

(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
2023年5月4日(04.05.2023)



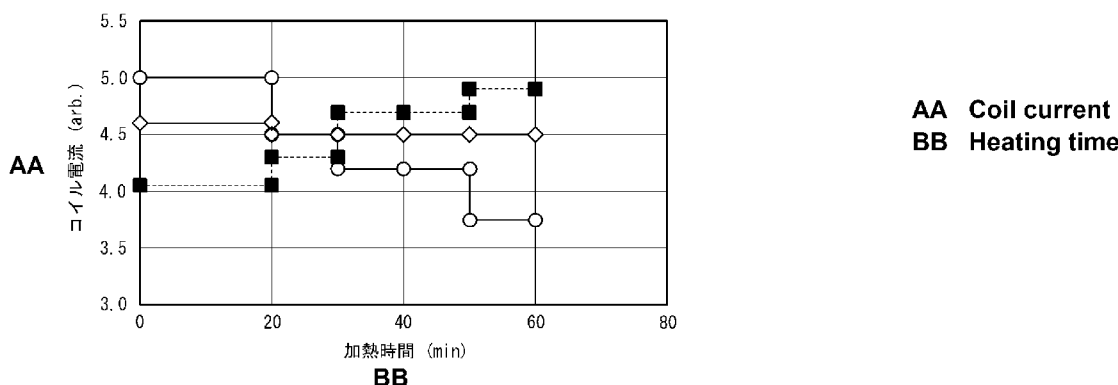
(10) 国際公開番号
WO 2023/074908 A1

- (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/JP2022/040839
- (22) 国際出願日: 2022年10月31日(31.10.2022)
- (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 2021-178346 2021年10月29日(29.10.2021) 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: ▲高 ▼城 重宏 (TAKAJO Shigehiro); 〒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). 細谷 亮太(HOSOYA Ryota); 〒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). 山口 広(YAMAGUCHI Hiroi); 〒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: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館3 6階 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,

(54) Title: METHOD OF MANUFACTURING GRAIN-ORIENTED MAGNETIC STEEL SHEET, AND GRAIN-ORIENTED MAGNETIC STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 方向性電磁鋼板の製造方法および方向性電磁鋼板

[図1]



(57) Abstract: The present invention discloses: a method for manufacturing a grain-oriented magnetic steel sheet, by which generation of edge roughness during rolling is kept to a minimum and which excels in manufacturability; and a grain-oriented magnetic steel sheet manufactured by the method. According to this manufacturing method: in slab-heating of a steel slab comprising a prescribed component-composition by induction heating under prescribed conditions, the value of the average current flowing in the coils decreases monotonically along with the elapse of the slab-heating time, and the induction heating takes place at a frequency in a range between 20Hz-1000Hz; and in finish-rolling of the slab to render a hot-rolled sheet, the finish-rolling is carried out with the rolling final temperature being 950 °C or lower at the leading edge and/or the trailing edge of the hot-rolled sheet, and the hot-rolled sheet is soaked at a temperature of 750-1170°C for



WO 2023/074908 A1

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, 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, 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))

a period of 5-90 seconds to render a hot-rolled-sheet annealed sheet, and thereafter, the hot-rolled-sheet annealed sheet is cold-rolled once, or two or more times with intermediate annealing performed therebetween, to render a cold-rolled sheet of the final thickness, and the cold-rolled sheet is subjected to primary recrystallization annealing followed by secondary recrystallization annealing.

(57) 要約: 本発明は、圧延中の耳荒れ生成を抑制し、製造性に優れた方向性電磁鋼板の製造方法およびそれにより製造された方向性電磁鋼板を開示する。前記製造方法では、所定の成分組成からなる鋼スラブを、所定の条件の誘導加熱でスラブ加熱するに際し、該スラブ加熱の時間の経過とともにコイルに流れる平均電流値が単調に減少し、かつ、誘導加熱の周波数を20Hz以上1000Hz以下の範囲にて行い、前記スラブに仕上げ圧延を施して熱延板とするに際し、該熱延板の先端あるいは尾端の少なくともいずれか一方における圧延終了温度を950℃以下として仕上げ圧延を施し、かかる熱延板を、750℃以上1170℃以下の温度にて5秒以上90秒以下の時間均熱することで熱延板焼鈍板としたのち、かかる熱延板焼鈍板に、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を施して最終板厚の冷延板とし、かかる冷延板に一次再結晶焼鈍ついで二次再結晶焼鈍を施す。

明 細 書

発明の名称：方向性電磁鋼板の製造方法および方向性電磁鋼板 技術分野

[0001] 本発明は、方向性電磁鋼板の製造方法およびその製造方法で製造した方向性電磁鋼板に関するものである。

背景技術

[0002] 方向性電磁鋼板は、主に変圧器内部の鉄心用材料として用いられているが、変圧器のエネルギー使用効率向上のため、その低鉄損化が要求されている。

ここで、方向性電磁鋼板の低鉄損化の方法としては、鋼板自身の比抵抗の増大、被膜の張力の増大、鋼板の薄手化などの手法のほかに、鋼板の表面加工による方法、および結晶粒の $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位（以降、Goss方位という）への結晶方位の先鋭化による方法が挙げられる。

なお、磁気特性の指標としては、励磁周波数：50Hzの交流磁場で1.7Tまで磁化したときの鋼板1kgあたりの鉄損 $W_{1.7/50}$ と、特に、Goss方位への結晶方位の先鋭化の指標である磁場の強さ：800A/mにおける磁束密度 B_g が主に用いられている。

[0003] Goss方位への結晶方位の先鋭化すなわちGoss方位の集積度を高めるためには、先鋭なGoss方位粒のみが優先的に成長するように粒界易動度差をつけること、すなわち、一次再結晶板の集合組織を所定の組織に形成すること、およびインヒビタと呼ばれる析出物を利用してGoss方位以外の再結晶粒の成長を抑制することが重要である。

[0004] かかるインヒビタを利用する技術としては、例えば特許文献1に、AlN、MnSを利用する方法が、また特許文献2には、MnS、MnSeを利用する方法がそれぞれ開示されており、いずれも工業的に実用化されている。

[0005] これらのインヒビタは、均一微細に鋼中に分散させることが好ましい。そのため、インヒビタを利用するには、熱延前にスラブを1300℃以上に加熱してインヒビタ成分を溶体化し、その後の工程において微細に析出させる

ことが一般的である。

例えば、特許文献3に開示の方法では、鋼中にAlを添加し、熱間圧延後に750～1200℃での熱延板焼鈍を施し、その後に急冷することによって微細なAlNを析出させ、極めて高い磁束密度を得ている。

[0006] また、スラブの高温加熱には誘導加熱が有用であり、これまでに幾つかの技術が示されている。

例えば、特許文献4には、方向性電磁鋼板用スラブの在炉時間短縮と材質ばらつき低減のために、1150℃から1250℃までの温度域の高温化に誘導加熱が利用できることが示されている。

特許文献5には、均熱温度に応じて均熱時間を調整することによって、Bi元素の脱離をミニマム化する技術が示されている。

特許文献6には、スラブを1400℃から1470℃まで高温加熱するに際し、誘導加熱の周波数を30Hzから300Hzにすることによって、スラブ表面からの抜熱を強化し、表面粒界酸化等の表面欠陥生成を抑制できることが示されている。

[0007] ここで、スラブの高温加熱は、方向性電磁鋼板の二次再結晶発現に必要となるインヒビタの溶体化の役割を持ち、その点においては、加熱温度は高温であるほど好ましい。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特公昭40-15644号公報

特許文献2：特公昭51-13469号公報

特許文献3：特公昭46-23820号公報

特許文献4：特許第4389553号公報

特許文献5：特許第3527309号公報

特許文献6：特公平7-26156号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] しかしながら、加熱温度が高い場合は、スラブの結晶粒に異常粒成長が生じ、粗大組織の形成が促進される傾向がある。この粗大組織は、続く熱延および冷延焼鈍工程においても十分に微細化されず、二次再結晶不良の原因となることがあった。

[0010] 発明者らは、スラブの加熱温度を従来以上に低減しても、高いインヒビタ抑制力を保持し、磁気特性に優れた方向性電磁鋼板の製造方法について検討を行った。

まず、インヒビタ構成元素であるMnやS、Al、Nの低減を、例えば、特許文献6に示される従来分量を比較に検討したが、インヒビタの析出量が減少したために、抑制力は低減し、二次再結晶後の磁性も劣位なものしか得られなかった。そこで、析出物を形成せず、固溶状態で抑制力増大に効果がある元素を探索し、PやSbなど粒界偏析元素を含む第15族元素の活用を思いついた。例えば、Sbの添加効果については、特公平2-115319号公報に開示されている。

その結果、スラブの組成を後述の範囲とすることによって、スラブの加熱温度を従来以上に低減しても、インヒビタが溶体化し、後の工程において高いインヒビタ抑制力を発揮できることを見出した。

[0011] ところが、かかる成分系にて方向性電磁鋼板を作製したところ、二次再結晶後の鋼板を平坦化焼鈍する際、高い頻度で板破断が生じる問題が顕在化した。平坦化焼鈍ラインを通板する鋼板を詳細に観察したところ、鋼板の幅方向端部に、数mmから数cmに渡って幅方向を走る亀裂が形成されていた。そして、この亀裂を起点として板破断が容易に生じていることを突き止めた。

