

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号

特許第7159595号

(P7159595)

(45)発行日 令和4年10月25日(2022.10.25)

(24)登録日 令和4年10月17日(2022.10.17)

(51)国際特許分類

F I

C 2 1 D 8/12 (2006.01)

C 2 1 D 8/12 B

H 0 1 F 1/147(2006.01)

H 0 1 F 1/147 1 7 5

C 2 2 C 38/00 (2006.01)

C 2 2 C 38/00 3 0 3 U

C 2 2 C 38/60 (2006.01)

C 2 2 C 38/60

請求項の数 2 (全27頁)

(21)出願番号 特願2018-68172(P2018-68172)
 (22)出願日 平成30年3月30日(2018.3.30)
 (65)公開番号 特開2019-178379(P2019-178379
 A)
 (43)公開日 令和1年10月17日(2019.10.17)
 審査請求日 令和2年11月6日(2020.11.6)

(73)特許権者 000006655
 日本製鉄株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74)代理人 110001553
 アセンド特許業務法人
 (72)発明者 渥美 春彦
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 新日鐵住金株式会社内
 (72)発明者 田中 一郎
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 新日鐵住金株式会社内
 (72)発明者 片岡 隆史
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 新日鐵住金株式会社内
 審査官 鈴木 葉子

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 方向性電磁鋼板の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

化学組成が質量%で、

C : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 0 0 %、

S i : 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 %、

M n : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 3 0 0 %、

S 及び / 又は S e : 合計で 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

s o l . A l : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 2 8 %、

N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 5 %、

S n : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

C r : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、及び、

残部 : F e 及び不純物、

からなり、冷間圧延工程後の鋼板の板厚を D (m m) と定義したとき、式 (1) 及び式 (2) を満たすスラブに対して熱間圧延を実施して鋼板を製造する熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記鋼板に対して焼鈍処理を実施する冷間圧延前焼鈍工程と、

前記冷間圧延前焼鈍工程後の前記鋼板に対して、途中で焼鈍処理を実施することなく 8 9 . 0 ~ 9 3 . 0 % の冷延率で冷間圧延を実施して、前記板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 m m の前記鋼板を製造する冷間圧延工程と、

前記冷間圧延工程後の前記鋼板を脱炭焼鈍温度まで加熱し、5 0 0 ~ 7 0 0 の温度域

を、 $800 \sim 2400$ / 秒の平均昇温速度で前記鋼板を加熱する昇温工程と、 $800 \sim 950$ の前記脱炭焼鈍温度で前記鋼板を保持して脱炭焼鈍を実施する脱炭工程とを含む、脱炭焼鈍工程と、

前記脱炭焼鈍工程後の前記鋼板の表面に焼鈍分離剤を塗布する焼鈍分離剤塗布工程と、前記焼鈍分離剤が塗布された前記鋼板に対して仕上げ焼鈍を実施する仕上げ焼鈍工程と、を備える、方向性電磁鋼板の製造方法。

$$2 \times D + 2.86 \quad Si \quad 2 \times D + 3.26 \quad (1)$$

$$0.04 \times D + 0.0132 \quad sol. Al \quad 0.04 \times D + 0.0192 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、前記スラブの前記化学組成における対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

10

【請求項2】

請求項1に記載の方向性電磁鋼板の製造方法であって、前記スラブの前記化学組成は、

$Sn: 0.005 \sim 0.500\%$ 、

$Cr: 0.010 \sim 0.500\%$ 、及び、

$Cu: 0.010 \sim 0.500\%$ 、

からなる群から選択される1種以上を含有する、方向性電磁鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、方向性電磁鋼板の製造方法に関する。

20

【背景技術】

【0002】

方向性電磁鋼板は、質量%で、 Si を $0.5 \sim 7\%$ 程度含有し、結晶方位を $\{110\} <001>$ 方位(ゴス方位)に集積させた鋼板である。方向性電磁鋼板は、軟質磁性材料として、トランスやその他の電気機器の鉄心材料に利用されている。方向性電磁鋼板の結晶方位の制御には、二次再結晶と呼ばれるカストロフィックな粒成長現象が利用される。

