度）をJIS C2550に記載の方法で測定し、その結果を、表2に併記した。この結果から、中間焼鈍の冷却過程において、800℃から300℃までの平均速度を200℃/s以上で急速冷却し、続く冷間圧延後の一次再結晶焼鈍の加熱過程における500～700℃間の昇温速度を500℃/s以上にすることで、磁束密度が大きく向上することがわかった。

[0023]

[表2]

No.	中間焼鈍 800~300°C間 の冷却速度 (°C/s)	一次再結晶焼鈍 500~700°C間の 平均昇温速度 (°C/s)	磁束密度 B _s (T)	備 考
1	50	300	1.886	比較例
2	50	500	1.889	比較例
3	50	1000	1.891	比較例
4	200	300	1.915	発明例
5	200	500	1.920	発明例
6	200	1000	1.926	発明例
7	500	300	1.930	発明例
8	500	500	1.935	発明例
9	500	1000	1.935	発明例
10	1000	300	1.936	発明例
11	1000	500	1.936	発明例
12	1000	1000	1.938	発明例

[0024] 上記のように、中間焼鈍の冷却過程で800°Cから300°Cまでの平均冷却速度を200°C/s以上に高め、かつ、一次再結晶焼鈍の加熱過程で500~700°Cの昇温速度を500°C/s以上にすることで磁束密度が大幅に向上するメカニズムは、まだ十分に明らかとなっていないが、発明者らは、以下のように考えている。

[0025] 中間焼鈍の冷却過程で800°Cから300°Cまでの平均冷却速度を200°C/s以上に高めた場合、 γ 相と α 相の相界面に通常とは異なる歪が生じると考えられるのは上記<実験1>で述べた通りである。このような状態で冷間圧延を行うと、通常とは異なる変形帯が生じると考えられる。この変形帯は、再結晶温度が高い{411}方位粒が核生成しやすい変形帯であり、一次再結晶焼鈍の加熱過程における昇温速度を500°C/s以上という極めて速い昇温速度とすることで、{411}方位粒がより増加して集合組織が改善されて磁気特性が大幅に向上したものと考えている。

本発明は、上記の新規な知見に基づき開発したものである。

[0026] 次に、本発明の方向性電磁鋼板の製造に用いる鋼素材（スラブ）の成分組成の限定理由について説明する。

C : 0.02 ~ 0.10 mass %

Cは、0.02 mass %に満たないと、鑄造時や熱延時に組織が α 単相となるため、鋼が脆化して、スラブに割れが生じたり、熱延後の鋼板エッジに耳割れが生じたりして、製造に支障を来たすようになる。一方、0.10 mass %を超えると、脱炭焼鈍において、磁気時効が起こらない0.005 mass %以下に低減することが困難になる。よって、Cは0.02 ~ 0.10 mass %の範囲とする。好ましくは、0.025 ~ 0.050 mass %の範囲である。

[0027] Si : 2.0 ~ 5.0 mass %

Siは、鋼の比抵抗を高めて、鉄損を改善するために必要な元素であるが、2.0 mass %未満では上記効果が十分ではなく、一方、5.0 mass %を超えると、鋼の加工性が低下し、圧延して製造することが困難となる。よって、Siは2.0 ~ 5.0 mass %の範囲とする。好ましくは2.5 ~ 4.0 mass %の範囲である。

[0028] Mn : 0.01 ~ 1.0 mass %

Mnは、鋼の熱間加工性を改善するために必要な元素であるが、0.01 mass %未満では上記効果が十分ではなく、一方、1.0 mass %を超えて添加すると、製品板の磁束密度が低下するようになる。よって、Mnは0.01 ~ 1.0 mass %の範囲とする。好ましくは0.02 ~ 0.30 mass %の範囲である。

[0029] sol. Al : 0.01 ~ 0.04 mass %

Alは、AlNを形成して析出し、二次再結晶を起こさせる仕上焼鈍において、正常粒成長を抑制するインヒビターとして機能する元素であり、方向性電磁鋼板の製造においては重要な元素である。しかし、Al含有量が、酸可溶性Al (sol. Al) で0.01 mass %に満たないと、インヒビターの絶対量が不足し、正常粒成長の抑制力が不足する。一方、0.04 mass %を超えると、AlNがオストワルド成長して粗大化し、やはり正常粒成長の抑制力が不足する。そのため、Alの含有量は、sol. Alで0

