

(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
2016 年 9 月 1 日(01.09.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/136095 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 8/12 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) *H01F 1/16* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/084765
- (22) 国際出願日: 2015 年 12 月 11 日(11.12.2015)
- (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 2015-033646 2015 年 2 月 24 日(24.02.2015) 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: 大久保 智幸(OKUBO Tomoyuki); 〒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). 栗原 耕平(KURIHARA Kohei); 〒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). 尾田 善彦(ODA Yoshihiko); 〒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

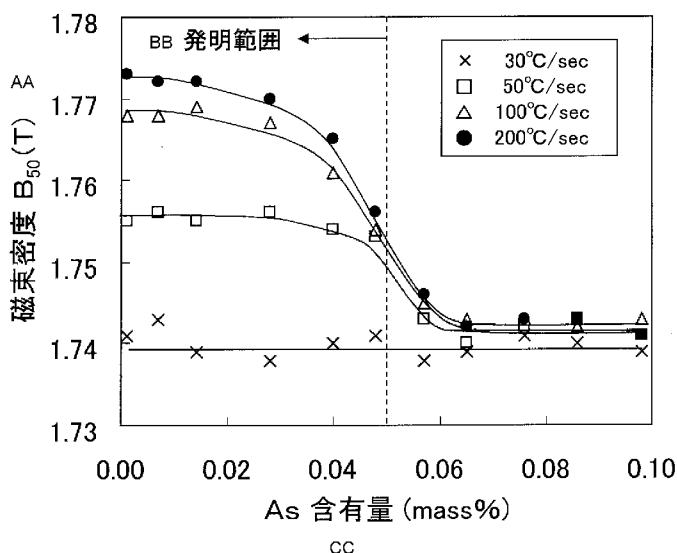
社 知的財産部内 Tokyo (JP). 中島 宏章(NAKAJIMA Hiroaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

- (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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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, 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,

[続葉有]

(54) Title: METHOD FOR PRODUCING NON-ORIENTED ELECTRICAL STEEL SHEETS

(54) 発明の名称: 無方向性電磁鋼板の製造方法



AA Magnetic flux density B_{50} (T)
BB Scope of invention
CC As content (mass%)

(57) Abstract: This method for producing non-oriented electrical steel sheets comprises: hot-rolling a steel slab containing, on a mass basis, not more than 0.005% of C, not more than 8.0% of Si, 0.03 to 3.0% of Mn, not more than 0.2% of P, not more than 0.005% of S, not more than 3.0% of Al, not more than 0.005% of N, not more than 3% of Ni, not more than 5% of Cr, not more than 0.005% of Ti, not more than 0.003% of Nb, not more than 0.005% of As, and not more than 0.005% of O; cold-rolling the steel sheet once or multiple times with intermediate annealing in between, after or without annealing the hot-rolled steel sheet; and finish annealing the steel sheet. The finish annealing process includes a temperature elevating step wherein the average temperature elevation rate from 600°C to 700°C is not less than 50°C/sec. This method allows a high magnetic flux density to be stably provided even when carrying out rapid heating in the finish annealing process for the purpose of providing an improved texture.

(57) 要約: mass%で、C: 0.005%以下、Si: 8.0%以下、Mn: 0.03~3.0%、P: 0.2%以下、S: 0.005%以下、Al: 3.0%以下、N: 0.005%以下、Ni: 3%以下、Cr: 5%以下、Ti: 0.005%以下、Nb: 0.003%以下、As: 0.005%以下およびO: 0.005%以下を含む鋼スラブを熱間圧延し、熱延板焼鈍を施した後、あるいは熱延板焼鈍を施すことなく、上記仕上焼鈍の昇温過程における600~700°Cの平均昇温速度を50°C/sec以上とすることで、集合組織の改善を目的として仕上焼鈍で急速加熱を行う場合でも、安定して高い磁束密度を達成する。

く、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延し、仕上焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、上記仕上焼鈍の昇温過程における600~700°Cの平均昇温速度を50°C/sec以上とすることで、集合組織の改善を目的として仕上焼鈍で急速加熱を行う場合でも、安定して高い磁束密度を達成する。



ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, 添付公開書類:

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).

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称： 無方向性電磁鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、無方向性電磁鋼板の製造方法に関し、具体的には、高い磁束密度を有する無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] 近年、地球環境を保護する観点から省エネルギー化が推進されており、電気機器の分野においても、高効率化や小型化が積極的に指向されている。そのため、電気機器の鉄心材料として広く使用されている無方向性電磁鋼板にも、高磁束密度化や低鉄損化が強く望まれるようになってきている。

[0003] 無方向性電磁鋼板の磁束密度を向上するためには、製品板の集合組織の改善、すなわち $\{111\}$ 方位粒を低減したり、 $\{110\}$ や $\{100\}$ 方位粒を増加させたりすることが有効である。そのため、無方向性電磁鋼板の製造においては、従来、冷間圧延前の結晶粒径を大きくすることや、冷延圧下率を最適化することなどが行われている。

[0004] 集合組織を改善するその他の手段としては、再結晶焼鈍における加熱速度を高める技術がある。この技術は、方向性電磁鋼板の製造において、よく用いられている技術であり、脱炭焼鈍（一次再結晶焼鈍）における加熱速度を高めると、脱炭焼鈍後の鋼板の $\{110\}$ 方位粒が増加し、2次再結晶後の鋼板組織が微細化して鉄損が改善されること利用したものである（例えば、特許文献1を参照。）。同様に、無方向性電磁鋼板でも、仕上焼鈍の加熱速度を高めることで、集合組織を変化させ、磁束密度を向上させる技術が提案されている（例えば、特許文献2を参照。）。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開平01-290716号公報

特許文献2：特開平02-011728号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] しかしながら、上記特許文献1に開示の技術は、方向性電磁鋼板に関するものであり、無方向性電磁鋼板にそのまま適用することはできない。また、上記特許文献2に開示の技術は、発明者らが検討した結果では、磁束密度向上効果が安定して得られないことが明らかとなった。

[0007] 本発明は、従来技術が抱える上記問題点に鑑みてなされたものであり、その目的は、仕上焼鈍において、集合組織の改善を目的として急速加熱を行う場合でも、安定して高い磁束密度を達成することができる無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、上記課題の解決に向けて、鋼中に含まれる微量成分の影響に着目して鋭意検討を重ねた。その結果、鋼素材（スラブ）中に含まれる微量成分、特に、Ti、NbおよびAsを極微量に制限することにより、安定して高い磁束密度の無方向性電磁鋼板を得ることができることを見出し、本発明を開発するに至った。

[0009] すなわち、本発明は、C：0.005mass%以下、Si：8.0mass%以下、Mn：0.03～3.0mass%、P：0.2mass%以下、S：0.005mass%以下、Al：3.0mass%以下、N：0.005mass%以下、Ni：3mass%以下、Cr：5mass%以下、Ti：0.005mass%以下、Nb：0.003mass%以下、As：0.005mass%以下およびO：0.005mass%以下を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延し、熱延板焼鈍を施した後、あるいは熱延板焼鈍を施すことなく、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延し、仕上焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、上記仕上焼鈍の昇温過程における600～700℃の平均昇温速度を50℃/sec以上とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法を提案する。