【0003】

方向性電磁鋼板の製造方法は次のとおりである。スラブを加熱して熱間圧延を実施して、熱延鋼板を製造する。熱延鋼板を必要に応じて焼鈍する。熱延鋼板を必要に応じて酸洗する。酸洗後の熱延鋼板に対して、 80% 以上の累積の冷延率で1又は複数回の冷間圧延を実施して、冷延鋼板を製造する。冷延鋼板に対して脱炭焼鈍を実施して、一次再結晶を発現する。脱炭焼鈍後の冷延鋼板に対して仕上げ焼鈍を実施して、二次再結晶を発現する。以上の工程により、方向性電磁鋼板が製造される。

30

【0004】

方向性電磁鋼板には、磁気特性が求められ、特に、優れた励磁特性及び鉄損特性が求められる。方向性電磁鋼板の励磁特性を示す指標として、たとえば、磁場の強さが $800 A/m$ における磁束密度である B_8 が利用されている。また、方向性電磁鋼板の鉄損特性を示す指標として、たとえば、 $50 Hz$ で $1.7 T$ まで磁化させたときの単位質量あたりの鉄損である $W_{17/50}$ が利用されている。

40

【0005】

近年、方向性電磁鋼板の鉄損特性のさらなる改善への要求が高まっている。方向性電磁鋼板のさらなる低鉄損化により、発電機及び変圧器の効率が高まるからである。

【0006】

鉄損は、履歴損と渦電流損とからなる。履歴損は、方向性電磁鋼板の純度、内部ひずみ、結晶方位等に影響される。渦電流損は方向性電磁鋼板の電気抵抗、板厚、結晶粒度、磁区の大きさ、鋼板の表面に形成される被膜の張力等に影響される。

【0007】

Si 含有量を高めれば、鋼板の電気抵抗が高まるために、渦電流損が低減する。そのため、低鉄損化のために Si 含有量を高めることは有効と考えられる。 Si 含有量を高めた

50

方向性電磁鋼板での鉄損特性を改善する技術が、特開 2 0 0 1 - 1 9 2 7 3 3 号公報（特許文献 1）及び特開平 5 - 3 4 5 9 2 1 号公報（特許文献 2）に提案されている。

【 0 0 0 8 】

特許文献 1 に開示された一方向性電磁鋼板の製造方法では、質量％で、Si : 3 . 0 ~ 3 . 8 %、Mn : 0 . 0 3 ~ 0 . 4 5 %、S、Se : 単独又は複合で 0 . 1 5 % 以下、酸可溶性 Al : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 3 5 %、及び、N : 0 . 0 0 3 5 ~ 0 . 0 1 2 % を含有する電磁鋼スラブを、1 2 5 0 以下の温度に加熱した後熱間圧延し、熱延板焼鈍を行い、冷間圧延により最終板厚とし、次いで、脱炭焼鈍、窒化処理、仕上げ焼鈍をする。そして、熱延板の板厚を t_A (mm)、最終冷間圧延板の板厚を t_C (mm) とするとき、 t_A / t_C を、Si 含有量 (Si (%)) に応じて、 $3.57 - 0.43 \times \text{Si}(\%) \ln(t_A / t_C) - 4.58 - 0.64 \times \text{Si}(\%)$ の範囲内に制御する。特許文献 1 では、冷延率 (t_A / t_C) を上記式の範囲内で調整することにより、一次再結晶におけるゴス方位を効果的に増加させることにより、二次再結晶においてゴス方位集積度を高めることができ、その結果、Si 含有量に応じた鉄損特性を得ることができる、と記載されている。