、0.01～0.04 mass%の範囲とする。好ましくは0.012～0.030 mass%の範囲である。

[0030] N : 0.004～0.020 mass%

Nは、Alと結合して、インヒビターとなるAlNを形成し、析出するが、含有量が0.004 mass%未満では、インヒビターの絶対量が不足し、正常粒成長の抑制力が不足する。一方、含有量が0.020 mass%を超えると、熱間圧延時にスラブが膨れを起こすおそれがある。そのため、Nの含有量は0.004～0.020 mass%の範囲とする。好ましくは0.006～0.010 mass%の範囲である

[0031] SおよびSeのうち1種または2種：合計で0.002～0.040 mass%

SおよびSeは、Mnと結合してインヒビターとなるMnSやMnSeを形成する。しかし、単独もしくは合計で0.002 mass%に満たないと、インヒビター効果が十分に得られない。一方、0.040 mass%を超えると、インヒビターがオストワルド成長して粗大化し、正常粒成長の抑制力が不足する。よって、SおよびSeの含有量は、合計で0.002～0.040 mass%の範囲とする。好ましくは0.005～0.030 mass%の範囲である。

[0032] 本発明の方向性電磁鋼板の製造に用いる鋼素材（スラブ）は、上記成分以外の残部は、実質的にFeおよび不可避免的不純物である。しかし、磁気特性の向上を目的として、上記成分組成に加えてさらに、Cr : 0.01～0.50 mass%、Cu : 0.01～0.50 mass%、Ni : 0.01～0.50 mass%、Bi : 0.005～0.50 mass%、B : 0.0002～0.0025 mass%、Nb : 0.0010～0.0100 mass%、Sn : 0.010～0.400 mass%、Sb : 0.010～0.150 mass%、Mo : 0.010～0.200 mass%、P : 0.010～0.150 mass%、V : 0.0005～0.0100 mass%およびTi : 0.0005～0.0100 mass%のうちから選ばれる

1種または2種以上を含有することができる。上記各元素は、方向性電磁鋼板の磁気特性を向上させる効果を有しているが、含有量が上記下限値より低いと、十分な磁気特性向上効果を得ることができない。一方、含有量が上記上限値を超えると、二次再結晶粒の発達が悪化されるようになり、却って磁気特性が悪化するおそれがある。

[0033] 次に、本発明の方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。

本発明の方向性電磁鋼板は、上記に説明した成分組成を有する鋼素材（スラブ）を所定の温度に加熱した後、熱間圧延して熱延板とし、熱延板焼鈍を施した後、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延して最終板厚の冷延板とし、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施し、鋼板表面に焼鈍分離剤を塗布した後、二次再結晶させた後、純化处理する仕上焼鈍し、平坦化焼鈍する一連の工程からなる方向性電磁鋼板の製造方法で製造することができる。

[0034] 上記鋼素材（スラブ）は、常法の精錬プロセスで、上記に説明した成分組成に調整した鋼を溶製した後、常法の連続鋳造法または造塊一分解圧延法で製造することができる。また、100mm以下の厚さの薄鋳片を直接鋳造法で製造してもよい。

[0035] 次いで、上記スラブは、1280℃超えの温度に加熱した後、所定の板厚の熱延板とする熱間圧延に供する。上記スラブの加熱温度が1280℃以下では、添加したインヒビター形成成分が鋼中に十分に固溶しない。好ましいスラブ加熱温度は1300℃以上である。スラブを加熱する手段は、ガス炉、誘導加熱炉、通電炉などの公知の手段を用いることができる。なお、スラブ加熱に続く熱間圧延は、従来公知の条件で行なえばよく、特に制限はない。

[0036] 次いで、上記熱間圧延して得た熱延板は、熱延板組織を完全に再結晶させる目的で、熱延板焼鈍を施す。この熱延板焼鈍の最高到達温度は、上記効果を確実に得る観点から、950℃以上とするのが好ましい。より好ましくは1000℃以上である。一方、最高到達温度が1200℃を超えると、熱延