[0010] 本発明の上記無方向性電磁鋼板の製造方法は、上記仕上焼鈍の昇温過程を、誘導加熱で加熱した後、輻射加熱で加熱し、700～760℃間の平均昇温速度を5℃/sec以上とすることを特徴とする。

[0011] また、本発明の上記無方向性電磁鋼板の製造方法は、上記冷間圧延の最終冷間圧延前のフェライト粒径を70μm以下とすることを特徴とする。

[0012] また、本発明の上記無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、SnおよびSbのうちから選ばれる1種または2種をそれぞれ0.005～0.20mass%の範囲で含有することを特徴とする。

[0013] また、本発明の上記無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、Ca、MgおよびREMのうちから選ばれる1種または2種以上をそれぞれ0.0001～0.010mass%の範囲で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、仕上焼鈍において急速加熱を行う場合でも、高い磁束密度を有する無方向性電磁鋼板を安定して製造することが可能となる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]600～700℃間の平均昇温速度とAs含有量が磁束密度 B_{50} に及ぼす影響を示すグラフである。

[図2]600～700℃間および700～760℃間の平均昇温速度の求め方を説明する図である。

[図3]700～760℃間の平均昇温速度が磁束密度 B_{50} に及ぼす影響を示すグラフである。

[図4]実施例の仕上焼鈍における昇温パターンを説明する図である。

発明を実施するための形態

[0016] 本発明を開発する契機となった実験の一例を説明する。

<実験1>

C:0.0021mass%、Si:1.01mass%、Mn:0.2

9 mass%、P : 0.06 mass%、S : 0.0012 mass%、Al : 0.0005 mass%、N : 0.0016 mass%、Ni : 0.01 mass%、Cr : 0.01 mass%、Ti : 0.0012 mass%、Nb : 0.0004 mass%およびO : 0.0018 mass%を含有し、Asを0.001~0.01 mass%の範囲で種々に変化して添加した鋼を実験室的に真空炉で溶解し、鋼塊とした後、熱間圧延して板厚2.4 mmの熱延板とした。なお、上記熱延板の鋼板組織を調べたところ、完全に再結晶しており、フェライト粒径は18~22 μm の範囲であった。

[0017] 次いで、上記熱延板を酸洗した後、冷間圧延して板厚0.35 mmの冷延板とした後、該冷延板に、均熱温度900℃、均熱時間10 secの仕上焼鈍を施した。この際、仕上焼鈍における740℃までの加熱は、ソレノイド式誘導加熱装置を用いて行い、室温~400℃間の平均昇温速度は20℃/secとし、400~700℃間の平均昇温速度は20~400℃/secの範囲で種々に変化させた。また、誘導加熱完了から900℃（均熱温度）までの加熱は電気炉（輻射加熱炉）を用いて行い、700~760℃間の平均昇温速度は15℃/sec、760℃超えの平均昇温速度は10℃/secとなるよう電気炉の出力を調整した。仕上焼鈍の雰囲気はvol%比で H_2 : N_2 = 2 : 8とし、露点は-20℃（ $P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2}$ = 0.006）に設定した。

[0018] 次いで、上記のようにして得た仕上焼鈍板から、圧延方向（L方向）および幅方向（C方向）を長手方向とする180 mm×30 mmの試験片を採取し、JIS C2550-1（2011）に準拠したエプスタイン試験で磁気特性（磁束密度 B_{50} ）を測定した。

図1に、600~700℃間の平均昇温速度とAs含有量が、磁束密度 B_{50} に及ぼす影響を示した。この図から、As含有量が0.005 mass%以下、平均昇温速度が50℃/sec以上で磁束密度 B_{50} が向上していることがわかる。

[0019] そこで、上記の原因を調査するため、上記試験片の集合組織を調べたとこ

ろ、磁束密度が高いものは、 $\{111\}$ 強度が低くなっていることがわかった。この結果から、微量成分である A s は、 $\{111\}$ 方位粒の比率を高め、磁束密度を低下させる有害元素であること、従って、急速加熱による磁束密度向上効果を安定して得るためには、不純物として混入してくる A s の含有量を 0.005 mass % 以下に制限する必要があることがわかった。

[0020] なお、上記実験は、微量成分である A s の影響を調べたものであるが、発明者らは、その他の微量成分についても同様の実験を行い、仕上焼鈍後の $\{111\}$ 強度に及ぼす影響を調査した。その結果、A s と同様、磁束密度に悪影響を及ぼす有害元素として、T i および N b があり、それぞれ 0.005 mass % 以下および 0.003 mass % 以下に制限する必要があることがわかった。

[0021] 上記のように、T i , N b および A s が仕上焼鈍後の $\{111\}$ 強度に影響を及ぼす理由について、発明者らは以下のように考えている。

T i , N b および A s は、仕上焼鈍における回復・再結晶を遅延させる元素であるが、再結晶が速い $\{111\}$ 方位粒は、その影響を受け難いため、上記有害元素が多く含まれる場合には、 $\{110\}$ や $\{100\}$ 方位粒に対する $\{111\}$ 方位粒の優位性が相対的に高くなってしまう。そのため、昇温速度を高めても、 $\{111\}$ 方位粒の生成を抑制することができず、急速加熱による磁束密度向上効果が得られなくなる。

上記の実験結果から、仕上焼鈍で急速加熱する場合に、安定して高い磁束密度を得るためには、T i , N b および A s を極微量に低減した、高純度の鋼素材を用いる必要があることがわかった。

[0022] <実験 2>

次に、仕上焼鈍における加熱パターンについて検討を行った。

C : 0.0023 mass %、S i : 0.95 mass %、M n : 0.23 mass %、P : 0.04 mass %、S : 0.0014 mass %、A l : 0.0001 mass %、N : 0.0021 mass %、N i : 0.01 mass %、C r : 0.02 mass %、T i : 0.0008 mass %

、Nb : 0.0004 mass %、As : 0.001 mass % および O : 0.0031 mass % を含有する成分組成の鋼を真空炉で溶解し、鋼塊とした後、熱間圧延して板厚 1.8 mm の熱延板とした。なお、上記熱延板の鋼板組織を調べたところ、完全に再結晶しており、フェライト粒径は 20 ~ 30 μm の範囲であった。

[0023] 次いで、上記熱延板を酸洗し、冷間圧延して板厚 0.30 mm の冷延板とした後、仕上焼鈍を施した。ここで、上記仕上焼鈍は、ソレノイド式誘導加熱炉と電気炉（輻射加熱炉）を組み合わせた実験炉を用いて行い、700 ~ 760 °C 間の平均昇温速度を種々に変化させた。なお、上記 700 ~ 760 °C 間の平均昇温速度の求め方を図 2 に示した。また、誘導加熱による到達温度は 740 °C とした。また、仕上焼鈍における雰囲気は、いずれも vol % 比で $\text{H}_2 : \text{N}_2 = 2 : 8$ 、露点 -20 °C ($P_{\text{H}_2\text{O}} / P_{\text{H}_2} = 0.006$) とした。