10

【 0 0 0 9 】

特許文献 2 に開示された一方向性電磁鋼板の製造方法では、質量％で、C : 0 . 0 9 0 % 以下、Si : 2 . 5 ~ 4 . 5 %、Mn : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 5 %、S : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 5 0 %、酸可溶性 Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 5 0 %、N : 0 . 0 0 4 5 ~ 0 . 0 1 2 %、Sn : 0 . 0 3 ~ 0 . 5 %、Cu : 0 . 0 2 ~ 0 . 3 %、Ni : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 % を含有し、残部 Fe 及び不可避不純物からなる電磁鋼スラブを 1 2 5 0 以上に加熱した後熱延し、析出焼鈍をし、最終冷延率 8 0 % 以上の冷延と脱炭焼鈍、仕上焼鈍を施す。特許文献 2 では、Si 含有量が高い方向性電磁鋼板の化学組成にさらに、Ni を含有することにより、磁気特性（磁束密度及び鉄損）が高まる、と記載されている。

20

【 0 0 1 0 】

また、特開平 1 - 2 9 0 7 1 6 号公報（特許文献 3）では、特許文献 1 及び特許文献 2 とは異なる方法により電磁鋼板の鉄損を低減する方法を提案する。具体的には、特許文献 3 では、脱炭焼鈍において、鋼板を 1 0 0 / 秒以上の加熱速度で 6 7 5 以上に加熱する。特許文献 3 では、脱炭焼鈍時において 1 0 0 / 秒以上の急速加熱を実施することにより、鉄損が低減すると記載されている。そして、実施例では、Si 含有量が 2 . 9 6 % であって、板厚が 0 . 2 5 mm の鋼板を 1 1 4 0 ~ 5 5 5 / 秒の昇温速度で加熱した後、脱炭焼鈍を実施した例が開示されている。

30

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 1 1 】

【 文献 】 特開 2 0 0 1 - 1 9 2 7 3 3 号公報

特開平 5 - 3 4 5 9 2 1 号公報

特開平 1 - 2 9 0 7 1 6 号公報

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

40

【 0 0 1 2 】

ところで、方向性電磁鋼板の鉄損を低減する方法の一つとして、鋼板を薄手化して、渦電流損を低減する方法がある。最近では、方向性電磁鋼板のさらなる薄手化が検討されており、具体的には、板厚が 0 . 2 2 mm 以下の極薄手の方向性電磁鋼板が検討されている。

【 0 0 1 3 】

鋼板の薄手化の方法としては、冷間圧延工程において鋼板を薄手化する方法がある。上述のとおり、方向性電磁鋼板の製造工程中の冷間圧延工程では、1 又は複数回の冷間圧延が実施される。

【 0 0 1 4 】

しかしながら、冷間圧延工程において鋼板を薄手化する場合、最終の冷間圧延での冷延

50

率が高くなれば、一次再結晶のゴス方位粒が減少し、その結果、方向性電磁鋼板の磁気特性が低くなる場合がある。これを回避するために、冷間圧延工程において冷間圧延を複数回実施して、最終の冷間圧延の冷延率を抑えることが考えられる。この場合、鋼板の薄手化を図りつつ、磁気特性も確保することができる。

【0015】

しかしながら、冷間圧延工程において冷間圧延を複数回実施すれば、生産性が低下してしまう。鉄損の低減を目的として、鋼板の薄手化を図った場合であっても、生産性の低下が抑制できる方が好ましい。

【0016】

本開示の目的は、板厚が0.17～0.22mmの極薄手であって、磁気特性に優れた方向性電磁鋼板の生産性を高めることが可能な方向性電磁鋼板の製造方法を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0017】

本開示による方向性電磁鋼板の製造方法は、熱間圧延工程と、冷間圧延前焼鈍工程と、冷間圧延工程と、脱炭焼鈍工程と、焼鈍分離剤塗布工程と、仕上げ焼鈍工程とを備える。

熱間圧延工程では、化学組成が質量％で、C：0.020～0.100％、Si：3.20～3.70％、Mn：0.010～0.300％、S及び/又はSe：合計で0.001～0.050％、sol.Al：0.020～0.028％、N：0.002～0.015％、Sn：0～0.500％、Cr：0～0.500％、Cu：0～0.500％及び、残部：Fe及び不純物、からなり、冷間圧延工程後の鋼板の板厚をD（mm）と定義したとき、式（1）及び式（2）を満たすスラブに対して熱間圧延を実施して鋼板を製造する。

$$2 \times D + 2.86 \text{ Si} - 2 \times D + 3.26 \quad (1)$$

$$0.04 \times D + 0.0132 \text{ sol.Al} - 0.04 \times D + 0.0192 \quad (2)$$

ここで、式（1）及び式（2）中の元素記号には、スラブの化学組成における対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