板焼鈍後の結晶粒が粗大化し、整粒の一次再結晶組織を得ることが難しくなるので、 1200°C 以下に制限する。より好ましくは 1150°C 以下である。なお、最高到達温度に保持する時間は、熱延板焼鈍の効果を十分に得るため、および、生産性を確保する観点から $5\sim 300\text{ s}$ の範囲とするのが好ましい。

[0037] 次いで、上記熱延板焼鈍後の熱延板は、酸洗して脱スケールした後、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延して最終板厚の冷延板とする。ここで、2回以上の冷間圧延を行うときに中間焼鈍における焼鈍温度は、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の範囲とするのが好ましい、 1000°C 未満では、完全に再結晶させることが難しく、一方、焼鈍温度が 1200°C を超えると、焼鈍後の結晶粒が粗大化し、整粒の一次再結晶組織を得ることが難しくなるためである。より好ましくは $1020\sim 1150^{\circ}\text{C}$ の範囲である。なお、中間焼鈍の均熱時間は、焼鈍効果を十分に得るため、および、生産性を確保する観点から $5\sim 300\text{ s}$ の範囲とするのが好ましい。

[0038] ここで、本発明において最も重要なことは、冷間圧延前の焼鈍において、具体的には、熱延板焼鈍および中間焼鈍のいずれか1以上の焼鈍において、最高到達温度からの冷却過程の $800\sim 300^{\circ}\text{C}$ 間を、平均冷却速度 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の急速冷却を行う必要があるということである。前述したように、この温度域の平均冷却速度を $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることで、冷却後の鋼板内に大きな歪が導入され、一次再結晶焼鈍後の鋼板の集合組織が改善される結果、製品板の磁気特性を向上することができる。好ましくは $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。この冷却速度を工業的に実現するためには、先述した特許文献5に記載されたような水をジェット噴射する急速冷却装置等を好ましく用いることができる。なお、上限の冷却速度は特に規定しないが、上記急冷装置の上限冷却速度は $1200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 程度である。

[0039] 次に、本発明において重要なことは、上記 $800\sim 300^{\circ}\text{C}$ 間の急速冷却に続く 300°C から 100°C までの冷却を、平均冷却速度 $5\sim 40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲として実施することが好ましいということである。これにより、焼鈍後

の鋼板内の歪量がより増加し、磁気特性をさらに改善することができる。より好ましくは $20\sim 40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲である。

[0040] 上記最終板厚とした冷間圧延後の鋼板（冷延板）は、その後、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施す。この一次再結晶焼鈍は、脱炭性を確保する観点から、均熱温度 $800\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}\times$ 均熱時間 $50\sim 300\text{ s}$ の範囲で行うことが好ましい。また、この焼鈍雰囲気は、脱炭性を確保する観点から、湿潤雰囲気とするのが好ましい。なお、この脱炭焼鈍により、鋼板中のCが $0.0050\text{ mass}\%$ 以下に低減される。また、この一次再結晶焼鈍の加熱過程における、再結晶温度域である $500\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間を $500\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で昇温することで、集合組織がさらに改善されて磁気特性が向上する。望ましくは $600\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0041] 次に、上記一次再結晶焼鈍の鋼板は、仕上焼鈍でフォスフェイト被膜を形成させる場合には、 MgO を主体とする焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布した後、二次再結晶を起こさせた後、純化处理する仕上焼鈍を施す。一方、打抜加工性を重視し、フォスフェイト被膜を形成しない場合には、焼鈍分離剤を適用しないか、シリカやアルミナ等を主体とした焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布した後、上記した仕上焼鈍を施す。

[0042] ここで、上記仕上焼鈍は、加熱過程において、 $800\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間の任意の温度で $5\sim 200\text{ h r}$ 保持する保定処理する、または、 $800\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間を平均昇温速度 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h r}$ 以下で加熱して二次再結晶を発現させた後、引き続き、または、一旦 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下まで降温した後、再加熱し、 $950\sim 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間の温度域を $5\sim 35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h r}$ の平均昇温速度として $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上の温度まで加熱して二次再結晶を完了させ、さらにその後、該温度に 2 h r 以上保持して純化处理を施すことが好ましい。この純化处理により、鋼板中のAl, N, SおよびSeは、不可避的不純物レベルまで低減される。