[0024] 次いで、上記のようにして得た仕上焼鈍板から、L 方向および C 方向を長手方向とする 180 mm × 30 mm の試験片を採取し、JIS C2550-1 (2011) に準拠したエプスタイン試験で磁気特性（磁束密度 B_{50} ）を測定した。図 3 に、700 ~ 760 °C 間の平均昇温速度が磁束密度に及ぼす影響を示した。この図から、700 ~ 760 °C 間の平均昇温速度を 5 °C / sec 以上とすることで、磁束密度向上効果が得られていることがわかる。

[0025] 上記の実験結果から、誘導加熱と輻射加熱の組み合わせによる仕上焼鈍で安定した磁束密度向上効果を得るためには、誘導加熱での急速加熱に続いて、輻射加熱での強加熱を行い、700 ~ 760 °C 間の平均昇温速度を高めることが有効であることがわかった。

[0026] この理由について、発明者らは、次のように考えている。

誘導加熱で 700 °C まで短時間で急速加熱された鋼板は、誘導加熱終了時点ではまだ再結晶は完了していない。しかし、ソレノイド式の誘導加熱では、700 °C 以上で急激に加熱効率が低下するため、700 °C 以降の昇温速度が低いと再結晶速度の高い {111} 方位粒が生成し易くなる。そこで、{

1 1 1} 方位粒の再結晶を防止するためには、700℃超えでもさらに強加熱を行い、できるだけ高い温度で再結晶を進行させることが必要となる、と考えられる。

[0027] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板の製造に用いる鋼素材（スラブ）の成分組成について説明する。

C : 0.005 mass %以下

Cは、磁気時効を起こし、炭化物を形成して鉄損特性を劣化させる元素であるので、本発明では0.005 mass %以下に制限する。好ましくは0.003 mass %以下である。なお、下限は特に規定しないが、脱炭コストを抑制する観点から、0.0001 mass %程度とすることが好ましい。

[0028] Si : 8.0 mass %以下

Siは、鋼の比抵抗を高め、鉄損を低減するのに有効な元素であり、1.0 mass %以上添加するのが好ましい。しかし、8.0 mass %を超える添加は、圧延して製造することを困難とするため、上限は8.0 mass %程度とする。なお、製造性の観点からは4.0 mass %以下が好ましい。また、Si含有量が高いと、磁束密度が低下するため、高磁束密度を得るためには、2.0 mass %以下が好ましい。

[0029] Mn : 0.03～3.0 mass %、

Mnは、Sを固定して熱間脆性を防止する効果のほか、鋼の比抵抗を増加させて鉄損を低減する効果がある。上記効果を得るためには、0.03 mass %以上の添加が必要である。しかし、3.0 mass %を超えると、磁束密度の低下が顕著になる。よって、Mnは0.03～3.0 mass %の範囲とする。好ましくは0.05～1.0 mass %の範囲である。

[0030] P : 0.2 mass %以下

Pは、固溶強化能が大きいため、鋼の強度調整に用いられる元素である。しかし、0.2 mass %を超えると、鋼が脆化して圧延することが困難になるので、Pの上限は0.2 mass %とする。好ましくは0.1 mass

%以下である。

[0031] Al : 3.0 mass %以下

Alは、Siと同様、鋼の比抵抗を高めて、鉄損を低減する効果がある。しかし、3.0 mass %を超えると、圧延することが困難になるため、Alの上限は3.0 mass %程度とする。

ただし、Alの含有量が0.01 mass %超～0.1 mass %未満の範囲では、微細なAlNが析出して鉄損が増加するため、好ましくは0.01 mass %以下もしくは0.1～2.0 mass %の範囲である。なお、Alを低減すると、集合組織が改善され、磁束密度が向上するので、上記効果を得たい場合には、Alを0.01 mass %以下とすることが好ましい。

[0032] S, N, O : それぞれ0.005 mass %以下

S, N, Oは、いずれも微細析出物を形成して、鉄損を増加させる有害元素であり、特に0.005 mass %を超えると悪影響が顕著になる。よって、S, N, Oは、それぞれ0.005 mass %以下に制限する。より好ましくは、それぞれ0.003 mass %以下である。

[0033] Ni : 3 mass %以下

Niは、鋼の強度調整のために添加される元素である。しかし、3 mass %を超える添加は、原料コストの上昇を招くため、Niの上限は3 mass %程度とする。好ましくは1 mass %以下である。

[0034] Cr : 5 mass %以下

Crは、鋼の比抵抗を高めて、鉄損を低減する効果がある元素である。しかし、5 mass %を超えると、却って鉄損が悪化するため、Crの上限は5 mass %程度とする。好ましくは2 mass %以下である。

[0035] Ti : 0.005 mass %以下, Nb : 0.003 mass %以下

TiおよびNbは、仕上焼鈍における回復・再結晶を遅延させ、仕上焼鈍後の{111}方位粒を増加させて、急速加熱の磁束密度向上効果を失わせる有害元素である。特に上記の悪影響は、Tiが0.005 mass %を超

えると、また、Nbが0.003mass%超えると顕著になる。よって、Tiは0.005mass%以下、Nbは0.003mass%以下に制限する。好ましくは、Tiは0.003mass%以下、Nbは0.002mass%以下である。

[0036] As : 0.005mass%以下

Asは、Ti、Nbと同様、仕上焼鈍における回復・再結晶を遅延させ、仕上焼鈍後の{111}方位粒を増加させて、急速加熱の磁束密度向上効果を失わせる有害元素である。特に上記の悪影響は0.005mass%を超えると顕著になる。よって、Asは0.005mass%以下に制限する。好ましくは0.003mass%以下である。

[0037] 本発明の無方向性電磁鋼板の製造に用いるスラブは、上記成分の他に、以下の成分を含有することができる。

Sn, Sb : それぞれ0.005～0.20mass%

Sn, Sbは、再結晶集合組織を改善し、磁束密度や鉄損を改善する効果がある。上記の効果を得るためにはそれぞれ0.005mass%以上の添加するのが好ましい。しかし、0.20mass%を超え添加しても、上記効果が飽和する。よって、SnおよびSbのいずれか1以上を添加する場合には、それぞれ0.005～0.20mass%の範囲で添加するのが好ましい。

[0038] Ca, Mg, REM : それぞれ0.0001～0.010mass%

Ca, MgおよびREMは、安定な硫化物やセレン化物を形成し、結晶粒の粒成長性を改善する効果がある。上記の効果を得るためには、それぞれ0.0001mass%以上添加するのが好ましい。しかし、0.010mass%を超え添加すると、却って鉄損が劣化する。よって、Ca, MgおよびREMのいずれか1以上を添加する場合には、それぞれ0.0001～0.010mass%の範囲とするのが好ましい。

なお、本発明の無方向性電磁鋼板の製造に用いるスラブにおける上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[0039] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。