冷間圧延前焼鈍工程では、熱間圧延工程後の鋼板に対して焼鈍処理を実施する。

冷間圧延工程では、冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、途中で焼鈍処理を実施することなく89.0～93.0％の冷延率で冷間圧延を実施して、板厚Dが0.17～0.22mmの鋼板を製造する。

脱炭焼鈍工程では、昇温工程と脱炭工程とを含む。昇温工程では、冷間圧延工程後の鋼板を脱炭焼鈍温度まで加熱し、鋼板の温度が少なくとも500～700℃になるまでの間、800～2400℃/秒の平均昇温速度で鋼板を加熱する。脱炭工程では、800～950℃の脱炭焼鈍温度で鋼板を保持して脱炭焼鈍を実施する。

焼鈍分離剤塗布工程では、脱炭焼鈍工程後の鋼板の表面に焼鈍分離剤を塗布する。

仕上げ焼鈍工程では、焼鈍分離剤が塗布された鋼板に対して仕上げ焼鈍を実施する。

【発明の効果】

【0018】

本開示による方向性電磁鋼板の製造方法は、板厚が0.17～0.22mmの極薄手であって、磁気特性に優れた方向性電磁鋼板の生産性を高めることができる。

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】図1は、本実施形態による方向性電磁鋼板の製造方法の製造工程を示すフロー図である。

【図2】図2は、図1中の脱炭焼鈍工程でのヒートパターンを示す模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0020】

板厚が0.17～0.22mmの極薄手の方向性電磁鋼板の製造工程において、冷間圧延を複数回実施すれば、生産性が低下する。そこで、本発明者らは、板厚が0.17～0

10

20

30

40

50

． 2 2 m m の極薄手の方向性電磁鋼板の製造工程中の冷間圧延工程では、冷間圧延を複数回実施せず、冷間圧延を 1 回のみ実施することにより、生産性を高めることを考えた。

【 0 0 2 1 】

ここで、「冷間圧延を 1 回実施する」とは、冷間圧延の途中で焼鈍処理を実施せずに、冷間圧延工程での鋼板の圧延を完了することを意味する。たとえば、リバース式の圧延機を用いて、複数回のパスにて冷間圧延を実施する場合、冷間圧延のパスとパスとの間に焼鈍処理を挟まずに 1 回又は複数回パスの冷間圧延を実施した場合は、「冷間圧延を 1 回実施する」に相当する。なお、たとえば、複数回パスの冷間圧延の途中で焼鈍処理を 1 回実施した場合、「冷間圧延を 2 回実施する」に相当する。ここで、「パス」とは、鋼板に圧延スタンドを通過させて鋼板に圧下を与えることを意味し、1 回のパスとは、鋼板に圧延スタンドを 1 回通過させて鋼板に圧下を与えることを意味する。

10

【 0 0 2 2 】

そこで、冷間圧延を 1 回のみ実施することにより製造される極薄手の方向性電磁鋼板の磁気特性を高める方法を検討した。その結果、本発明者らは、S i 含有量を 3 . 2 0 % 以上と高くしつつ、A l 含有量を 0 . 0 2 8 % 以下と低くすることにより、極薄手の方向性電磁鋼板において、十分な磁気特性が得られる可能性があると考えた。具体的には、化学組成が質量 % で C : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 0 0 % 、 S i : 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 % 、 M n : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 3 0 0 % 、 S 及び / 又は S e : 合計で 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 % 、 s o l . A l : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 2 8 % 、 N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 5 % 、 S n : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、 C r : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、 C u : 0 ~ 0 . 5 0 0 % 、及び、残部 : F e 及び不純物からなるスラブを用いれば、板厚を 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 m m と極薄手化しても、優れた磁気特性が得られる可能性があると考えた。