[0043] 上記 $800\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間の好ましい保定処理時間は $50\sim 150\text{ h r}$ であり、また、 $800\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間の好ましい平均昇温速度は $1\sim 3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h r}$ である。また、 $950\sim 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 間の好ましい平均昇温速度は $10\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

／h rであり、純化处理の好ましい温度は1200～1250℃、好ましい保持時間は2～10h rである。なお、上記仕上焼鈍の純化处理の雰囲気はH₂雰囲気とするのが好ましい。

[0044] 上記仕上焼鈍後の鋼板は、未反応の焼鈍分離剤を除去するため、水洗やブラッシング、酸洗等を施した後、形状矯正のために平坦化焼鈍を施すことが、鉄損低減のために有効である。また、鋼板を積層して使用する場合には、鉄損を改善するために、平坦化焼鈍またはその前後のいずれかの工程で、鋼板表面に絶縁被膜を被成するのが好ましい。なお、より鉄損を低減するためには、上記絶縁被膜に、張力付与被膜を採用することが好ましい。また、その際、バインダーを介して張力付与被膜を被成したり、物理蒸着法や化学蒸着法で無機物を鋼板表層に蒸着し、張力付与被膜としたりする方法を採用してもよい。さらに、より鉄損を低減するため、レーザビームやプラズマビーム等を製品板表面に照射して熱歪や衝撃歪を付与したり、鋼板表面に溝を形成したりし、磁区細分化処理を施すことが好ましい。

実施例 1

[0045] 表3に示した成分組成を有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼スラブを連続鋳造法にて製造し、1350℃の温度に再加熱した後、熱間圧延して板厚2.5mmの熱延板とし、該熱延板に1050℃×20sの熱延板焼鈍を施した。その際、上記熱延板焼鈍および中間焼鈍の冷却過程における800～300℃間および300～100℃間の平均冷却速度を表4に示したように変化させた。その後、上記熱延板を酸洗し、1回目の冷間圧延で1.3mmの中間板厚とした後、1060℃×60sの中間焼鈍を施した後、2回目の冷間圧延で、最終板厚0.23mmの冷延板とした後、上記冷延板に、60vol% H₂ - 40vol% N₂で露点55℃の湿潤雰囲気下で、830℃×150sの脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した。この際、加熱過程の500～700℃間の平均昇温速度は200℃/sとした。

[0046] 次いで、上記一次再結晶焼鈍後の鋼板表面に、MgOを主体とする焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布し、その後、800℃～950℃間を10℃/h rの

昇温速度で加熱（保定なし）して二次再結晶を発現させ、引き続き、950～1050℃間を15℃/hrの昇温速度で1200℃まで加熱して二次再結晶を完了させた後、水素雰囲気下で該温度に10hr保持する純化处理する仕上焼鈍を施した。

[0047] 斯くして得た仕上焼鈍後の鋼板から試験片を採取し、磁束密度 B_8 （800 A/mで励磁した時の磁束密度）をJIS C2550に記載の方法で測定し、その結果を、表4に併記した。表4から、本発明に適合した成分組成を有する鋼素材を用い、かつ、本発明に適合する条件で、熱延板焼鈍および／または中間焼鈍で急速冷却した鋼板は、いずれも優れた磁束密度を有し、特に800～300℃間の冷却速度が速い鋼板ほど、磁束密度が優れていることがわかる。

[0048]

[表3]