[0012] さらに、鋼板の幅方向端部に形成する亀裂は、熱延板の時点で既に存在し、また、冷間圧延の後に増大して形成される傾向であることを突き止めた。鋼板に含有させた第15族元素は、Pに知られるように、鉄中に固溶すると鋼の脆化を促進し、それによって圧延中に耳荒れを生じたものと考えられる。なお、偏析元素によって、耳荒れが顕著になった報告は、例えば、特公平

6-63031号公報に示されている。

[0013] ここで、耳荒れの抑止技術については、特開2000-73120号公報に示されている。

しかしながら、かかる耳荒れの抑止技術は、仕上焼鈍条件を最適化するものであり、PやSbといった第15族元素を積極的に活用したものではなかった。

[0014] すなわち、PやSbといった第15族元素を積極的に活用した鋼において完全に耳荒れを抑制することは困難であった。

なお、耳荒れの発生メカニズムについては、諸説あるが、特開2002-105537号公報に一つの推定が示されている。それは、「耳割れは、熱間圧延中に板端部に長手方向（圧延方向）の引張張力が作用することによって発生するが、その際、析出物や結晶粒界等が割れの起点になっていると考えられる。ところで、スラブを融点に近い高温まで加熱する時、昇温速度が速いと介在物、析出物が母相へ十分に固溶しない状態で高温となる。その結果として、介在物、析出物が存在する部分およびその周辺は局所的に母相と組成が異なり、従って融点も異なることになる。この時、融点が低くなると、局所的に液化を生じることになる。このように、高温への昇温が速いと、局所的に液化を生じてしまい、そこが耳割れの起点となって耳割れが発生し易くなる。」というものである。

[0015] 本発明は以上の事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、固溶状態で粒成長の抑制力増大に効果がある元素を積極的に利用しつつ、圧延中の耳荒れ生成を抑制し、製造性に優れた方向性電磁鋼板の製造方法およびその製造方法で製造した方向性電磁鋼板について提案するものである。

課題を解決するための手段

[0016] 本発明の構成要旨は以下のとおりである。

1. C : 0.030~0.085 mass%、Si : 2.00~4.50 mass%、Mn : 0.03~0.50 mass%、S : 0.0005~0.0300 mass%、sol. Al : 0.005 mass%以上0.025

mass%未満、N：0.0030～0.0090mass%、および、P、AsおよびSbから選ばれる少なくとも1つの元素を0.005～0.500mass%の範囲で含有し、sol. Al/Nが1.7以上3.0以下を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼スラブを、

誘導加熱により1380℃以下のスラブ抽出温度 T_r (℃)まで加熱し、 $T_r - 10^\circ\text{C} \leq T \leq T_r + 10^\circ\text{C}$ の範囲を満足する温度 T で5分間以上にわたり保持する加熱工程において、加熱の時間の経過とともにスラブに流れる平均電流値を単調に減少させ、かつ、誘導加熱の周波数を20Hz以上1000Hz以下の範囲にて行い、

前記スラブに仕上げ圧延を施して熱延板とする熱間圧延において、該熱延板の先端あるいは尾端の少なくともいずれか一方における圧延終了温度を950℃以下とし、かかる熱延板に750℃以上1170℃以下の温度にて5秒以上90秒以下の時間均熱する熱延板焼鈍を施して熱延板焼鈍板としたのち、

前記熱延板焼鈍板に、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を施して最終板厚の冷延板とし、該冷延板に一次再結晶焼鈍ついで二次再結晶焼鈍を施す、方向性電磁鋼板の製造方法。

[0017] 2. 前記鋼スラブは、さらに、

Se：0.0005～0.0200mass%、

Ni：0.01～1.50mass%、

Cr：0.03～0.50mass%、

Cu：0.03～0.50mass%、

Sn：0.005～0.500mass%、

Bi：0.005～0.500mass%、

Mo：0.005～0.100mass%、

B：0.0002～0.0025mass%、

Te：0.0005～0.0100mass%、

Zr：0.001～0.010mass%、

Nb : 0.001~0.010 mass %、

V : 0.001~0.010 mass %および

Ta : 0.001~0.010 mass %

からなる群より選ばれる1種または2種以上を含有する、前記1に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[0018] 3. 前記鋼スラブは、Sb、AsおよびPから選ばれる少なくとも2つの元素をそれぞれ0.001~0.100 mass %含有することを特徴とする、前記1または2に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[0019] 4. 前記鋼スラブの加熱工程において、加熱終了時の誘導加熱の周波数を、加熱開始時に対して高くなるよう定め、少なくとも加熱中に減少させない、前記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。

[0020] 5. 前記熱延板焼鈍板とする工程において、さらに追加で700℃以上900℃以下の温度にて5秒以上180秒以下の時間保持する、前記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。

[0021] 6. 前記鋼スラブの加熱温度を、1350℃以下とする、前記1~5のいずれか1項に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[0022] 7. 前記熱延板焼鈍板に施す1回目の冷間圧延に先立って、コイル端部5mm以上を切断除去する、前記1~6のいずれか1項に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[0023] 8. 成分組成として、質量%で、Si : 2.00~4.50 mass %、Mn : 0.03~0.50 mass %を満たし、さらにSb、As、Pの内から少なくとも1つの元素を0.005~0.100 mass %含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる磁束密度 B_8 が1.94 T以上かつ板厚0.35 mm以下の方向性電磁鋼板であって、エッジ部分における、板幅方向に3 cmを超えて形成した耳荒れ（耳割れ）が鋼板長さ10 m当たり0.020個以下である、方向性電磁鋼板。

[0024] 9. 前記方向性電磁鋼板は、さらに、

Ni : 0.01~1.50 mass %、

Cr : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Cu : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Sn : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Bi : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Mo : 0.005 ~ 0.100 mass %、
B : 0.0002 ~ 0.0025 mass %、
Te : 0.0005 ~ 0.0100 mass %、
Zr : 0.001 ~ 0.010 mass %、
Nb : 0.001 ~ 0.010 mass %、
V : 0.001 ~ 0.010 mass % および
Ta : 0.001 ~ 0.010 mass %

からなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する、前記8に記載の方向性電磁鋼板。

[0025] 10. 前記方向性電磁鋼板が、Sb、AsおよびPから選ばれる少なくとも2つの元素をそれぞれ0.001 ~ 0.100 mass %含有する、前記8または9に記載の方向性電磁鋼板。

発明の効果

[0026] この発明によれば、AlNやMnSといった析出インヒビタとP、Sbといった第15族の固溶元素とを合わせて積極的に利用しつつ、かかる第15族元素の添加に伴う耳割れ不良を抑制した製造性良好な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

[0027] [図1]スラブ加熱時間とコイル電流の関係を示す図である。

[図2]スラブ加熱中、放射温度計によってスラブ温度を測定した結果と時間との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0028] 以下、本発明を開発する契機となった実験について説明する。

はじめに、方向性電磁鋼板用スラブを誘導加熱炉で加熱する際の加熱パタ

ンの変更の耳荒れ抑制に対する有効性を検証するため、以下の実験を行った。

<実験 1>

残部が Fe および不可避免的不純物からなる鋼素材 (C : 0.050 mass %、Si : 3.40 mass %、Mn : 0.05 mass %、sol. Al : 0.014 mass %、N : 0.007 mass %、S : 0.020 mass %、Sb : 0.10 mass %) を溶製し、鋼スラブとした後、かかる鋼スラブを、抽出温度 : 1320°C を目標とし誘導加熱炉によって加熱した。図 1 に、加熱中、コイルに流れる電流値を示す。

[0029] かかるコイルに流れる電流は、I 電流値が常時一定となる条件 (図 1 中◇)、II 単調に増加させる条件 (図 1 中■)、III 単調に減少させる条件 (図 1 中○) の計 3 条件とした。ここで、電流値は、コイルに印加する電圧を通電する導電部の周囲にコイルを巻くことによって導電部周囲の磁場の変化で電圧を測定し、回路パラメータを用いて、電圧値から電流値を算出した。また、かかる電流値は、加熱開始から 20 分間までの平均値、その後は 10 分毎に 10 分間の平均値を求めた。電流値の変化が 3 % 以内であれば、電流値は一定であるとした。図 2 に、加熱時間中、放射温度計によってスラブ温度を測定した結果を示す。なお、図 2 中のシンボルは図 1 と同じ条件を意味する。また、スラブ温度の測定箇所は、スラブ片面中央部 (幅方向のエッジから 600 ~ 800 mm、長手方向のエッジから 4000 ~ 6000 mm の範囲のスラブ内位置) とした。スラブ温度が 1320°C となってから、10 分間経過したところで、加熱を停止してスラブを抽出した。この間、スラブ温度は 1310 ~ 1330°C の範囲内に収まり、抽出温度は 1320°C で、かかるスラブに、圧延および仕上げ圧延を施してから巻取り、板厚 2.7 mm の熱延板コイルを作製した。