20

【 0 0 2 3 】

しかしながら、冷間圧延を 1 回のみ実施して製造される極薄手の方向性電磁鋼板において、S i 含有量を 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 % と高めれば、磁気特性が低下してしまうことが分かった。そこで、本発明者らは、磁気特性が低下する原因について検討した。その結果、次の理由により磁気特性が低下すると考えた。

【 0 0 2 4 】

S i 含有量を 3 . 2 0 % 以上と高めた場合、熱間圧延中の鋼板においてフェライト比率が増大する。この場合、熱間圧延時において鋼板中心部で圧延安定方位である ファイバー方位群が発達する。ファイバー方位群とは、結晶の $\langle 110 \rangle$ 軸が圧延方向に沿った結晶粒群を意味する。本実施形態では、冷間圧延を 1 回のみ実施する。この場合、熱間圧延工程で生成した ファイバー方位群は、冷間圧延工程後の鋼板にも残存しやすい。このファイバー方位群が一次再結晶組織を劣化させ、その結果、仕上げ焼鈍工程での二次再結晶時において、ゴス方位の選択成長性が抑制される。そのため、ゴス方位への集積度が低下して、磁気特性が低下すると考えられる。

30

【 0 0 2 5 】

そこで、冷間圧延を 1 回のみ実施して製造される極薄手の方向性電磁鋼板において、S i 含有量を 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 % と高めても、ゴス方位への集積度の低下を抑える方法について本発明者らは検討した。その結果、次の知見を得た。

40

【 0 0 2 6 】

方向性電磁鋼板の製造工程中の、脱炭焼鈍工程の昇温工程において、500 ~ 700 の温度域での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を 800 ~ 2400 / 秒とする。この場合、一次再結晶組織が改善され、方向性電磁鋼板のゴス方位の集積度が高まり、磁気特性が高まる。

【 0 0 2 7 】

この理由は定かではないが、次の理由が考えられる。500 ~ 700 の温度域での昇温速度を速くすることにより、一次再結晶において、ファイバー方位群からの再結晶（一次再結晶）の形態を変化させ、ファイバー方位群からゴス方位と 9 の対応方位関係にある $\{411\} \langle 148 \rangle$ の結晶方位粒の生成を増加させる。ここで、9 対応方位粒

50

とは、 $\{411\} <148>$ や $\{111\} <112>$ 等に代表される方位結晶粒であって、二次再結晶時において、ゴス方位の選択成長性を高める結晶粒である。9 対応方位粒が増加することにより、二次再結晶においてゴス方位の集積度が高まり、優れた磁気特性が得られると考えられる。

【0028】

しかしながら、脱炭焼鈍工程での $500 \sim 700$ での昇温速度を 800 以上としても、冷間圧延を 1 回のみ実施して製造される上述の化学組成の極薄手の方向性電磁鋼板において、依然として磁気特性が低い場合があることが分かった。そこで、本発明者らはさらに検討を行った。その結果、冷間圧延を 1 回のみ実施して製造される上述の化学組成の極薄手の方向性電磁鋼板の場合、板厚が薄いため、板厚と Si 含有量と Al 含有量との関係が、磁気特性に影響を与えることが分かった。そこで、さらなる検討をした結果、上述の化学組成の極薄手の方向性電磁鋼板の製造においてはさらに、次の式 (1) 及び式 (2) を満たせば、優れた磁気特性を有する極薄手の方向性電磁鋼板を 1 回の冷間圧延で製造できることが分かった。

$$2 \times D + 2.86 \text{ Si} \leq 2 \times D + 3.26 \quad (1)$$

$$0.04 \times D + 0.0132 \text{ sol. Al} \leq 0.04 \times D + 0.0192 \quad (2)$$

ここで、式 (1) 及び式 (2) 中の元素記号には、スラブの化学組成における対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。D は、冷間圧延工程後の鋼板 (つまり、冷延鋼板) の板厚 (mm) である。