鋼 符号	化 学 成 分 (mass%)										その他	備 考
	C	Si	Mn	sol.Al	N	S	Se	S+Se				
A	0.015	2.2	0.500	0.025	0.004	0.010	0.010	0.020			—	比較鋼
B	0.110	2.9	0.012	0.023	0.004	0.013	0.011	0.024			—	比較鋼
C	0.020	1.8	0.010	0.025	0.007	0.012	0.009	0.021			—	比較鋼
D	0.052	3.0	0.004	0.018	0.006	0.010	0.008	0.018			—	比較鋼
E	0.061	3.5	0.600	0.018	0.008	0.010	0.010	0.020			—	比較鋼
F	0.050	3.0	0.080	0.008	0.008	0.015	0.015	0.030			—	比較鋼
G	0.060	3.5	0.010	0.043	0.006	0.011	0.001	0.012			—	比較鋼
H	0.040	3.0	0.080	0.022	0.003	0.009	0.015	0.024			—	比較鋼
I	0.049	3.4	0.050	0.035	0.023	0.001	0.008	0.009			—	比較鋼
J	0.060	3.4	0.051	0.017	0.010	0.021	0.020	0.041			—	比較鋼
K	0.049	3.5	0.051	0.022	0.013	—	0.042	0.042			—	比較鋼
L	0.050	3.5	0.052	0.033	0.019	0.002	0.015	0.017			—	發明鋼
M	0.061	2.0	0.300	0.023	0.017	0.010	0.005	0.015			—	發明鋼
N	0.041	4.5	0.050	0.025	0.019	0.005	—	0.005			—	發明鋼
O	0.052	2.5	0.019	0.037	0.019	0.020	0.001	0.021			—	發明鋼
P	0.061	3.0	0.020	0.029	0.019	0.020	0.003	0.023			—	發明鋼
Q	0.060	3.2	0.071	0.026	0.018	0.020	—	0.020			—	發明鋼
R	0.059	3.0	0.100	0.033	0.012	—	0.005	0.005			—	發明鋼
S	0.060	3.5	0.051	0.024	0.013	0.004	0.015	0.019	Sb:0.015, P:0.05, Cu:0.015		—	發明鋼
T	0.061	3.5	0.050	0.025	0.005	0.010	0.008	0.018	Cr:0.06, Sb:0.08, Sn:0.03, Mo:0.08		—	發明鋼
U	0.059	3.5	0.049	0.036	0.005	0.010	0.010	0.020	Ni:0.05, Sn:0.1		—	發明鋼
V	0.060	3.5	0.050	0.015	0.005	0.015	0.015	0.030	Nb:0.002, Cr:0.07		—	發明鋼
W	0.052	3.3	0.051	0.024	0.016	0.015	0.003	0.018	Cu:0.20, Bi:0.005, V: 0.002		—	發明鋼
X	0.061	3.3	0.050	0.033	0.017	0.009	0.002	0.011	P:0.09, Sb:0.140, B:0.0010, Cu:0.05		—	發明鋼
Y	0.060	3.0	0.049	0.024	0.018	0.009	0.001	0.010	Bi:0.008, B:0.0005, Nb:0.008		—	發明鋼
Z 1	0.049	3.3	0.050	0.026	0.019	0.002	0.008	0.010			—	發明鋼
Z 2	0.060	3.5	0.069	0.037	0.019	0.008	—	0.008			—	發明鋼

[表4]

No.	鋼 符号	熱延板焼鈍の冷却速度 (°C/ s)		中間焼鈍の冷却速度 (°C/ s)		磁束密度 B _s (T)	備考
		800°C~300°C間	300°C~100°C間	800°C~300°C間	300°C~100°C間		
1	A	40	40	500	500	1.780	比較例
2	B	40	40	500	500	1.826	比較例
3	C	40	40	500	500	1.852	比較例
4	D	40	40	500	500	1.656	比較例
5	E	40	40	500	500	1.869	比較例
6	F	40	40	500	500	1.632	比較例
7	G	40	40	500	500	1.704	比較例
8	H	40	40	500	500	1.738	比較例
9	I	40	40	500	500	1.706	比較例
10	J	40	40	500	500	1.738	比較例
11	K	40	40	500	500	1.755	比較例
12	L	40	40	500	500	1.925	発明例
13	M	40	40	500	500	1.923	発明例
14	N	40	40	500	500	1.926	発明例
15	O	40	40	500	500	1.929	発明例
16	P	40	40	500	500	1.926	発明例
17	Q	40	40	500	500	1.927	発明例
18	R	40	40	500	500	1.926	発明例
19	S	40	40	500	500	1.932	発明例
20	T	40	40	500	500	1.936	発明例
21	U	40	40	500	500	1.936	発明例
22	V	40	40	500	500	1.939	発明例
23	W	40	40	500	500	1.938	発明例
24	X	40	40	500	500	1.936	発明例
25	Y	40	40	500	500	1.935	発明例
26	Z 1	40	40	500	500	1.924	発明例
27	Z 1	40	40	500	10	1.930	発明例
28	Z 1	40	40	500	30	1.933	発明例
29	Z 1	40	40	500	40	1.932	発明例
30	Z 1	40	40	40	40	1.904	発明例
31	Z 1	500	500	500	500	1.935	発明例
32	Z 1	500	60	500	60	1.938	発明例