本発明の無方向性電磁鋼板は、転炉あるいは電気炉などで鋼を溶解し、脱ガス設備等で二次精錬する常法の精錬プロセスで前述した成分組成に調整した溶鋼を連続鋳造法でスラブとした後、熱間圧延し、熱延板焼鈍を施した後、あるいは熱延板焼鈍を施すことなく、冷間圧延し、仕上焼鈍を施す方法で製造することができる。

[0040] ここで、上記熱間圧延の条件は、特に規定しないが、磁気特性を高める観点から、仕上圧延終了温度は700～900℃、巻取温度は600～800℃の範囲とするのが好ましい。また、熱間圧延後の熱延板焼鈍は、必要に応じて行えばよい。

[0041] 上記熱間圧延後または熱延板焼鈍後の熱延板は、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚の冷延板とする。

この際、本発明において重要なことは、上記冷間圧延の最終冷間圧延（1回圧延法の場合は、その冷間圧延）前における鋼板のフェライト粒径を70μm以下に制御する、好ましくは50μm以下、より好ましくは40μm以下に制御することである。

[0042] というのは、仕上焼鈍における再結晶においては、{111}方位を有する再結晶粒は、最終冷延前組織の粒界近傍から生成するため、最終冷延前組織のフェライト粒径が小さくなるほど、冷延・再結晶後の組織に{111}再結晶粒が多くなるので、急速加熱による{111}低減効果が顕著になるからである。これにより、巻取温度や熱延板焼鈍温度の低減などプロセス変更が可能となり、形状改善、生産効率向上などのメリットを得ることもできる。ここで、本発明における上記フェライト粒径は、板厚方向について切断法で測定した平均結晶粒径のことをいう。

[0043] 上記フェライト粒径の制御は、熱間圧延の仕上圧延終了温度や、巻取温度（自己焼鈍温度）、熱延板焼鈍温度、中間焼鈍温度などを調整することで行うことができる。なお、リジングを防止する観点から、最終冷間圧延前の鋼板組織は、再結晶率を80%以上とするのが望ましい。

[0044] 次いで、上記最終板厚とした冷延板は、仕上焼鈍を行い、無方向性電磁鋼板とする。

この際、上記仕上焼鈍は、磁束密度を高めるためには、昇温過程における $600 \sim 700^{\circ}\text{C}$ 間の平均昇温速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが必要であり、好ましくは $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上である。なお、昇温速度の上限は特に規定しないが、設備コストを抑える観点から、上限は $1000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 程度である。

[0045] なお、 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の昇温速度を得るためには、通電加熱や誘導加熱を用いる必要があるが、通電加熱は表面欠陥や形状不良を招くため、無方向性電磁鋼板の製造に適用するには難があり、誘導加熱を用いることが好ましい。

[0046] 上記の急速加熱終了後は、 $700 \sim 760^{\circ}\text{C}$ 間を平均昇温速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上で加熱するのが好ましい。 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では $\{111\}$ 方位粒が生成し易くなるからである。より好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上、さらに好ましくは $15^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上である。

[0047] 上記 $700 \sim 760^{\circ}\text{C}$ 間の加熱は、均一加熱性に優れる輻射加熱を用いて、所定の温度まで加熱するのが好ましい。この輻射加熱には、ラジアントチューブ加熱や電気ヒータ加熱等、公知の加熱方法を用いることができる。なお、誘導加熱を用いて 760°C まで加熱してもよいが、大出力の誘導加熱設備が必要となるため、輻射加熱を組み合わせる加熱するのが好ましい。

[0048] ここで、平均昇温速度を規定する温度範囲を $600 \sim 700^{\circ}\text{C}$ の間および $700 \sim 760^{\circ}\text{C}$ の間としたのは、上記 $600 \sim 760^{\circ}\text{C}$ 間の温度は、再結晶が進行する温度領域であり、この温度領域の平均昇温速度が、磁束密度に大きな影響を与えるからである。すなわち、 600°C 未満の温度域では再結晶が開始せず、一方、 760°C 超えの温度域の昇温速度は再結晶集合組織に与える影響が小さいからである。

[0049] なお、 600°C 未満および 760°C 超えの温度領域における昇温速度は、特に規定されないが、生産性を確保する観点からは、 $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とす

るのが好ましい。

[0050] また、上記仕上焼鈍の焼鈍雰囲気は、還元性雰囲気とすることが好ましく、例えば、 P_{H_2O}/P_{H_2} が0.1以下の水素－窒素混合雰囲気とするのが好ましい。

[0051] 上記仕上焼鈍後の鋼板は、必要に応じて絶縁被膜を被成して製品板とする。上記絶縁被膜は、要求特性に応じて、公知の有機、無機、有機・無機混合コーティングを用いることができる。例えば、良好な打抜き性を確保するためには、樹脂を含有する有機コーティングを、溶接性を重視する場合には半有機や無機コーティングを塗布するのが好ましい。

実施例 1

[0052] 表1に示したA～Uの各種成分組成を有する鋼スラブを1100℃の温度に20分間再加熱した後、仕上圧延終了温度を750℃、巻取温度を630℃とする熱間圧延して板厚2.7mmの熱延板とした後、上記熱延板に熱延板焼鈍を施した後、あるいは、熱延板焼鈍を施すことなく、酸洗し、冷間圧延して最終板厚0.5mmの冷延板とした。なお、最終冷間圧延前の鋼板は、いずれも再結晶率が100%であることを確認した。

次いで、上記冷延板に、vol%比で $H_2:N_2=20:80$ 、露点-40℃($P_{H_2O}/P_{H_2}=0.001$)の還元性雰囲気中で、920℃×10secの仕上焼鈍を施した後、絶縁被膜を塗布して製品板（無方向性電磁鋼板）とした。この際、上記仕上焼鈍の昇温過程は、図2に示したように、500～740℃間は、誘導加熱装置によって平均昇温速度を20～400℃/secの範囲で変化させて行い、それ以外の温度領域の加熱は、ラジアントチューブによる輻射加熱で加熱した。なお、上記製造工程における熱延板焼鈍条件、最終冷間圧延前のフェライト粒径、仕上焼鈍における600～700℃間の平均昇温速度は表2に示した。また、700～760℃間の平均昇温速度は16℃/sec、760℃超え均熱温度までの平均昇温速度は20℃/secとした。

[0053]

[表1]