【0029】

以上の知見により完成した本実施形態の方向性電磁鋼板の製造方法は、熱間圧延工程と、冷間圧延前焼鈍工程と、冷間圧延工程と、脱炭焼鈍工程と、焼鈍分離剤塗布工程と、仕上げ焼鈍工程とを備える。

熱間圧延工程では、化学組成が質量 % で、C : $0.020 \sim 0.100$ %、Si : $3.20 \sim 3.70$ %、Mn : $0.010 \sim 0.300$ %、S 及び / または Se : 合計で $0.001 \sim 0.050$ %、sol. Al : $0.020 \sim 0.028$ %、N : $0.002 \sim 0.015$ %、Sn : $0 \sim 0.500$ %、Cr : $0 \sim 0.500$ %、Cu : $0 \sim 0.500$ %、及び、残部 : Fe 及び不純物、からなり、冷間圧延工程後の鋼板の板厚を D (mm) と定義したとき、式 (1) 及び式 (2) を満たすスラブに対して熱間圧延を実施して鋼板を製造する。

$$2 \times D + 2.86 \text{ Si} \leq 2 \times D + 3.26 \quad (1)$$

$$0.04 \times D + 0.0132 \text{ sol. Al} \leq 0.04 \times D + 0.0192 \quad (2)$$

ここで、式 (1) 及び式 (2) 中の元素記号には、スラブの化学組成における対応する元素の含有量 (質量 %) が代入される。

冷間圧延前焼鈍工程では、熱間圧延工程後の鋼板に対して焼鈍処理を実施する。

冷間圧延工程では、冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、途中で焼鈍処理を実施することなく $89.0 \sim 93.0$ % の冷延率で冷間圧延を実施して、板厚 D が $0.17 \sim 0.22$ mm の鋼板を製造する。

脱炭焼鈍工程では、昇温工程と脱炭工程とを含む。昇温工程では、冷間圧延工程後の鋼板を脱炭焼鈍温度まで加熱し、鋼板の温度が少なくとも $500 \sim 700$ になるまでの間、 $800 \sim 2400$ / 秒の平均昇温速度で鋼板を加熱する。脱炭工程では、 $800 \sim 950$ の脱炭焼鈍温度で鋼板を保持して脱炭焼鈍を実施する。

焼鈍分離剤塗布工程では、脱炭焼鈍工程後の鋼板の表面に焼鈍分離剤を塗布する。

仕上げ焼鈍工程では、焼鈍分離剤が塗布された鋼板に対して仕上げ焼鈍を実施する。

【0030】

上記スラブの化学組成は、Sn : $0.005 \sim 0.500$ %、Cr : $0.010 \sim 0.500$ %、及び、Cu : $0.010 \sim 0.500$ %、からなる群から選択される 1 種以上を含有してもよい。

【0031】

以下、本実施形態による方向性電磁鋼板の製造方法について詳述する。なお、本明細書

10

20

30

40

50

において、元素の含有量に関する％は、特に断りのない限り、質量％を意味する。

【 0 0 3 2 】

[製造工程フロー]

図 1 は、本実施形態による方向性電磁鋼板の製造方法のフロー図である。図 1 を参照して、本製造方法は、スラブに対して熱間圧延を実施する熱間圧延工程（S 1）と、熱間圧延後の鋼板（熱延鋼板）に対して焼鈍処理を実施する冷間圧延前焼鈍工程（S 2）と、冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して 1 回の冷間圧延を実施する冷間圧延工程（S 3）と、冷間圧延工程後の鋼板（冷延鋼板）に対して脱炭焼鈍を実施する脱炭焼鈍工程（S 4）と、脱炭焼鈍工程後の鋼板の表面に焼鈍分離剤を塗布する焼鈍分離剤塗布工程（S 5）と、焼鈍分離剤が塗布された鋼板に対して仕上げ焼鈍を実施する仕上げ焼鈍工程（S 6）とを含む。以下、各工程 S 1 ～ S 6 について説明する。

10

【 0 0 3 3 】

[熱間圧延工程（S 1）]