実施例 2

[0050] C : 0.060 mass%、Si : 3.5 mass%、Mn : 0.069 mass%、sol. Al : 0.037 mass%、N : 0.019 mass%およびS : 0.008 mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼スラブを連続鋳造法にて製造し、1300°Cの温度に再加熱した後、熱間圧延して板厚2.0mmの熱延板とし、該熱延板に1100

℃×40sの熱延板焼鈍を施した。その際、熱延板焼鈍の冷却過程における800～300℃間および300～100℃間の平均冷却速度を表4に示したように変化させた。その後、1回の冷間圧延で、最終板厚0.20mmの冷延板とした後、上記冷延板に、55vol% H_2 －45vol% N_2 で露点60℃の湿潤雰囲気下で、850℃×60sの脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した。この際、加熱過程の500～700℃間の平均昇温速度は400℃/sとした。

[0051] 次に、上記一次再結晶焼鈍後の鋼板表面に、 MgO を主体とする焼鈍分離剤を塗布した後、800℃～950℃間を20℃/hrの昇温速度で加熱（保定なし）して二次再結晶を発現させ、引き続き、950～1050℃間を35℃/hrの昇温速度で1225℃まで加熱して二次再結晶を完了させた後、水素雰囲気下で該温度に10hr保持する純化处理する仕上焼鈍を施した。

[0052] 斯くして得た仕上焼鈍後の鋼板から試験片を採取し、磁束密度 B_8 （800A/mで励磁した時の磁束密度）をJIS C2550に記載の方法で測定し、その結果を、表5に併記した。表5から、本発明に適合した成分組成を有する鋼素材を用いて、本発明に適合する条件で熱延板焼鈍を施した鋼板は、いずれも磁束密度が優れていることがわかる。

[0053] [表5]

No.	熱延板焼鈍の冷却速度 (°C/s)		磁束密度 B_8 (T)	備考
	800～300℃間	300～100℃間		
1	300	300	1.922	発明例
2	30	30	1.901	比較例
3	300	30	1.929	発明例

実施例 3

[0054] 実施例2と同じ、C:0.060mass%、Si:3.5mass%、Mn:0.069mass%、sol.Al:0.037mass%、N:0.019mass%およびS:0.008mass%を含有し、残部がF

e および不可避免的不純物からなる鋼スラブを連続鋳造法にて製造し、1300℃の温度に再加熱した後、熱間圧延して板厚2.8mmの熱延板とし、該熱延板に1050℃×60sの熱延板焼鈍を施した。その際、熱延板焼鈍の冷却過程における800～300℃間および300～100℃間の平均冷却速度を表6に示したように変化させた。その後、1回目の冷間圧延で、中間板厚1.8mmとし、1080℃×60sの中間焼鈍を施した後、2回目の冷間圧延して最終板厚0.23mmの冷延板とした。その際、中間焼鈍の冷却過程における800～100℃間の平均冷却速度は40℃/sとした。

[0055] 次いで、上記冷延板に、55vol% H_2 - 45vol% N_2 で露点58℃の湿潤雰囲気下で、850℃×100sの脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した。この際、加熱過程の500～700℃間の平均昇温速度は表6に記載のように変化させた。次いで、上記一次再結晶焼鈍後の鋼板表面に、 MgO を主体とする焼鈍分離剤を塗布した後、二次再結晶を完了させた後、水素雰囲気下で1225℃の温度に10hr保持して純化处理する仕上焼鈍を施した。その際、仕上焼鈍の二次再結晶を完了させるまでの加熱条件（800～950℃間の二次再結晶を発現させるまでの加熱条件、その後の680℃までの降温有無、950～1050℃間の平均昇温速度）を表6に示したように変化させた。