鋼 符号	化 学 成 分 (mass%)													備 考	
	C	P	Si	Mn	Al	Ni	Cr	S	N	O	Ti	Nb	As	その他	
A	0.0020	0.06	1.02	0.21	0.0005	0.01	0.01	0.0013	0.0016	0.0014	0.0005	0.0004	0.001	—	発明鋼
B	0.0018	0.05	1.11	0.23	0.0008	0.01	0.02	0.0016	0.0014	0.0012	0.0006	0.0003	0.001	Sn : 0.06	発明鋼
C	0.0019	0.04	1.08	0.22	0.0004	0.01	0.01	0.0012	0.0016	0.0017	0.0008	0.0002	0.001	Sb : 0.05	発明鋼
D	0.0026	0.04	0.99	0.19	0.0006	0.02	0.02	0.0015	0.0017	0.0014	0.0004	0.0004	0.001	Ca : 0.003	発明鋼
E	0.0013	0.03	1.07	0.26	0.0002	0.01	0.01	0.0012	0.0013	0.0014	0.0007	0.0003	0.001	Mg : 0.002	発明鋼
F	0.0011	0.06	1.09	0.22	0.0005	0.01	0.01	0.0016	0.0015	0.0013	0.0006	0.0003	0.001	REM : 0.002	発明鋼
G	0.0013	0.05	0.83	0.26	0.310	0.01	0.01	0.0011	0.0013	0.0012	0.0005	0.0002	0.001	—	発明鋼
H	0.0031	0.01	0.51	0.24	0.0002	1.21	0.01	0.0019	0.0021	0.0016	0.0007	0.0001	0.001	—	発明鋼
I	0.0026	0.02	0.43	0.22	0.0003	0.01	1.51	0.0012	0.0012	0.0016	0.0003	0.0002	0.001	—	発明鋼
J	0.0021	0.06	1.05	0.26	0.0004	0.02	0.01	0.0063	0.0015	0.0013	0.0004	0.0003	0.001	—	比較鋼
K	0.0016	0.02	1.13	0.24	0.0003	0.01	0.01	0.0018	0.0058	0.0012	0.0006	0.0006	0.001	—	比較鋼
L	0.0012	0.06	1.05	0.18	0.0002	0.01	0.01	0.0020	0.0016	0.0061	0.0007	0.0005	0.001	—	比較鋼
M	0.0013	0.05	1.18	0.21	0.0006	0.01	0.01	0.0018	0.0013	0.0013	0.0018	0.0006	0.001	—	発明鋼
N	0.0019	0.05	1.13	0.24	0.0005	0.01	0.01	0.0016	0.0020	0.0016	0.0027	0.0003	0.001	—	発明鋼
O	0.0022	0.06	1.14	0.19	0.0003	0.01	0.01	0.0013	0.0019	0.0014	0.0053	0.0007	0.001	—	比較鋼
P	0.0026	0.06	1.02	0.23	0.0001	0.01	0.01	0.0016	0.0012	0.0018	0.0009	0.0015	0.001	—	発明鋼
Q	0.0024	0.05	1.08	0.24	0.0003	0.01	0.01	0.0008	0.0016	0.0015	0.0006	0.0024	0.001	—	発明鋼
R	0.0014	0.04	1.13	0.21	0.0005	0.01	0.01	0.0011	0.0013	0.0013	0.0004	0.0039	0.001	—	比較鋼
S	0.0009	0.05	1.11	0.20	0.0007	0.01	0.01	0.0013	0.0017	0.0014	0.0005	0.0008	0.003	—	発明鋼
T	0.0022	0.06	1.09	0.26	0.0005	0.01	0.01	0.0020	0.0016	0.0012	0.0009	0.0006	0.004	—	発明鋼
U	0.0017	0.06	1.07	0.25	0.0003	0.01	0.01	0.0016	0.0014	0.0018	0.0008	0.0004	0.006	—	比較鋼
V	0.0019	0.04	1.61	0.92	0.0002	0.02	0.04	0.0022	0.0019	0.0024	0.0009	0.0008	0.001	Sn : 0.04、Ca : 0.003	発明鋼
W	0.0012	0.08	0.62	0.27	0.63	0.01	0.02	0.0019	0.0016	0.0019	0.0012	0.0004	0.002	Sb : 0.02、Mg : 0.003	発明鋼

[0054] [表2-1]

鋼板 No.	鋼 符号	製造条件			磁気特性		備 考
		熱延板焼鈍 (°C×sec)	最終冷延前 のフェライト粒径 (μm)	仕上焼鈍 600~700°Cの 平均昇温速度 (°C/sec)	磁束密度B ₅₀ (T)	鉄損W _{15/50} (W/kg)	
1	A	なし	25	400	1.775	3.86	発明例
2				200	1.774	3.86	発明例
3				100	1.771	3.93	発明例
4				50	1.759	4.06	発明例
5				30	1.741	4.22	比較例
6		800×10	36	200	1.771	3.89	発明例
7		850×10	45	200	1.772	3.91	発明例
8		930×10	61	200	1.773	3.82	発明例
9		1000×10	95	200	1.775	3.81	発明例
10		800×10	36	30	1.746	4.15	比較例
11		850×10	45	30	1.751	4.07	比較例
12		930×10	61	30	1.759	4.02	比較例
13		1000×10	95	30	1.765	3.93	比較例
14	B	なし	22	20	1.752	4.13	比較例
15				200	1.782	3.81	発明例
16	C	860×10	43	20	1.762	4.02	比較例
17				200	1.785	3.76	発明例
18	D	なし	29	20	1.743	3.92	比較例
19				200	1.772	3.73	発明例
20	E	800×10	38	20	1.749	3.95	比較例
21				200	1.771	3.72	発明例
22	F	なし	30	20	1.743	4.05	発明例
23				200	1.769	3.76	発明例
24	G	なし	27	20	1.729	4.26	比較例
25				200	1.763	3.88	発明例

[0055]

[表2-2]

鋼板 No.	鋼 符号	製造条件			磁気特性		備 考
		熱延板焼鈍 (°C×sec)	最終冷延前 のフェライト粒径 (μm)	仕上焼鈍 600~700°Cの 平均昇温速度 (°C/sec)	磁束密度B ₅₀ (T)	鉄損W _{15/50} (W/kg)	
26	H	830×10	34	20	1.735	4.02	比較例
27				200	1.764	3.76	発明例
28	I	なし	22	20	1.724	4.03	比較例
29				200	1.762	3.76	発明例
30	J	なし	20	20	1.743	4.72	比較例
31				200	1.745	4.68	比較例
32	K	なし	19	20	1.742	4.65	比較例
33				200	1.743	4.64	比較例
34	L	なし	21	20	1.744	4.63	比較例
35				200	1.746	4.59	比較例
36	M	なし	20	20	1.739	4.26	比較例
37				200	1.774	3.89	発明例
38	N	なし	19	20	1.738	4.27	比較例
39				200	1.765	4.03	発明例
40	O	なし	19	20	1.736	4.29	比較例
41				200	1.742	4.28	比較例
42	P	850×10	43	20	1.750	4.09	比較例
43				200	1.771	3.92	発明例
44	Q	850×10	42	20	1.749	4.11	比較例
45				200	1.761	4.13	発明例
46	R	850×10	40	20	1.741	4.42	比較例
47				200	1.743	4.36	比較例
48	S	なし	20	20	1.738	4.25	比較例
49				200	1.775	3.83	発明例
50	T	なし	18	20	1.736	4.26	比較例
51				200	1.762	4.03	発明例
52	U	なし	22	20	1.736	4.26	比較例
53				200	1.742	4.28	比較例