熱間圧延工程（S 1）は、準備されたスラブに対して熱間圧延を実施して熱延鋼板を製造する。スラブの化学組成は、次の元素を含有する。

【 0 0 3 4 】

[スラブの化学組成中の必須元素]

C : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 0 0 %

炭素（C）は、製造工程中における脱炭焼鈍工程完了までの組織制御に有効である。しかしながら、C 含有量が 0 . 0 2 0 % 未満であれば、上記効果が十分に得られない。一方、C 含有量が 0 . 1 0 0 % を超えれば、後述の脱炭焼鈍工程を実施しても、脱炭が不十分となり、磁気時効が起こってしまう。この場合、十分な鉄損特性が得られない。したがって、C 含有量は 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 0 0 % である。C 含有量の好ましい下限は 0 . 0 3 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 0 % である。C 含有量の好ましい上限は 0 . 0 9 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 8 0 % である。

20

【 0 0 3 5 】

Si : 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 %

シリコン（Si）は、板厚が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の極薄手の方向性電磁鋼板の電気抵抗を高めて、鉄損のうちの渦電流損を低減する。Si 含有量が 3 . 2 0 % 未満であれば、上記効果が十分に得られない。一方、Si 含有量が 3 . 7 0 % を超えれば、鋼の冷間加工性が低下する。したがって、Si 含有量は 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 % である。Si 含有量の好ましい下限は 3 . 2 5 % であり、さらに好ましくは 3 . 3 0 % である。Si 含有量の好ましい上限は 3 . 6 5 % であり、さらに好ましくは 3 . 6 0 % である。

30

【 0 0 3 6 】

Mn : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 3 0 0 %

マンガン（Mn）は、方向性電磁鋼板の比抵抗を高めて鉄損を低減する。Mn はさらに、熱間加工性を高めて、熱間圧延における割れの発生を抑制する。Mn はさらに、冷間圧延前焼鈍工程において、S 及び / 又は S e と結合して微細 Mn S 及び / 又は微細 Mn S e を形成する。微細 Mn S 及び微細 Mn S e は、インヒビターとして活用される微細 Al N の析出核となる。そのため、冷間圧延前焼鈍工程において、微細 Mn S 及び微細 Mn S e の析出量が多ければ、十分な量の微細 Al N が得られる。Mn 含有量が 0 . 0 1 0 % 未満であれば、十分な量の微細 Mn S 及び微細 Mn S e が析出しない。一方、Mn 含有量が 0 . 3 0 0 % を超えれば、方向性電磁鋼板の磁束密度が低下する。したがって、Mn 含有量は 0 . 0 1 0 ~ 0 . 3 0 0 % である。Mn 含有量の好ましい下限は 0 . 0 2 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 0 % である。Mn 含有量の好ましい上限は 0 . 2 0 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 1 5 0 % である。

40

【 0 0 3 7 】

S 及び / 又は S e : 合計で 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %

硫黄（S）及びセレン（Se）は、製造工程中において、Mn と結合して、上述の微細 Mn S 及び / 又は微細 Mn S e を形成する。微細 Mn S 及び微細 Mn S e は、インヒビタ

50

ーとして活用される微細 A l N の析出核となる。そのため、冷間圧延前焼鈍工程において、微細 M n S 及び微細 M n S e の析出量が多ければ、十分な量の微細 A l N が得られる。S 及び / 又は S e の合計含有量が 0 . 0 0 1 % 未満であれば、十分な量の微細 M n S 及び微細 M n S e が得られない。一方、S 及び / 又は S e の合計含有量が 0 . 0 5 0 % を超えれば、仕上げ焼鈍工程後の鋼板中においても M n S 及び / 又は M n S e が残存する場合がある。この場合、磁気特性が低下する。したがって、S 及び / 又は S e の合計含有量は 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 % である。S 及び / 又は S e の合計含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 5 % である。S 及び / 又は S e の合計含有量の好ましい上限は 0 . 0 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 0 % である。