[0030] 次いで、該熱延板に 1000°C、60 秒の条件の熱延板焼鈍を施して熱延板焼鈍板としたのち、かかる熱延板焼鈍板に冷間圧延を施して板厚 1.8 mm としコイルに巻き取った。かかるコイルを別のコイル巻直しラインにおい

て通板し、過流式の耳荒れセンサーにてコイル全長の両板幅端部の耳荒れ検出を行った。検出結果を表1に示す。

表1に示したとおり、スラブ加熱時において、コイル電流を単調増加させた条件は、コイル電流を一定とする条件に対して、耳荒れ検出個数が増大した。一方で、コイル電流を単調減少させた条件では、コイル電流を一定とする条件に対して、耳荒れ検出個数が低減することが明らかとなった。

[0031] [表1]

表1

スラブ加熱パターン	耳荒れ検出個数 (個)
電流一定	2
電流単調増加	5
電流単調減少	0

[0032] 続いて、1120℃、80秒の中間焼鈍を施した後、二次冷間圧延を施して最終板厚0.22mmの冷延板とした。その後は、公知の方法によって、冷延板に一次再結晶焼鈍を施して一次再結晶焼鈍板とした後、かかる一次再結晶焼鈍板に二次再結晶焼鈍を施した。さらに、鋼板の平坦化と絶縁張力被膜塗布を目的として、二次再結晶焼鈍後のコイルを830℃、10秒で焼鈍し、方向性電磁鋼板のコイルを作製した。該コイルについて、耳荒れ検出個数を調査した結果を表2に示す。結果は、検出数をコイル長で割った値で示した。

冷延後と同様、コイル電流を単調減少させた条件では、比較とする従来の電流一定条件に対し、耳荒れ検出個数が低減することが明らかとなった。

[0033]

[表2]

表 2

スラブ加熱パターン	耳荒れ検出個数 (個/10m)
電流一定	0.030
電流単調増加	0.140
電流単調減少	0.002

[0034] 上記の結果より、熱間圧延の誘導加熱によるスラブ加熱工程が、コイルエッジ部の割れ発生頻度に強く影響をおよぼすことを知見した。さらに、スラブ加熱条件を積極的に見直すことその他、各製造工程の適正化による鋼の組織改善を鋭意検討し、本発明を見出すに至った。

[0035] 前記実験 1 をふまえて、さらに以下の実験を行った。

《実験 2》

表 3 および残部が Fe および不可避免の不純物である成分組成からなる鋼素材を溶製し、鋼スラブとした後、コイル電流を単調減少させる条件にて、誘導加熱を用い、スラブを表 4 中に示した各温度 T_r まで加熱し、 $T_r - 10^\circ\text{C} \sim T_r + 10^\circ\text{C}$ の温度範囲で 10 分間保持し、温度 T_r でスラブを抽出した後、熱延板の先端および尾端の平均の仕上げ温度が 930°C となるように熱間圧延を行い板厚 2.7 mm の熱延板を得た。かくして得られた熱延板を、 1000°C 、60 秒の条件で熱延板焼鈍を施して熱延板焼鈍板とした。次いで、かかる熱延板焼鈍板に一次冷間圧延を施して中間板厚 1.8 mm とし、さらに 1120°C 、80 秒の条件の中間焼鈍を施した後、二次冷間圧延を施して最終板厚 0.22 mm の冷延板とした。

その後は、公知の方法によって、前記冷延板に一次再結晶焼鈍を施して一次再結晶焼鈍板とした後、一次再結晶焼鈍板に二次再結晶焼鈍を施して鋼板とした。さらに、かかる鋼板の平坦化と絶縁張力被膜塗布を目的として、二次再結晶焼鈍後のコイルを 830°C 、10 秒の条件で焼鈍し、方向性電磁鋼板のコイルを作製した。該コイルについて、耳荒れ検出個数を調査した結果

を表 4 に併記する。

[0036]

[表3]

鋼No.	成分組成 (mass%)									
	C	Si	Mn	S	sol.Al	N	Al/N	P	その他	
A	0.059	3.40	0.11	0.0100	0.015	0.0075	2.0	0.080	Se: 0.0030	
B	0.055	3.40	0.11	0.0110	0.015	0.0092	1.6	0.080	Se: 0.0030	
C	0.057	3.40	0.11	0.0100	0.016	0.0052	3.1	0.080	Se: 0.0030	
D	0.056	3.40	0.11	0.0110	0.015	0.0050	3.0	0.080	Se: 0.0030	
E	0.056	3.40	0.11	0.0100	0.016	0.0075	1.8	0.080	Se: 0.0030	

表 3

[0037] [表4]

表 4

No.	鋼No.	スラブ 加熱温度 Tr (°C)	仕上温度 (°C)	一次冷延板の 耳荒れ検出個数 (個)	平坦化焼鈍板の 耳荒れ検出個数 (個/10m)
1	A	1240	910	0	0
2	A	1270	920	0	0
3	A	1320	930	0	0
4	A	1390	930	2	0.053
5	B	1320	930	5	0.051
6	C	1320	930	6	0.240
7	D	1320	920	2	0.018
8	E	1320	930	1	0.006
9	E	1380	940	1	0.015

[0038] 鋼No. Aを用いた実験の結果、スラブの抽出温度は、1390°Cまで高温化すると、耳荒れ検出個数が増大する傾向を示した。この原因について、発明者らは、以下のような推定を行っている。すなわち、スラブ抽出温度が高い場合、スラブの結晶粒径が粗大化し、ひいては熱延板の結晶粒径も粗大化傾向を示す。発明者らの組織観察の結果でも、高温スラブ加熱した熱延板には、粗大に圧延方向に伸長した未再結晶粒が多く観察され、かかる未再結晶組織は、続く熱延板焼鈍工程においてもほとんど減少することがなかった。

一般的に、鋼の延性は結晶粒径が小さいほど高くなることから、熱延板および熱延板焼鈍板粒径の大きい高温スラブ加熱材は脆性が高く、圧延中に端部から亀裂が生成したものと考えられる。

[0039] 本推定を念頭に、発明者らは、鋼成分を変更することによって延性を高めれば、耳割れの発生個数をさらに低減できるのではないかと考えた。作製したスラブの組成は上記表3のとおりである。ここで、鋼の組織を微細化し、延性を高めるのが容易な方法は、素材の炭素量を変更することが知られている。しかしながら、素材の炭素量は、一次再結晶板の集合組織にも大きな影

響を及ぼし、二次再結晶後の磁性を損なうリスクがある。

そこで、発明者らは、A I、N量の微調整による組織微細化を検討した。A IとNは、インビタであるA I Nを形成するが、これらが過不足なく析出されれば、固溶A Iあるいは固溶N量が減少し、A I Nのオストワルド成長が遅延される。そのため、焼鈍工程において析出物が粗大化せず、結晶粒径の粗大化が強く抑制され、微細な組織が保持される。A IとNが過不足なく析出する条件は、A IとNの原子数比が同じ場合（1：1）であるため、A I / Nの質量比の値ではおよそ2.0の条件となる。

表4に示されるように、スラブ加熱温度：1320℃で比較した場合、平坦化焼鈍板の耳荒れに関し、鋼A、DおよびEは、板幅方向に3cmを超えて形成した耳荒れ（耳割れ）が10m長さ当たりの割れ個数で0.020個以下を満足した。すなわち、A I / Nの値が1.8以上3.0以下の条件で耳荒れを良く抑制できると考えられる。

[0040] さらに、本発明者らは、誘導加熱の周波数を変えながら加熱し、かかる周波数が時間とともに減少しないパターンであれば、さらに、スラブ内部の温度を均一化し、磁束密度がスラブ全長で良好とすることができることを見出した。

表5に、スラブ加熱条件を示す。周波数を変えた条件であってもヒートパターンが揃うように、コイル電流値を調整しながら、いずれの条件でも、狙いの抽出温度（=1325℃）±10℃の範囲内で約15分間の加熱を行った。なお、加熱開始後20、30、40、50分の時点ではいずれも加熱条件を変更したので、変更前後の条件を併記している。

また、表6に、本スラブを用いて製造した方向性電磁鋼板コイルの耳荒れと磁束密度の評価結果を示す。

[0041]

[表5]

時間 (min)	条件1		条件2		条件3		条件4		狙い温度 (°C)
	周波数 (Hz)	電流値 (arb.)	周波数 (Hz)	電流値 (arb.)	周波数 (Hz)	電流値 (arb.)	周波数 (Hz)	電流値 (arb.)	
0	100	5	100	5	220	3	150	1.3	1100
20	100	5	100	5	220	3	150	1.3	1250
20	100	4.5	100	4.2	180	3.2	150	1.0	1250
30	100	4.5	100	4.2	180	3.2	150	1.0	1280
30	100	4.2	120	4.2	150	3.5	140	1.0	1280
40	100	4.2	120	4.2	150	3.5	140	1.0	1300
40	100	4.2	150	4	120	3.6	135	1.0	1300
50	100	4.2	150	4	120	3.6	135	1.0	1320
50	100	3.8	200	3.5	80	5	130	1.0	1320
60	100	3.8	200	3.5	80	5	130	1.0	1325