[0056] スクして得られた製品板から、L方向およびC方向を長手方向とする280mm×30mmの試験片を採取し、エプスタイン試験で磁気特性（鉄損W_{15/50}、磁束密度B₅₀）を測定し、その結果を表2に併記した。

表2から、本発明に適合する成分組成を有する鋼素材を用いて、本発明に

適合する条件で製造した無方向性電磁鋼板は、同一の鋼成分、同一の熱延板焼鈍条件で比較すると、いずれも優れた磁気特性を有していること、特に、最終冷間圧延前のフェライト粒径を $70\ \mu\text{m}$ 以下に制御した鋼板では、急速加熱により磁束密度 B_{50} が大きく向上していることがわかる。また、本発明では熱延板焼鈍温度を下げても磁束密度の低下が小さいため、生産性向上・焼鈍コスト削減などの経済的なメリットを得ることができる。

実施例 2

[0057] 表 1 に示した V, W 2 種の成分組成を有する鋼スラブを 1120°C の温度に 30 分間再加熱した後、仕上圧延終了温度と巻取温度を種々に変更した熱間圧延を行い板厚 2.0 mm の熱延板とした後、酸洗し、冷間圧延して最終板厚 0.35 mm の冷延板とした。なお、最終冷間圧延前の鋼板は、いずれも再結晶率が 100% であることを確認した。

次いで、上記冷延板に、 $\text{vol}\%$ 比で $\text{H}_2:\text{N}_2=20:80$ 、露点 -40°C ($P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2}=0.001$) の還元性雰囲気中で、 $950^{\circ}\text{C}\times 10\text{ sec}$ の仕上焼鈍を施した後、絶縁被膜を塗布して製品板（無方向性電磁鋼板）とした。この際、上記仕上焼鈍の昇温過程は、図 4 に示したように、 $200\sim 740^{\circ}\text{C}$ 間は、誘導加熱によって平均昇温速度を $20\sim 400^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の範囲で変化させて加熱し、それ以外の温度域は、ラジアントチューブによる輻射加熱で加熱した。また、 760°C 以降の平均昇温速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ となるよう調整した。なお、上記製造工程における熱延条件、最終冷間圧延前のフェライト粒径、仕上焼鈍における $600\sim 700^{\circ}\text{C}$ 間の平均昇温速度、 $700\sim 760^{\circ}\text{C}$ の平均昇温速度は表 3 に纏めて示した。

[0058]

[表3]

鋼板 No.	鋼 符号	熱延条件		最終冷延前 の7 μ m粒径 (μ m)	仕上焼鈍		磁気特性		備 考
		仕上圧延 終了温度 ($^{\circ}$ C)	巻取温度 ($^{\circ}$ C)		600 $\sim$ 700 $^{\circ}$ Cの 平均昇温速度 ($^{\circ}$ C/s)	700 $\sim$ 760 $^{\circ}$ Cの 平均昇温速度 ($^{\circ}$ C/s)	磁束密度B ₅₀ (T)	鉄損W _{15/50} (W/kg)	
1	V	820	580	23	20	20	1.712	2.83	比較例
2	V	820	580	23	200	20	1.746	2.61	発明例
3	V	820	580	23	200	16	1.744	2.63	発明例
4	V	820	580	23	200	12	1.738	2.68	発明例
5	V	820	580	23	200	8	1.726	2.72	発明例
6	V	820	580	23	200	4	1.719	2.78	発明例
7	V	930	620	45	20	20	1.718	2.78	比較例
8	V	930	620	45	200	20	1.748	2.59	発明例
9	V	860	760	62	20	20	1.727	2.73	比較例
10	V	860	760	62	200	20	1.749	2.58	発明例
11	V	960	860	89	20	20	1.739	2.66	比較例
12	V	960	860	89	200	20	1.752	2.56	発明例
13	W	830	590	29	20	20	1.713	3.32	比較例
14	W	830	590	28	200	20	1.745	3.13	発明例
15	W	830	590	28	200	16	1.743	3.15	発明例
16	W	830	590	28	200	12	1.737	3.16	発明例
17	W	830	590	28	200	8	1.727	3.23	発明例
18	W	830	590	28	200	4	1.720	3.26	発明例
19	W	950	640	48	20	20	1.719	3.28	比較例
20	W	950	640	48	200	20	1.747	3.10	発明例
21	W	850	750	66	20	20	1.725	3.25	比較例
22	W	850	750	66	200	20	1.748	3.08	発明例
23	W	950	880	92	20	20	1.738	3.18	比較例

[0059] 斯くして得た製品板から、L方向およびC方向を長手方向とする280mm $\times$ 30mmの試験片を採取し、エプスタイン試験で磁気特性（鉄損W_{15/50}、磁束密度B₅₀）を測定し、その結果を表3に併記した。

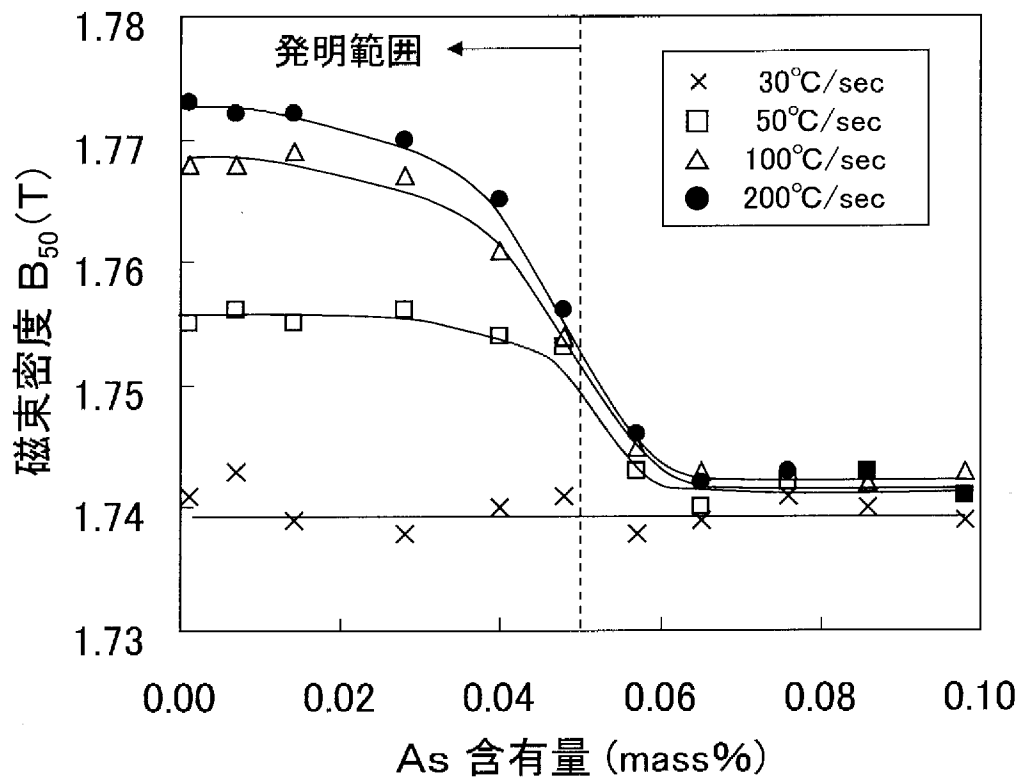
表3から、本発明に適合する成分組成を有する鋼素材を用いて、本発明に

適合する条件で製造した無方向性電磁鋼板は、いずれも優れた磁気特性を有していること、特に、最終冷間圧延前のフェライト粒径を $70\ \mu\text{m}$ 以下に制御した鋼板では、急速加熱により磁束密度 B_{50} が大きく向上していることがわかる。また、本発明では仕上圧延終了温度、巻取温度を下げても磁束密度の低下が小さいため、生産性向上などの経済的なメリットを得ることができる。