[0056] 斯くして得た仕上焼鈍後の鋼板から試験片を採取し、磁束密度 B_8 （800A/mで励磁した時の磁束密度）をJIS C2550に記載の方法で測定し、その結果を、表6に併記した。表6から、仕上焼鈍の加熱過程の800～950℃間で5hr以上の保定処理を施すか、800～950℃間を5℃/s以下で昇温することにより、その後の680℃までの降温有無に拘わらず、製品板の磁束密度がより向上することがわかる。また、一次再結晶焼鈍の加熱過程における500～700℃間の平均昇温速度を500℃/s以上に高めることで磁束密度がさらに向上することがわかる。

[0057]

[表6]

No.	熱延板焼鈍の冷却速度 (°C/ s)		一次再結晶焼鈍 500~700°C間の 平均昇温速度 (°C/s)	仕上焼鈍条件			950~1050°C間の 平均昇温速度 (°C/hr)	磁束密度 B _g (T)	備考
	800~300°C間	300~100°C間		800~950°C間の加熱条件 (平均昇温速度、保定処理条件)	680°Cまでの 降温有無	35°C/hrで昇温、保定無し			
1	300	300	300	35°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	20	1.927	発明例
2	300	300	300	30°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	20	1.929	発明例
3	300	300	300	10°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	20	1.930	発明例
4	300	300	300	1°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	20	1.930	発明例
5	300	300	300	850°C×100hr保定	無し	無し	20	1.933	発明例
6	300	300	300	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	5	1.929	発明例
7	300	300	300	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.928	発明例
8	300	30	300	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.937	発明例
9	300	300	300	5°C/hrで昇温、保定無し	有り	有り	20	1.932	発明例
10	300	30	500	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.939	発明例
11	300	30	700	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.939	発明例
12	300	30	1000	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.940	発明例
13	300	30	1500	5°C/hrで昇温、保定無し	無し	無し	35	1.942	発明例

請求の範囲

- [請求項1] C : 0.02 ~ 0.10 mass %、Si : 2.0 ~ 5.0 mass %、Mn : 0.01 ~ 1.00 mass %、sol. Al : 0.01 ~ 0.04 mass %、N : 0.004 ~ 0.020 mass %、S および Se のうちから選ばれる 1 種または 2 種を合計で 0.002 ~ 0.040 mass % 含有し、残部が Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを 1280℃ 超えの温度に加熱した後、熱間圧延して熱延板とし、熱延板焼鈍を施した後、1 回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む 2 回以上の冷間圧延して最終板厚の冷延板とし、脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍し、鋼板表面に焼鈍分離剤を塗布した後、仕上焼鈍し、平坦化焼鈍する一連の工程からなる方向性電磁鋼板の製造方法において、
上記熱延板焼鈍および中間焼鈍のいずれか 1 以上の焼鈍において、最高到達温度からの冷却過程の 800℃ から 300℃ までを、平均冷却速度 200℃ / s 以上で急速冷却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2] 上記急速冷却に引き続き、300℃ から 100℃ までを、平均冷却速度を 5 ~ 40℃ / s の範囲で冷却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の製造方法。
- [請求項3] 上記脱炭焼鈍を兼ねた一次再結晶焼鈍の加熱過程における 500 ~ 700℃ 間の昇温速度を 500℃ / s 以上とす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の製造方法。
- [請求項4] 上記仕上焼鈍の加熱過程において、800 ~ 950℃ 間の任意の温度で 5 ~ 200 h r 保持する保定処理した後、または、800 ~ 950℃ 間を平均昇温速度 5℃ / h r 以下で加熱して二次再結晶を発現させ、さらに、1100℃ 以上の温度まで加熱して二次再結晶を完了させた後、該温度に 2 h r 以上保持して純化处理することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項5] 上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、

Cr : 0.01 ~ 0.50 mass %、

Cu : 0.01 ~ 0.50 mass %、

Ni : 0.01 ~ 0.50 mass %、

Bi : 0.005 ~ 0.50 mass %、

B : 0.0002 ~ 0.0025 mass %、

Nb : 0.0010 ~ 0.0100 mass %、

Sn : 0.010 ~ 0.400 mass %、

Sb : 0.010 ~ 0.150 mass %、

Mo : 0.010 ~ 0.200 mass %、

P : 0.010 ~ 0.150 mass %、

V : 0.0005 ~ 0.0100 mass % および

Ti : 0.0005 ~ 0.0100 mass % のうちから選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1 ~ 4 のいずれか1項に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/017313