表5

[0042] [表6]

表6

条件	平坦化焼鈍板の 耳荒れ検出個数 (個/10m)	磁束密度 B_8 (T)		
		スラブ先端部	スラブ中央部	スラブ尾部
1	0.002	1.945(0.020)	1.955(0.018)	1.950(0.020)
2	0	1.946(0.015)	1.955(0.016)	1.955(0.015)
3	0.014	1.940(0.037)	1.945(0.038)	1.940(0.032)
4	0.002	1.943(0.022)	1.948(0.020)	1.950(0.024)

[0043] なお、前記磁束密度は、圧延方向300mm幅方向100mmの試験片をコイル幅方向に沿って11枚×圧延方向に3列切出し、計33枚のSSTによって測定した。また、表6には、かかる測定結果の平均値を算出し、かかる平均値とカッコ内にその標準偏差を示した。

[0044] 周波数を増大する加熱パターン条件2では耳荒れ不良が無く、さらに磁束密度の平均値もばらつきも小さい、特に良好な特性を示すことが明らかとなった。これに対し、周波数を経時的に大きく減少させたパターン条件3では、電流値が単調に減少するパターンが取れなくなり、耳荒れ検出個数も多い結果となった。一方、周波数が減少するパターンであっても減少量の小さい条件4では、周波数を変更しなかった条件1に対して比べても、顕著な違いは認められなかった。

[0045] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

先ず、本発明の方向性電磁鋼板の素材に用いる鋼スラブの成分組成の適正範囲およびその限定理由について説明する。なお、以下の説明において、「～」を用いて表される数値範囲は、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

[0046] C : 0.030～0.085mass%

Cは、0.030mass%に満たないと、Cによる粒界強化効果が失われ、スラブに割れを生じ、製造に支障をきたす。また、圧延加工中のひずみ時効によって生じる磁気特性向上に好ましい不均一変形を抑制する。一方、C量が0.085mass%を超えると、一次再結晶焼鈍で、C量を磁気時効の起こらない0.005mass%以下に低減することが困難となる。よって、Cは0.030～0.085mass%の範囲とする。C量は、好ましくは0.040mass%以上とする。また、C量は、好ましくは0.080mass%以下とする。

[0047] Si : 2.00～4.50mass%

Siは、鋼板の比抵抗を高め、鉄損を低減するために重要な元素である。

2.00 mass%未満のSi添加では、これらの効果が十分に発揮できない。一方、Si量が4.50 mass%を超えると、鋼板の脆性が増し、圧延加工が困難となる。よって、Siは2.00~4.50 mass%の範囲とする。Si量は、好ましくは2.50 mass%以上、より好ましくは3.00 mass%以上とする。また、Si量は、好ましくは4.50 mass%以下、より好ましくは4.00 mass%以下とする。

[0048] Mn : 0.03~0.50 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。上記効果を得るためには、Mn量が0.03 mass%未満では十分ではない。一方、Mn量が0.50 mass%を超えると、製品板の磁束密度が低下するようになる。よって、Mnは0.03~0.50 mass%の範囲とする。Mn量は、好ましくは0.05 mass%以上、より好ましくは0.07 mass%以上とする。また、Mn量は、好ましくは0.20 mass%以下、より好ましくは0.15 mass%以下とする。

[0049] 酸可溶性Al (Sol. Al) : 0.005 mass%以上0.025 mass%未満

Alは、インヒビタとしての役割を担い、Goss方位粒を二次再結晶させるのに重要な元素であり、その効力を発揮するためには0.005 mass%以上の添加が必要である。一方、過度に添加されると、粒成長が過度に抑止されGoss方位粒が二次再結晶しなくなるばかりか、表面に緻密な酸化膜を形成し、窒化の際にその窒化量の制御を困難にしたり、脱炭を阻害したりすることがある。そのため、sol. Al量で0.025 mass%未満に抑制する。sol. Al量は、好ましくは0.007 mass%以上、より好ましくは0.010 mass%以上とする。また、sol. Al量は、好ましくは0.022 mass%以下、より好ましくは0.018 mass%以下とする。

[0050] N : 0.0030~0.0090 mass%

Nは、Alと同様、インヒビタとしての役割を担い、Goss方位粒を二

次再結晶させるのに重要な元素であり、その効力を得るために0.0030 mass%以上の添加が必要である。一方で、Nは、スラブ加熱時にフクレなどの欠陥の原因となることもあるため、0.0090 mass%以下に抑制する。より好適な範囲については、以下のAl/Nにより規定される。

[0051] sol. Al/Nが1.7以上3.0以下

Nは、Alと結合してインヒビタAlNを析出する。その際のAlおよびNは、原子数比で1:1、質量比では、およそ2:1で結合している。本発明は、延性増大のため微細なフェライト結晶粒の形成が重要であり、そのために、AlNの析出物は微細に分散させる必要がある。かかる析出物は、焼鈍中、オストワルド成長を通じて粗大化するが、その成長速度は、固溶Al、固溶Nの量が多いほど高まると考えられる。従って、AlとNは、質量比2:1で過不足なくAlNを形成し、固溶Al、固溶Nの量が少ないほど、微細な析出物が保持され、ひいては微細なフェライト結晶粒が得られる。前述の実験に基づき、sol. Al/Nの適正範囲は、1.7から3.0である。好ましくは、Al/Nの下限を1.8とする。また、好ましくは、Al/Nの上限を2.5とする。

[0052] S: 0.0005~0.0300 mass%

Sは、Mnと結合してインヒビタを形成するが、0.0005 mass%未満では、インヒビタの絶対量が不足し、正常粒成長の抑制力不足となる。一方で、Sの含有量が0.0300 mass%を超えると、二次再結晶焼鈍において、脱Sが不完全となるため、鉄損劣化を引き起こす。そのため、Sは、0.0005~0.0300 mass%の範囲とする。より好ましくは0.0015 mass%以上、さらに好ましくは0.0030 mass%以上とする。

[0053] P、AsおよびSbから選んだ少なくとも1つの元素:それぞれ0.005~0.500 mass%

P、Sbは、地鉄中に固溶し、インヒビタとしてGoss方位粒の選択成長性を高めるほか、二次再結晶前組織の集合組織を改善し、Goss方位粒

の二次再結晶を良好に生じさせるのに必要な元素である。その効果を得るためにそれぞれ0.005mass%以上添加する。一方で、過度に添加した場合、圧延性を損ない、製造に支障をきたすことから、上限はそれぞれ0.500mass%とする。より好ましくは、それぞれ0.020mass%以上または0.150mass%以下とする。

なお、同族元素であるAsは、磁性改善の効果が認められるので、上記範囲で添加することができる。有毒元素であるため、Asを活用する場合、Pおよび/またはSbと併用しつつ、より好ましくは、As:0.001~0.010mass%の範囲で使用する。

また、P、As、Sbは単独で含有するよりも、上記範囲で、P、AsおよびSbから選ばれる2つ以上の元素を含む方が好ましい。

[0054] 本発明において、鋼スラブの上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。

[0055] 本発明では、磁気特性の改善を目的として、鋼スラブの上記成分にさらに、Se:0.0005~0.0200mass%、Ni:0.01~1.50mass%、Cr:0.03~0.50mass%、Cu:0.03~0.50mass%、Sn:0.005~0.500mass%、Bi:0.005~0.500mass%、Mo:0.005~0.100mass%、B:0.0002~0.0025mass%、Te:0.0005~0.0100mass%、Zr:0.001~0.010mass%、Nb:0.001~0.010mass%、V:0.001~0.010mass%およびTa:0.001~0.010mass%のうちから選ばれる1種または2種以上を適宜含有してもよい。

[0056] [製造方法]

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。

<加熱工程>

前述した成分組成を有する鋼素材を、常法の精錬プロセスで溶製した後、常法の造塊一分塊圧延法または連続鑄造法で鋼スラブとする。あるいは、直

接鑄造法で100mm以下の厚さの薄い鋼スラブを製造してもよい。これらの鋼スラブを、1380℃以下の抽出温度 T_r まで加熱保持し、熱間圧延に供する。また、かかる保持温度が γ 相析出温度以下の場合、結晶相が二相化し、固溶元素が γ 相や α 相に濃化し、次工程以降の工程まで不均一な鋼組織が残り、磁性不良の要因となることから、より好ましい保持温度は γ 相が析出しない温度域とする。さらに、1380℃超でスラブ加熱すると、熱間圧延前のフェライト粒径が過度に大きくなって、粗大な未再結晶組織が熱延板に形成され、鋼の延性を損なって圧延中に耳荒れを生じやすくする。スラブの加熱温度は、好ましくは1350℃以下である。一方、 T_r の下限は γ 相析出温度よりも高ければ特に限定されないが1200℃程度が好ましい。なお、スラブ温度は、鋼スラブの表面温度を基準とする。

[0057] 実操業のスラブ加熱において、スラブ温度を狙いの均熱温度丁度に保持することは困難であることから、本発明では、実操業における温度バラツキの実績を基に、1380℃以下のスラブ抽出温度： T_r (℃) に対し、 $T_r - 10^\circ\text{C} \leq T \leq T_r + 10^\circ\text{C}$ の関係を満足する温度 T で5分間以上の時間、スラブ加熱をすることが必要である。