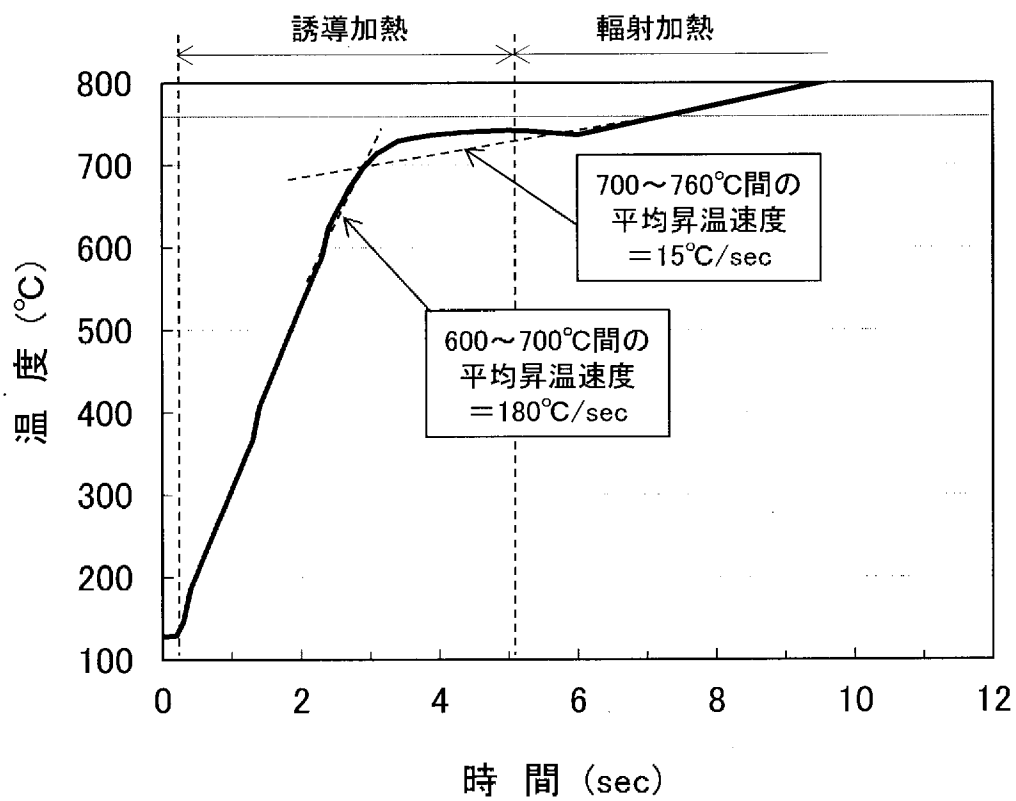
請求の範囲

- [請求項1] C : 0.005 mass %以下、Si : 8.0 mass %以下、Mn : 0.03 ~ 3.0 mass %、P : 0.2 mass %以下、S : 0.005 mass %以下、Al : 3.0 mass %以下、N : 0.005 mass %以下、Ni : 3 mass %以下、Cr : 5 mass %以下、Ti : 0.005 mass %以下、Nb : 0.003 mass %以下、As : 0.005 mass %以下およびO : 0.005 mass %以下を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延し、熱延板焼鈍を施した後、あるいは熱延板焼鈍を施すことなく、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延し、仕上焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、上記仕上焼鈍の昇温過程における600 ~ 700℃間の平均昇温速度を50℃/sec以上とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。
- [請求項2] 上記仕上焼鈍の昇温過程を、誘導加熱で加熱した後、輻射加熱で加熱し、700 ~ 760℃間の平均昇温速度を5℃/sec以上とすることを特徴とする請求項1に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。
- [請求項3] 上記冷間圧延の最終冷間圧延前のフェライト粒径を70 μm以下とすることを特徴とする請求項1または2に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。
- [請求項4] 上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、SnおよびSbのうちから選ばれる1種または2種をそれぞれ0.005 ~ 0.20 mass %の範囲で含有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載の無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、Ca、MgおよびREMのうちから選ばれる1種または2種以上をそれぞれ0.0001 ~ 0.010 mass %の範囲で含有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

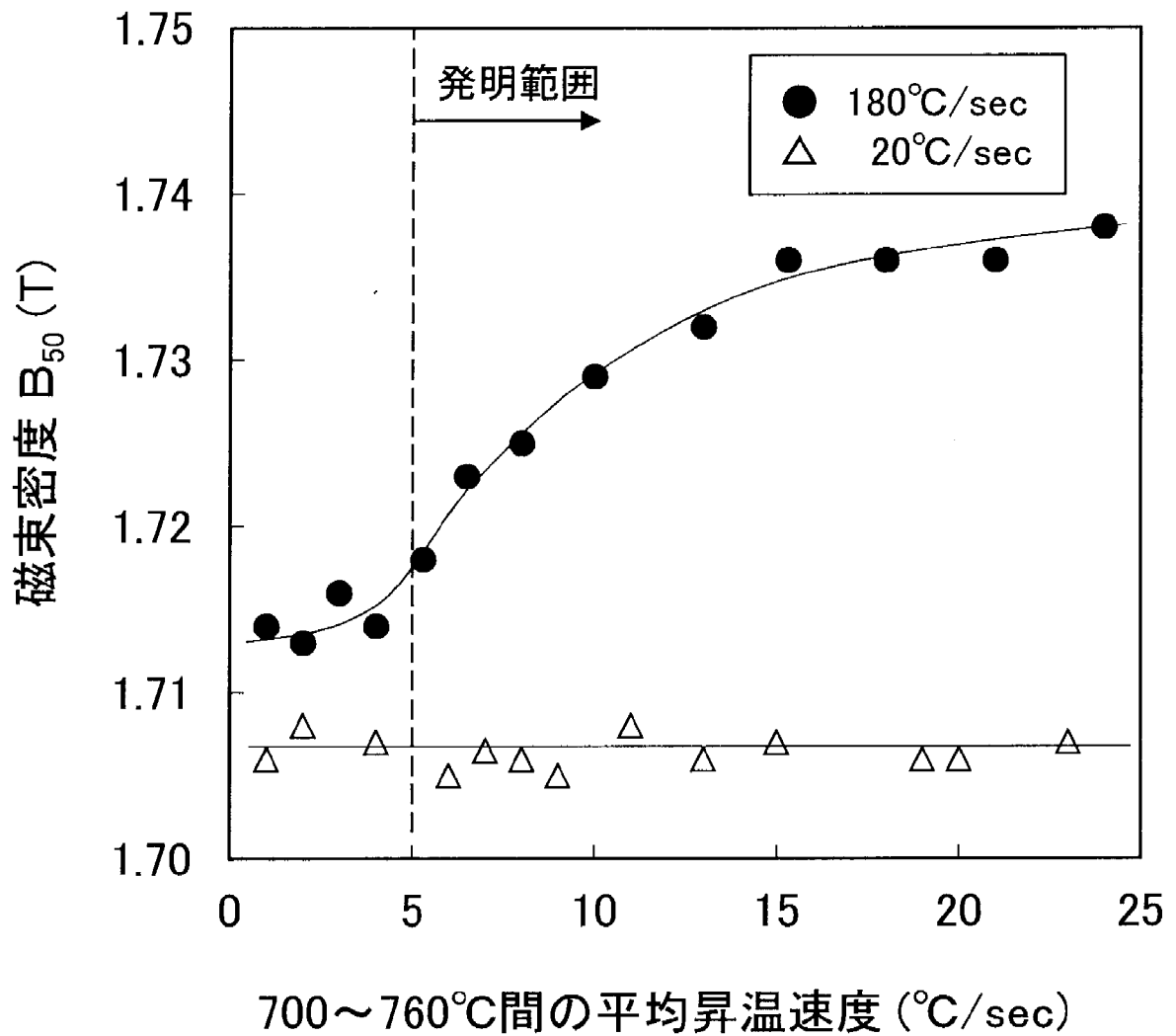
[図1]