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 C21D 8/12 (2006.01)i; C22C 38/00 (2006.01)n; C22C 38/60 (2006.01)i; H01F 1/147 (2006.01)i
 FI: C21D8/12 B; H01F1/147 175; C22C38/60; C22C38/00 303U
 According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED
 Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
 C21D8/12; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60; H01F1/147

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/013615 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 23.01.2014 (2014-01-23) entire text, all drawings	1-5
A	JP 2013-47383 A (JFE STEEL CORPORATION) 07.03.2013 (2013-03-07) entire text, all drawings	1-5
A	JP 2001-40449 A (NIPPON STEEL CORP.) 13.02.2001 (2001-02-13) entire text, all drawings	1-5
A	JP 5-214445 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 24.08.1993 (1993-08-24) entire text, all drawings	1-5
A	JP 2016-156070 A (JFE STEEL CORPORATION) 01.09.2016 (2016-09-01) entire text, all drawings	1-5
A	KR 10-2018-0074455 A (POSCO) 03.07.2018 (2018-07-03) entire text, all drawings	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	“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
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date	“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
“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)	“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
“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	“&” document member of the same patent family
“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 09 July 2020 (09.07.2020)	Date of mailing of the international search report 21 July 2020 (21.07.2020)
--	---

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 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/JP2020/017313

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2014/013615 A1	23 Jan. 2014	US 2015/0170812 A1 entire text, all drawings EP 2876173 A1 CN 103687966 A KR 10-2015-0007360 A BR 112013015997 A2 PL 2876173 T3 RU 2593051 C1	
JP 2013-47383 A	07 Mar. 2013	(Family: none)	
JP 2001-40449 A	13 Feb. 2001	(Family: none)	
JP 5-214445 A	24 Aug. 1993	(Family: none)	
JP 2016-156070 A	01 Sep. 2016	(Family: none)	
KR 10-2018-0074455 A	03 Jul. 2018	US 2020/0032363 A1 entire text, all drawings WO 2018/117671 A1 CN 110114478 A	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/12(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)n; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i FI: C21D8/12 B; H01F1/147 175; C22C38/60; C22C38/00 303U		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D8/12; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60; H01F1/147 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2020年 日本国実用新案登録公報 1996-2020年 日本国登録実用新案公報 1994-2020年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2014/013615 A1（新日鐵住金株式会社）23.01.2014（2014-01-23） 全文,全図	1-5
A	JP 2013-47383 A（JFEスチール株式会社）07.03.2013（2013-03-07） 全文,全図	1-5
A	JP 2001-40449 A（新日本製鐵株式会社）13.02.2001（2001-02-13） 全文,全図	1-5
A	JP 5-214445 A（川崎製鐵株式会社）24.08.1993（1993-08-24） 全文,全図	1-5
A	JP 2016-156070 A（JFEスチール株式会社）01.09.2016（2016-09-01） 全文,全図	1-5
A	KR 10-2018-0074455 A（POSCO）03.07.2018（2018-07-03） 全文,全図	1-5
<input 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、一般的技術水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献	“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 09.07.2020	国際調査報告の発送日 21.07.2020	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/017313

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2014/013615 A1	23.01.2014	US 2015/0170812 A1 全文,全図	
		EP 2876173 A1	
		CN 103687966 A	
		KR 10-2015-0007360 A	
		BR 112013015997 A2	
		PL 2876173 T3	
		RU 2593051 C1	
JP 2013-47383 A	07.03.2013	(ファミリーなし)	
JP 2001-40449 A	13.02.2001	(ファミリーなし)	
JP 5-214445 A	24.08.1993	(ファミリーなし)	
JP 2016-156070 A	01.09.2016	(ファミリーなし)	
KR 10-2018-0074455 A	03.07.2018	US 2020/0032363 A1 全文,全図	
		WO 2018/117671 A1	
		CN 110114478 A	