すなわち、上記温度 T にかかる関係式は、温度バラツキの許容範囲として $\pm 10^\circ\text{C}$ を設けたことを意味する。

また、この温度 T での加熱時間が5分を下回ると、誘導加熱に起因して昇温中に形成されたスラブ内の温度むらが十分にならされず、スラブ位置によっては温度が低くなってインヒビタが十分固溶されずに磁性劣化を招く可能性がある。より好ましくは、10分以上とする。加熱時間の上限は、特に制限されないが、過度な長時間化は生産性を阻害するため好ましくは60分以下とする。

[0058] 本発明のスラブ加熱は、誘導加熱の方法で行う。かかる誘導加熱の電源周波数は20Hz以上1000Hz以下とする。誘導加熱では、表皮効果によりスラブ表層側での発熱が強くなるが、これは、周波数が高いほど顕著になる。表層のみを集中的に加熱する場合、スラブ内部と温度差を生じ、スラブ

温度を管理する放射温度計で測定した表層スラブ温度との乖離が大きくなる。従って、スラブを均一に加熱するためには、周波数が低い方が好ましく、1000Hz以下とする。好ましくは、300Hz以下とする。より好ましくは、200Hz以下である。一方、かかる周波数は、誘導加熱を効率的に行うために20Hz以上とする。好ましくは、50Hz以上である。

なお、上記スラブ加熱は、誘導加熱の条件が本発明を満足していれば、その一部にガス雰囲気加熱をさらに追加することもできる。

[0059] 前記誘導加熱時のコイルに流れる電流は、その平均値が単調に減少するように制御する。ここでいう単調に減少とは、バラツキによる変動が加熱開始時の電流値に対して±5%を超えて増大せず、加熱終了時直前の電流値が加熱開始時の電流値に対して5%を超えて減少することを意味する。加熱の途中段階まで電流値に変化が無くてもよいが、加熱開始時に対して加熱終了時直前の電流値は少なくとも10%程度低いことが好ましい。また、コイル電流は計測ばらつきや、交流電流のため測定値が一定とならないが、上記平均値は、5分間の平均値とする。

[0060] さらに、前記鋼スラブの加熱工程においては、誘導加熱の周波数を単調に増加させることが好ましい。周波数を単調に増加させるとは、周波数を徐々に増大させて、加熱終了時の周波数を、加熱開始時の周波数に対して高くなるよう定めることであり、加熱中に減少させないことが好ましい。

なお、周波数を徐々に増大させることによって特性が改善したメカニズムについては不明なところが多いが、例えば以下のような理由を考えている。

すなわち、黒体より放出されるエネルギーは、温度の4乗に比例するが、これは、スラブの加熱時にもおよそ成り立ち、温度が高いほど、スラブ表面からエネルギーが失われる傾向にある。従って、スラブ加熱の後半は、スラブ温度が高温化するため、スラブ表面からの抜熱も大きくなる傾向がある。そこで、加熱後半により高い周波数による誘導加熱を適用することで、抜熱の大きいスラブ表面において優先的に発熱することが可能となる結果、スラブ全体でのより均一な温度分布を実現することができると考えられる。

[0061] <熱間圧延>

かような手順で加熱したスラブを、粗圧延および仕上げ圧延によって、熱延板としてコイル状に巻取る。熱延板の板厚は、1.5 mm以上4.0 mm以下の範囲が好ましい。ここで、先端あるいは尾端の少なくともいずれか一方において、圧延終了温度を950℃以下とする。圧延終了温度が高い場合、圧延時に再結晶した組織が粗大化し、続く工程において鋼の延性低下を招いて製造性を損なう。より好ましくは、920℃以下である。なお、圧延終了温度の下限は、スラブが熱延板としてコイル状に巻取れば特に限定されないが、850℃程度である。

[0062] 本発明では、インヒビタの粗大化を抑止するため、仕上げ圧延終了後2秒以内に、100℃/秒以上の冷却速度にて、熱延板に1秒間以上の冷却を施し、冷却後の前記熱延板を巻取温度600℃以下で巻取って、熱間圧延工程を完了することが好ましい。さらに好ましくは、仕上げ圧延終了後1秒以内に、熱延板に冷却を施す。

続いて、仕上げ圧延終了後、熱延板焼鈍の前までに、スキンプラス圧延を行ってもよい。スキンプラス圧延により、鋼板の形状を矯正することができる。

[0063] <熱延板焼鈍>

次いで、仕上げ圧延後の熱延板、または上記のスキンプラス圧延をして得た熱延板に、熱延板焼鈍を施す。熱延板焼鈍の均熱温度は、750℃以上1170℃以下とする。均熱時間は5秒以上90秒以下とする。均熱温度が750℃未満では、Alなどインヒビタ形成元素の拡散量が不足し、インヒビタが十分に析出しないほか、均熱温度が低い場合には、熱延板の圧延方向に伸びた結晶粒に残るひずみを除去できずに、整粒した一次再結晶組織を得ることが難しくなって二次再結晶粒の成長が阻害されるためである。一方、均熱温度が1170℃を超えて高温になると、インヒビタが溶体化し、析出できないインヒビタの量が増大する。

また、均熱時間が5秒に満たないと、インヒビタ形成元素が十分拡散できずにインヒビタが十分に析出しない、また、整粒した一次再結晶組織が得ら

れにくい。一方、均熱時間が90秒を超えると、インヒビタが粗大に析出してインヒビタとしての粒成長抑制効果を十分発揮できない、また、一次再結晶組織が過度に粗大化して製造性を損なう。

熱延板焼鈍の均熱温度は、850℃以上が好ましい。一方、熱延板焼鈍の均熱温度は、1150℃以下が好ましい。

[0064] 前記熱延板焼鈍工程は、さらに追加で700℃以上900℃以下の温度にて5秒以上180秒以下の時間保持する工程を含むことが好ましい。熱延板焼鈍工程では、熱延工程で十分に析出されないAlNが析出されるが、AlNは、上記温度域で効率的に析出されることが分かっている。本発明では、インヒビタを積極的に析出し、結晶粒成長性を阻害することによって、高い延性を保持することが狙いであるため、上記、追加焼鈍を行うことはAlNをさらに析出させることができるので好ましい。なお、温度は、上記範囲で必ずしも保定する必要はなく、昇温速度や冷却速度を調整することによって、700℃以上900℃以下の温度域にて5秒以上180秒以下の時間留まればよい。より好ましい条件は、かかる温度が750℃以上である。また、かかる時間は、10秒以上がより好ましく、180秒以下がより好ましい。

[0065] <冷間圧延>

熱延板焼鈍後、かかる熱延板焼鈍板に、1回の冷間圧延、または、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を施して最終板厚を有する冷延板とする。上記中間焼鈍の均熱温度は、900～1200℃の範囲とすることが好ましい。均熱温度が900℃以上であれば、中間焼鈍後の再結晶粒が細くなりすぎること効果を防ぎ、さらに、一次再結晶組織におけるGoss核の減少を効果的に防いで、方向性電磁鋼板の磁気特性がより向上する。一方、均熱温度が1200℃以下であれば、結晶粒が粗大化しすぎず、整粒したより好ましい一次再結晶組織を得ることができるからである。より好ましくは、1150℃以下である。

[0066] なお、前記冷間圧延は、タンデム圧延（一方向圧延）、リバース圧延いずれの方法でも良く、公知の温間圧延技術、もしくはパス間時効技術を利用し

てもよい。

[0067] また、耳荒れを起点とする板割れは、冷間圧延のような強い変形を加えた場合に生じていた。従って、1回目の冷間圧延に先立って、コイル端部の耳荒れを切断除去すれば、著しく板割れ頻度を低下することができる。切断幅は5mm以上であることが好ましい。一方、かかる切断幅の上限は特に限定されないが、生産性等の観点から30mm以下程度である。

なお、かかる切断除去は、1回目の冷間圧延の前、すなわち冷延工程や前工程ライン内の熱延板焼鈍板となった後で連続的に行っても良いし、加工のために専用ラインに移して追加工程として行ってもよい。切断方法は、機械式のトリマー機その他、レーザ切断、ウォータージェット切断など、公知に知られる技術が適用可能である。

[0068] 冷延板の最終板厚は、圧延負荷軽減の点から、0.15mm以上であることが好ましい。一方、最終板厚の上限は、0.35mmである。

[0069] <一次再結晶焼鈍>

最終板厚とした冷延板には、その後、一次再結晶焼鈍を施す。この一次再結晶焼鈍における焼鈍温度は、脱炭焼鈍を兼ねる場合には、脱炭反応を速やかに進行させる観点から、800~900℃の範囲とすることが好ましく、また、雰囲気は湿潤雰囲気とするのが好ましい。なお、一次再結晶焼鈍とは別に脱炭焼鈍を行ってもよい。