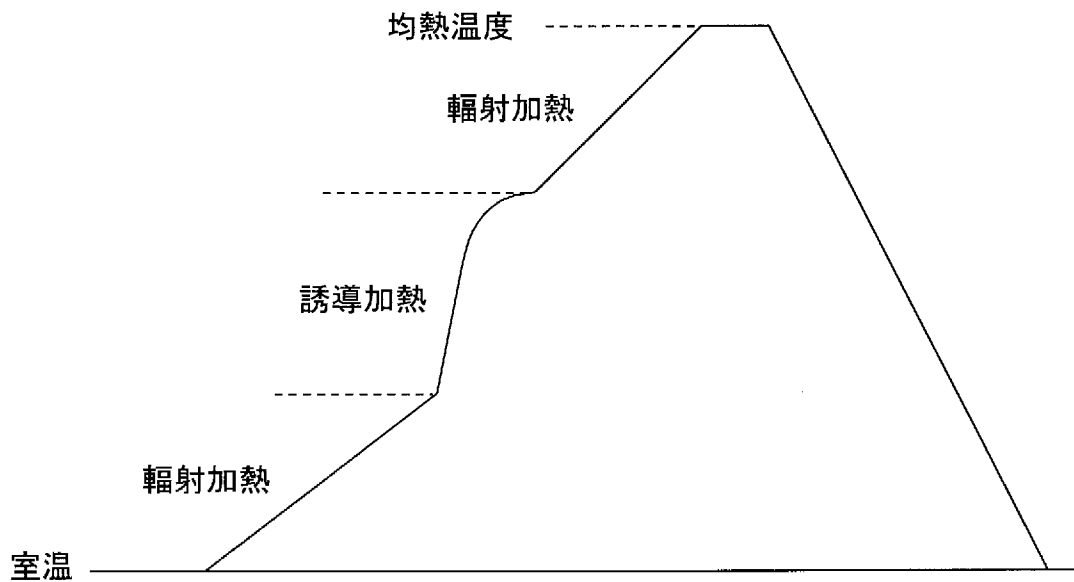
[図2]



[図3]



[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/084765

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D8/12(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, H01F1/16(2006.01)i

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, C22C38/00-38/60, H01F1/16

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	WO 2014/142100 A1 (JFE Steel Corp.), 18 September 2014 (18.09.2014), claims & US 2016/0042850 A1 & EP 2975152 A1 claims & IN 201507791 P1 & TW 201443246 A & CN 105189799 A & KR 10-2015-0119229 A	1-5
Y	WO 2014/030512 A1 (JFE Steel Corp.), 27 February 2014 (27.02.2014), claims & US 2015/0187475 A1 & EP 2889389 A1 claims & IN 201500825 P1 & TW 201413007 A & CN 104302801 A & KR 10-2015-0023770 A	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

"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
26 February 2016 (26.02.16)

Date of mailing of the international search report
08 March 2016 (08.03.16)

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

International application No.

PCT/JP2015/084765

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2013-44012 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 March 2013 (04.03.2013), claims (Family: none)	1-5
Y	JP 2007-217744 A (JFE Steel Corp.), 30 August 2007 (30.08.2007), claims (Family: none)	1-5
Y	WO 2012/086534 A1 (JFE Steel Corp.), 28 June 2012 (28.06.2012), claims & US 2013/0263981 A1 & EP 2657355 A1 claims & IN 201302097 P2 & CA 2821087 A1 & MX 2013006979 A & RU 2534638 C1 & TW 201233813 A & CN 103270179 A & KR 10-2013-0101092 A	1-5
Y	JP 2013-10982 A (JFE Steel Corp.), 17 January 2013 (17.01.2013), claims (Family: none)	1-5
Y	JP 2014-173099 A (JFE Steel Corp.), 22 September 2014 (22.09.2014), claims (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C21D8/12(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, H01F1/16(2006.01)i

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））

Int.Cl. C21D8/12, C21D9/46, C22C38/00-38/60, H01F1/16

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y	WO 2014/142100 A1（J F E スチール株式会社）2014.09.18, 請求の範囲 & US 2016/0042850 A1 & EP 2975152 A1, Claims & IN 201507791 P1 & TW 201443246 A & CN 105189799 A & KR 10-2015-0119229 A	1-5
Y	WO 2014/030512 A1（J F E スチール株式会社）2014.02.27, 請求の範囲 & US 2015/0187475 A1 & EP 2889389 A1, Claims & IN 201500825 P1 & TW 201413007 A & CN 104302801 A & KR 10-2015-0023770 A	1-5

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「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矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「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	「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
「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）	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

26.02.2016

国際調査報告の発送日

08.03.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

佐藤 陽一

4 K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y	JP 2013-44012 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 03. 04, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
Y	JP 2007-217744 A (J F E スチール株式会社) 2007. 08. 30, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
Y	WO 2012/086534 A1 (J F E スチール株式会社) 2012. 06. 28, 請求の範囲 & US 2013/0263981 A1 & EP 2657355 A1, Claims & IN 201302097 P2 & CA 2821087 A1 & MX 2013006979 A & RU 2534638 C1 & TW 201233813 A & CN 103270179 A & KR 10-2013-0101092 A	1-5
Y	JP 2013-10982 A (J F E スチール株式会社) 2013. 01. 17, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
Y	JP 2014-173099 A (J F E スチール株式会社) 2014. 09. 22, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5