かくして本発明に従う方向性電磁鋼板は、C量を不純物程度に低減し、磁気時効によるCの悪影響を排除することができる。

[0070] <二次再結晶焼鈍>

次いで、かかる一次再結晶焼鈍後の一次再結晶焼鈍板に二次再結晶焼鈍を施して方向性電磁鋼板を得る。

鉄損特性および変圧器の騒音の低減を特に重視する場合には、MgOを主体とする焼鈍分離剤を一次再結晶焼鈍板の表面（片面または両面）に塗布して、乾燥した後、二次再結晶焼鈍を施すことが好ましい。ここで、MgOを主体とするとは、焼鈍分離剤全体に対し、MgOを質量%で80%含有する

ことを指す。焼鈍分離剤を一次再結晶焼鈍板の表面に塗布してから二次再結晶焼鈍を施すことで、G o s s 方位に高度に集積させた二次再結晶組織を発達させるとともに、フォステライト被膜を鋼板表面に形成させることができる。

[0071] 他方、打抜加工性を重視し、フォステライト被膜を形成させない場合には、焼鈍分離剤を適用しないか、あるいは、シリカまたはアルミナ等を主体とした焼鈍分離剤を用いて二次再結晶焼鈍を施すことが好ましい。ここで、シリカまたはアルミナ等を主体とするとは、焼鈍分離剤全体に対し、シリカまたはアルミナ等を質量%で80%含有することを指す。なお、フォステライト被膜を形成しない場合、焼鈍分離剤の塗布を、水分を持ち込まない静電塗布によって行うことも有効である。また、焼鈍分離剤に代えて、公知の耐熱無機材料シートを用いてもよい。耐熱無機材料シートは、例えばシリカ、アルミナ、およびマイカを含む。

[0072] 二次再結晶焼鈍の条件として、フォステライト被膜を形成させる場合には、800~1050℃付近に20時間以上保定して二次再結晶を発現して完了させた後、さらに1100℃以上の温度まで昇温することが好ましい。鉄損特性を重視し、純化处理を施す場合には、さらに1200℃程度の温度まで昇温することが好ましい。一方、フォステライト被膜を形成させない場合には、二次再結晶が完了すればよいので、800~1050℃までの昇温で焼鈍を終了することができる。

また、本発明における方向性電磁鋼板において、N、Al、S、Seは、二次再結晶焼鈍中に焼鈍分離剤の中や焼鈍の雰囲気の中に拡散・放出されるため、スラブの成分に比べていずれも減少している。よって、二次再結晶焼鈍後は、スラブ中の不可避的不純物に加え、上記N、Al、S、Seも不可避的不純物として扱う。

[0073] 二次再結晶焼鈍後の二次再結晶焼鈍板（方向性電磁鋼板）に、水洗やブラッシング、酸洗等で、鋼板表面に付着した未反応の焼鈍分離剤を除去してもよい。また、二次再結晶焼鈍板に、さらに平坦化焼鈍を施してもよい。二次

再結晶焼鈍は、通常、コイル状態で行うため、コイルの巻き癖が付く。この巻き癖は鉄損特性を劣化するおそれがある。平坦化焼鈍を施すことによって形状矯正をすることで、鉄損をさらに低減させることができる。

[0074] さらに、鋼板を積層して使用する場合には、上記平坦化焼鈍において、あるいは、その前後において、鋼板表面に絶縁被膜を被成することが有効である。特に、鉄損の低減を図るためには、絶縁被膜として、鋼板に張力を付与する張力付与被膜を形成することが好ましい。張力付与被膜の形成には、バインダーを介して張力付与被膜を塗布する方法の他、物理蒸着法または化学蒸着法により無機物を鋼板表層に蒸着させる方法を採用することができる。これらの方法によれば、被膜密着性に優れかつ著しく鉄損低減効果が大きい絶縁被膜を形成することができる。

[0075] 鉄損をより低減するためには、方向性電磁鋼板に磁区細分化処理を施すことが好ましい。磁区細分化処理の方法としては、方向性電磁鋼板（最終製品板）表面（表面または裏面）に溝を形成する方法、電子ビーム照射やレーザー照射、プラズマ照射等によって線状または点状に熱歪や衝撃歪を導入する方法、最終板厚に冷間圧延した冷延板や中間工程の鋼板表面にエッチング加工を施して溝を形成する方法等、公知の磁区細分化処理方法を用いることができる。

なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

[0076] 本発明に示された方法により、P、Sbなどの第15族元素を積極的に利用した成分系であっても、冷延板や平坦化焼鈍板のコイル幅方向エッジ部分に耳荒れ形成を抑制することができる。その結果、従来技術に比べて、通板中に、耳荒れを起点とした板割れが減少し、良好な製造性を得ることができる。具体的には、板幅方向に3cmを超えて形成した耳荒れ（耳割れ）が平坦化焼鈍板（鋼板）10m当たりの耳荒れ発生個数を、0.020個以下とすることができる。

[0077] 本発明によれば、従来技術に比べて優れた磁気特性を発現することができる。すなわち、本発明に係る製造方法によれば、磁束密度 B_8 が1.94T以

上であってかつ板厚0.35mm以下の方向性電磁鋼板を製造することができる。なお、磁束密度 B_0 は、方向性電磁鋼板からエプスタイン試験片を切り出し、JIS C2550に記載のエプスタイン法に準拠して測定した。

[0078] なお、本発明で得られた方向性電磁鋼板は、高い磁束密度を示し、本技術によって作製した方向性電磁鋼板を変圧器に使用すれば、エネルギー使用効率を低減することができるだけでなく、変圧器騒音も低減できる。また、方向性電磁鋼板の製造方法によれば、変圧器などの電力機器を高効率に使用することが可能となるだけでなく、磁気ひずみに起因する動作時の騒音低減にも寄与することができる。

実施例

[0079] 表7に示した成分を有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼素材を溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。該鋼スラブを、表8に示す条件にてスラブ加熱し、鋼スラブに粗圧延を施して粗圧延板とし、粗圧延板に仕上げ圧延を施して熱延板とし、熱延板に冷却を施し、冷却後の熱延板を巻取った。ここで、かかる冷却は、仕上げ圧延終了後2秒以内に100℃/秒以上の冷却速度にて1～5秒間行い450～600℃の温度範囲で巻取った。次いで、該熱延板に熱延板焼鈍を施して熱延板焼鈍板とした。スラブ加熱は、誘導加熱を用い、周波数は50Hzから300Hzの範囲で一定として又は単調増加させて使用した。なお、コイル端部を切断除去した場合の切断幅は5mmとした。

[0080]

[表7]

表 7

鋼No.	成分組成 (mass%)													その他
	C	Si	Mn	S	sol.Al	N	Al/N	P	As	Sb				
F	0.065	3.41	0.05	0.0050	0.015	0.0070	2.1	0.120	-	-	-	-	Se:0.0120	
G	0.058	3.37	0.05	0.0050	0.018	0.0075	2.4	-	-	0.120	-	-	Se:0.0140	
H	0.050	3.42	0.05	0.0220	0.024	0.0082	2.9	-	0.005	-	-	-	-	
I	0.045	3.35	0.05	0.0240	0.013	0.0067	1.9	0.050	0.002	0.050	-	-	-	
J	0.035	3.39	0.05	0.0080	0.014	0.0064	2.2	0.080	-	0.050	-	-	Se:0.0060	
K	0.040	3.41	0.05	0.0030	0.018	0.0068	2.6	-	-	0.100	-	-	Se:0.0100, Ni:0.10, Cr:0.05	
L	0.046	3.36	0.05	0.0030	0.017	0.0067	2.5	0.050	0.002	0.030	-	-	Se:0.0100, Cu:0.15	
M	0.058	3.38	0.06	0.0050	0.015	0.0062	2.4	0.020	0.001	0.070	-	-	Se:0.0100, Sn:0.180, B:0.0002	
N	0.067	3.45	0.05	0.0050	0.017	0.0069	2.5	0.020	-	0.180	-	-	Se:0.0100, V:0.002, Mo:0.007	
O	0.067	3.43	0.04	0.0050	0.006	0.0035	1.7	0.100	-	-	-	-	Se:0.0100, Bi:0.005	

[0081] [表8]

No.	鋼 No.	熱圧延						熱延板焼鈍			冷間圧延 (および一部中間圧延)			平坦化焼鈍		備考	
		スラブ抽出温度(°C)	加熱時間(分)	電流制御パターン	周波数制御パターン	仕上げ温度(°C)	仕上げ延後冷却までの時間(秒)	仕上げ厚(mm)	均熱温度(°C)	均熱時間(秒)	追加工高温保持	圧延前エッジ切断除去	中間厚(mm)	中間焼鈍温度(°C)	最終圧延コイル耳荒れ発生回数(個/10m)		磁気密度B _R (T)
1	F	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.010	1.942	発明例
2	G	1350	12	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1080	0.012	1.946	発明例
3	H	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1080	0.017	1.942	発明例
4	I	1350	9	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.011	1.955	発明例
5	J	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.015	1.953	発明例
6	K	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.014	1.943	発明例
7	L	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1070	0.015	1.952	発明例
8	M	1350	20	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.017	1.957	発明例
9	N	1350	12	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1080	0.012	1.951	発明例
10	O	1350	15	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1100	0.014	1.944	発明例
11	L	1260	12	単調減少	単調増加	890	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.001	1.953	発明例
12	L	1300	7	単調減少	単調増加	900	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.002	1.950	発明例
13	L	1320	12	単調減少	単調増加	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.004	1.953	発明例
14	L	1350	12	単調減少	単調増加	920	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.005	1.955	発明例
15	L	1380	15	単調減少	単調増加	930	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.006	1.943	発明例
16	L	1400	15	単調減少	単調増加	940	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1120	0.036	1.935	比較例
17	F	1380	11	単調減少	単調増加	955	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1070	0.021	1.942	比較例
18	F	1380	10	単調減少	単調増加	945	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1070	0.004	1.945	発明例
19	F	1380	18	単調減少	単調増加	900	0.5	2.7	950	20	無し	無し	1.9	1070	0.007	1.947	発明例

※スラブの先端あるいは尾端のうち低い方の値

表8

表 8 (続き)

No.	鋼 No.	熱間圧延					熱延板焼鈍			冷間圧延 (および一部中間三延)			平準化焼鈍		備考	
		スラブ 抽出温度 (°C)	加熱 時間 (分)	電流 制御 パターン	周波数 制御 パターン	仕上 温度※ (°C)	仕上 冷却までの 時間(秒)	仕上 厚 (mm)	均熱 温度 (°C)	均熱 時間 (秒)	追加 高温 保持	圧延前 エッジ 切断除去	中間厚 (mm)	中間焼鈍 温度 (°C)		最終圧延コイル 非荒れ発三個数 (個/10m)
20	K	1320	9	単調減少	当調増加	920	0.5	2.7	700	90	無し	1.9	1100	0.010	1.928	比較例
21	K	1320	13	単調減少	当調増加	920	0.5	2.7	750	60	無し	1.9	1100	0.011	1.942	発明例
22	K	1320	15	単調減少	当調増加	920	0.5	2.7	950	20	無し	1.9	1100	0.011	1.951	発明例
23	K	1320	12	単調減少	当調増加	920	0.5	2.7	1050	10	無し	1.9	1100	0.010	1.946	発明例
24	K	1320	11	単調減少	当調増加	920	0.5	2.2	1150	5	無し	-	-	0.017	1.941	発明例
25	K	1320	9	単調減少	当調増加	920	0.5	2.2	1180	5	無し	-	-	0.048	1.918	比較例
26	G	1350	5	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	※1	1.9	1080	0.006	1.955	発明例
27	G	1350	8	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	※2	1.9	1080	0.003	1.957	発明例
28	I	1350	9	単調減少	一定	920	0.5	2.7	950	20	無し	1.9	1100	0.000	1.950	発明例
29	J	1310	20	単調減少	一定	900	0.5	2.5	1000	20	無し	2.0	1100	0.007	1.951	発明例
30	J	1330	12	単調減少	当調増加	915	0.5	2.7	1050	20	※3	1.9	1100	0.003	1.955	発明例
31	J	1330	12	単調減少	一定	915	0.5	2.6	950	20	※3	1.8	1080	0.006	1.956	発明例
32	J	1360	11	単調減少	当調増加	930	0.5	2.7	1000	20	無し	1.8	1080	0.005	1.952	発明例
33	J	1360	9	単調減少	当調増加	920	0.5	2.5	1050	20	※4	1.8	1100	0.003	1.958	発明例
34	J	1350	15	単調減少	一定	920	3	2.7	950	20	無し	1.9	1100	0.015	1.940	発明例

※スラブの先端あるいは尾端のうち低い方の値

※1：800°C、50秒間保持

※2：900°Cから800°Cを60秒で冷却

※3：900°Cから800°Cを30秒で冷却

※4：800°C、120秒間保持

- [0082] 熱延板焼鈍の後は、酸洗してスケール除去した後、中間焼鈍を挟んだ2回の冷間圧延か、あるいは、1回の冷間圧延により、板厚0.22mmまで加工した。次に、60vol% H_2 -40vol% N_2 、露点：52~58℃の湿潤雰囲気下で、860℃、120秒の条件の一次再結晶焼鈍を施して一次再結晶板とした。該一次再結晶板表面にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布してから、1200℃、50時間の条件の二次再結晶焼鈍を行った。続いてリン酸塩系の絶縁張力コーティングの塗布、焼付けと鋼帯の平坦化を目的とする平坦化焼鈍とを施して製品板とした。得られた製品板からエプスタイン試験片を切り出し、前述した方法により、磁束密度 B_8 を測定した。
- [0083] 表8から、本発明を適用することで、圧延中の耳荒れ生成を抑制し、製造性に優れた方向性電磁鋼板が得られていることが分かる。

請求の範囲

[請求項1]

C : 0.030~0.085 mass %、

Si : 2.00~4.50 mass %、

Mn : 0.03~0.50 mass %、

S : 0.0005~0.0300 mass %、

sol. Al : 0.005 mass %以上0.025 mass %未満、

N : 0.0030~0.0090 mass %、および、

P、AsおよびSbから選ばれる少なくとも1つの元素を0.005~0.500 mass %の範囲で含有し、sol. Al/Nが1.7以上3.0以下を満たし、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼スラブを、

誘導加熱により1380℃以下のスラブ抽出温度 T_r (℃)まで加熱し、 $T_r - 10^\circ\text{C} \leq T \leq T_r + 10^\circ\text{C}$ の範囲を満足する温度 T で5分間以上にわたり保持する加熱工程において、加熱の時間の経過とともにスラブに流れる平均電流値を単調に減少させ、かつ、誘導加熱の周波数を20Hz以上1000Hz以下の範囲にて行い、

前記スラブに仕上げ圧延を施して熱延板とする熱間圧延において、該熱延板の先端および尾端の少なくとも一方における圧延終了温度を950℃以下とし、かかる熱延板に750℃以上1170℃以下の温度にて5秒以上90秒以下の時間均熱する熱延板焼鈍を施して熱延板焼鈍板としたのち、

前記熱延板焼鈍板に、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を施して最終板厚の冷延板とし、該冷延板に一次再結晶焼鈍ついで二次再結晶焼鈍を施す、方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項2]

前記鋼スラブは、さらに、

Se : 0.0005~0.0200 mass %、

Ni : 0.01~1.50 mass %、

Cr : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Cu : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Sn : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Bi : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Mo : 0.005 ~ 0.100 mass %、
B : 0.0002 ~ 0.0025 mass %、
Te : 0.0005 ~ 0.0100 mass %、
Zr : 0.001 ~ 0.010 mass %、
Nb : 0.001 ~ 0.010 mass %、
V : 0.001 ~ 0.010 mass % および
Ta : 0.001 ~ 0.010 mass %

からなる群より選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項3] 前記鋼スラブは、Sb、AsおよびPから選ばれる少なくとも2つの元素をそれぞれ0.001 ~ 0.100 mass %含有する、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] 前記鋼スラブの加熱工程において、加熱終了時の誘導加熱の周波数を、加熱開始時に対して高くなるよう定め、加熱中に減少させない請求項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] 前記熱延板焼鈍板とする工程において、さらに追加で700℃以上900℃以下の温度にて5秒以上180秒以下の時間保持する、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。

[請求項6] 前記鋼スラブの加熱温度を、1350℃以下とする、請求項1 ~ 5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7] 前記熱延板焼鈍板に施す1回目の冷間圧延に先立って、コイル端部5mm以上を切断除去する、請求項1 ~ 6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8] 成分組成として、質量%で、

Si : 2.00 ~ 4.50 mass %、
Mn : 0.03 ~ 0.50 mass %を満たし、
さらにSb、AsおよびPから選ばれる少なくとも1つの元素を0.005 ~ 0.100 mass %含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる磁束密度 B_8 が1.94 T以上かつ板厚0.35 mm以下の方向性電磁鋼板であって、

エッジ部分における、板幅方向に3 cmを超えて形成した耳荒れ（耳割れ）が鋼板長さ10 m当たり0.020個以下である、方向性電磁鋼板。

[請求項9]

前記方向性電磁鋼板は、さらに、

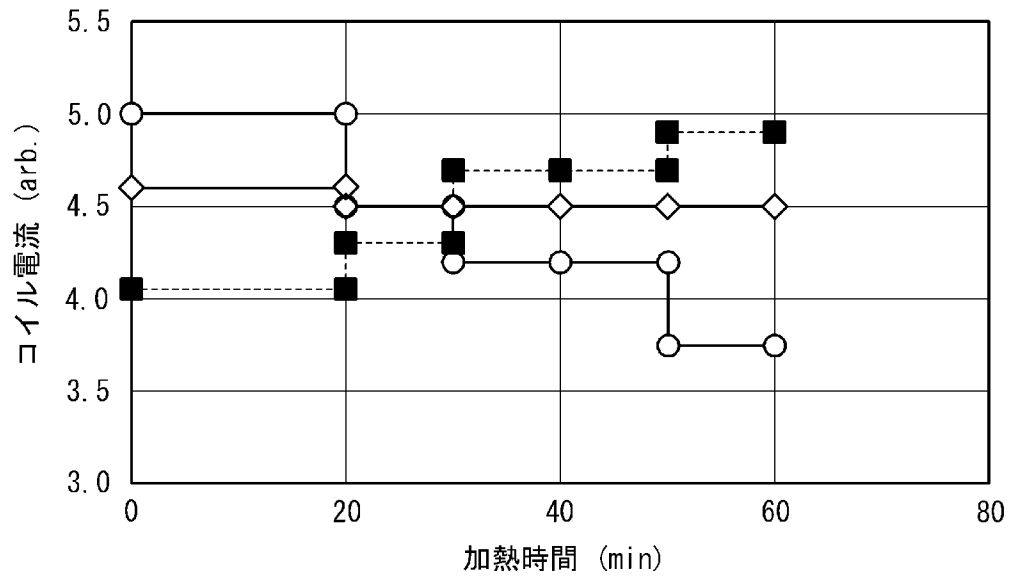
Ni : 0.01 ~ 1.50 mass %、
Cr : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Cu : 0.03 ~ 0.50 mass %、
Sn : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Bi : 0.005 ~ 0.500 mass %、
Mo : 0.005 ~ 0.100 mass %、
B : 0.0002 ~ 0.0025 mass %、
Te : 0.0005 ~ 0.0100 mass %、
Zr : 0.001 ~ 0.010 mass %、
Nb : 0.001 ~ 0.010 mass %、
V : 0.001 ~ 0.010 mass %および
Ta : 0.001 ~ 0.010 mass %

からなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項8に記載の方向性電磁鋼板。

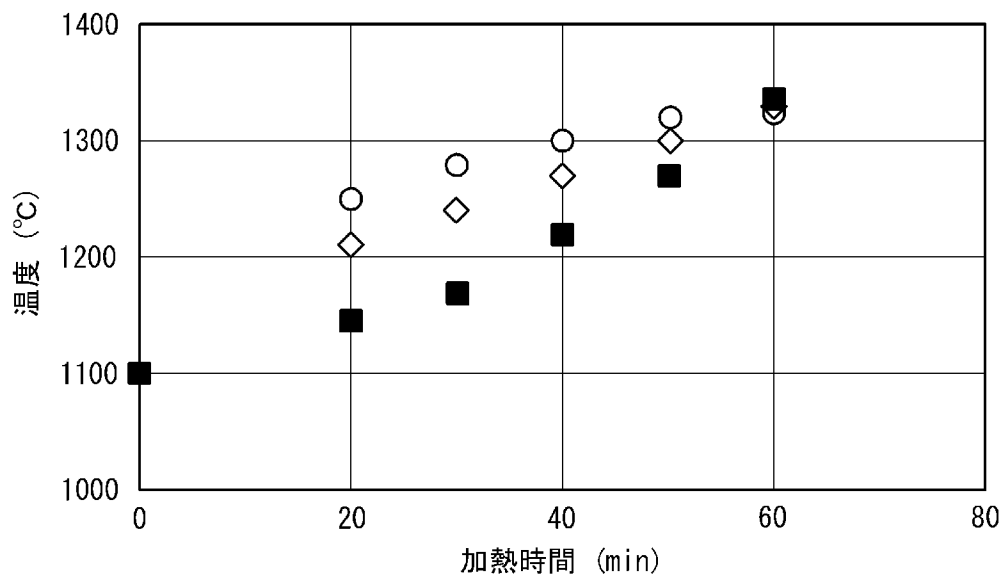
[請求項10]

前記方向性電磁鋼板が、Sb、AsおよびPから選ばれる少なくとも2つの元素をそれぞれ0.001 ~ 0.100 mass %含有する、請求項8または9に記載の方向性電磁鋼板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/040839

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<i>C21D 8/12</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/00</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/60</i> (2006.01)i; <i>H01F 1/147</i> (2006.01)i FI: C21D8/12 B; C22C38/00 303U; C22C38/60; H01F1/147 175		
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 1971-2022 Registered utility model specifications of Japan 1996-2022 Published registered utility model applications of Japan 1994-2022		
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.
X	WO 2016/084378 A1 (JFE STEEL CORP.) 02 June 2016 (2016-06-02) claims, paragraphs [0039]-[0041], [0044]-[0046], [0055], [0066], table 4	8-10
A		1-7
A	JP 2012-057190 A (JFE STEEL CORP.) 22 March 2012 (2012-03-22) claims, paragraph [0030]	8
A	JP 62-103322 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 13 May 1987 (1987-05-13) entire text, all drawings	1-10
A	JP 2002-105537 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 10 April 2002 (2002-04-10) entire text, all drawings	1-10
A	US 2020/0032363 A1 (POSCO) 30 January 2020 (2020-01-30) entire text, all drawings	1-10
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> 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 05 January 2023		Date of mailing of the international search report 17 January 2023
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2022/040839

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2016/084378	A1	02 June 2016	US 2017/0321296 A1 claims, paragraphs [0077]- [0082], [0088]-[0093], [0110], [0129]-[0133], table 4 EP 3225704 A1 CN 107002162 A KR 10-2017-0084189 A RU 2665649 C1	
JP	2012-057190	A	22 March 2012	(Family: none)	
JP	62-103322	A	13 May 1987	(Family: none)	
JP	2002-105537	A	10 April 2002	(Family: none)	
US	2020/0032363	A1	30 January 2020	WO 2018/117671 A1 entire text, all drawings KR 10-2018-0074455 A CN 110114478 A	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>C21D 8/12(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i FI: C21D8/12 B; C22C38/00 303U; C22C38/60; H01F1/147 175</p>																							
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>C21D8/12; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60; H01F1/147</p> <p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2022年</td> </tr> </table> <p>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）</p>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2022年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2022年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2022年													
日本国実用新案公報	1922 - 1996年																						
日本国公開実用新案公報	1971 - 2022年																						
日本国実用新案登録公報	1996 - 2022年																						
日本国登録実用新案公報	1994 - 2022年																						
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>WO 2016/084378 A1 (JFEスチール株式会社) 02.06.2016 (2016 - 06 - 02) 請求の範囲, 0039-0041, 0044-0046, 0055, 0066, 表4</td> <td>8-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td></td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2012-057190 A (JFEスチール株式会社) 22.03.2012 (2012 - 03 - 22) 特許請求の範囲, 0030</td> <td>8</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 62-103322 A (川崎製鉄株式会社) 13.05.1987 (1987 - 05 - 13) 全文, 全図</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2002-105537 A (川崎製鉄株式会社) 10.04.2002 (2002 - 04 - 10) 全文, 全図</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>US 2020/0032363 A1 (POSCO) 30.01.2020 (2020 - 01 - 30) 全文, 全図</td> <td>1-10</td> </tr> </tbody> </table> <p><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。</p> <p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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）</p> <p>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” 同一パテントファミリー文献</p>			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	WO 2016/084378 A1 (JFEスチール株式会社) 02.06.2016 (2016 - 06 - 02) 請求の範囲, 0039-0041, 0044-0046, 0055, 0066, 表4	8-10	A		1-7	A	JP 2012-057190 A (JFEスチール株式会社) 22.03.2012 (2012 - 03 - 22) 特許請求の範囲, 0030	8	A	JP 62-103322 A (川崎製鉄株式会社) 13.05.1987 (1987 - 05 - 13) 全文, 全図	1-10	A	JP 2002-105537 A (川崎製鉄株式会社) 10.04.2002 (2002 - 04 - 10) 全文, 全図	1-10	A	US 2020/0032363 A1 (POSCO) 30.01.2020 (2020 - 01 - 30) 全文, 全図	1-10
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	WO 2016/084378 A1 (JFEスチール株式会社) 02.06.2016 (2016 - 06 - 02) 請求の範囲, 0039-0041, 0044-0046, 0055, 0066, 表4	8-10																					
A		1-7																					
A	JP 2012-057190 A (JFEスチール株式会社) 22.03.2012 (2012 - 03 - 22) 特許請求の範囲, 0030	8																					
A	JP 62-103322 A (川崎製鉄株式会社) 13.05.1987 (1987 - 05 - 13) 全文, 全図	1-10																					
A	JP 2002-105537 A (川崎製鉄株式会社) 10.04.2002 (2002 - 04 - 10) 全文, 全図	1-10																					
A	US 2020/0032363 A1 (POSCO) 30.01.2020 (2020 - 01 - 30) 全文, 全図	1-10																					
<p>国際調査を完了した日</p> <p>05.01.2023</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>17.01.2023</p>																						
<p>名称及びあて先</p> <p>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</p>	<p>権限のある職員（特許庁審査官）</p> <p>鈴木 葉子 4K 3557</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>																						

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/JP2022/040839

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2016/084378	A1	02.06.2016	US	2017/0321296	A1	
				請求の範囲, 0077-0082, 0088-0093, 0110, 0129-0133, 表4			
				EP	3225704	A1	
				CN	107002162	A	
				KR	10-2017-0084189	A	
				RU	2665649	C1	

JP	2012-057190	A	22.03.2012	(ファミリーなし)			

JP	62-103322	A	13.05.1987	(ファミリーなし)			

JP	2002-105537	A	10.04.2002	(ファミリーなし)			

US	2020/0032363	A1	30.01.2020	WO	2018/117671	A1	
				全文, 全図			
				KR	10-2018-0074455	A	
				CN	110114478	A	