【 0 0 3 8 】

s o l . A l : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 2 8 %

アルミニウム (A l) は、方向性電磁鋼板の製造工程中において、N と結合して A l N を形成し、インヒビターとして機能する。s o l . A l 含有量が 0 . 0 2 0 % 未満であれば、板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の鋼板を 1 回の冷間圧延で製造する場合において、インヒビターとして機能する十分な量の A l N が得られない。一方、s o l . A l 含有量が 0 . 0 2 8 % を超えれば、板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の鋼板を 1 回の冷間圧延で製造する場合において、微細な A l N が少なくなり (つまり、粗大な A l N が多くなり) 、板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の鋼板を 1 回の冷間圧延で製造する場合における A l N のインヒビター強度が低下する。したがって、s o l . A l 含有量は 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 2 8 % である。s o l . A l 含有量の好ましい下限は 0 . 0 2 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 2 2 % である。s o l . A l 含有量の好ましい上限は 0 . 0 2 7 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 2 6 % である。なお、本明細書において、s o l . A l は酸可溶 A l を意味する。したがって、s o l . A l 含有量は、酸可溶 A l の含有量である。

【 0 0 3 9 】

N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 5 %

窒素 (N) は、方向性電磁鋼板の製造工程中において、A l と結合して A l N を形成し、インヒビターとして機能する。N 含有量を 0 . 0 0 2 % 未満とするためには、製鋼工程において過度の精錬を必要とし、この場合、製造コストが高くなる。したがって、N 含有量の下限は 0 . 0 0 2 % である。一方、鋼材中の N 含有量が 0 . 0 1 5 % を超えれば、冷間圧延時に鋼板にブリスタ (空孔) が多数生成しやすくなる。したがって、N 含有量は 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 5 % である。N 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 4 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 6 % である。N 含有量の好ましい上限は 0 . 0 1 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 1 0 % である。

【 0 0 4 0 】

本実施形態によるスラブの化学組成の残部は、F e 及び不純物からなる。ここで、不純物とは、方向性電磁鋼板の素材であるスラブを工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は、製造環境などから混入されるものであって、本実施形態の製造方法により製造される方向性電磁鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【 0 0 4 1 】

[スラブの化学組成中の任意元素]

上述のスラブの化学組成は、F e の一部に代えて、S n、C r 及び C u からなる群から選択される 1 種以上を含有してもよい。

【 0 0 4 2 】

S n : 0 ~ 0 . 5 0 0 %

すず (S n) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、S n 含有量は 0 % であってもよい。含有される場合、S n は、脱炭焼鈍工程時に生成される酸化層の性質を向上し、仕上げ焼鈍工程時に、この酸化層を用いて生成する一次被膜の性質も向上する。さらに、S n は、酸化層及び一次被膜の形成の安定化を実現することにより、方向性電磁鋼板の磁気特性を向上し、磁気特性のばらつきを抑制する。S n はさらに、粒界偏析元素であり、二次再結晶を安定化する。しかしながら、S n 含有量が 0 . 5 0 0 % を超えれば、

10

20

30

40

50

鋼板の表面が酸化されにくくなり、一次被膜の形成が不十分になる場合がある。したがって、S n含有量は0～0.500%である。S n含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.020%である。S n含有量の好ましい上限は0.300%であり、さらに好ましくは0.200%である。

【0043】

Cr：0～0.500%

クロム（Cr）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cr含有量は0%であってもよい。含有される場合、Crは脱炭焼鈍工程時に生成される酸化層の性質を向上し、仕上げ焼鈍工程時に、この酸化層を用いて生成する一次被膜の性質も向上する。さらに、Crは、酸化層及び一次被膜の形成の安定化を実現することにより、方向性電磁鋼板の磁気特性を向上し、磁気特性のばらつきを抑制する。しかしながら、Cr含有量が0.500%を超えれば、一次被膜の形成が不安定になる場合がある。したがって、Cr含有量は0～0.500%である。Cr含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.020%である。Cr含有量の好ましい上限は0.200%であり、さらに好ましくは0.150%である。

【0044】

Cu：0～0.500%

銅（Cu）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cu含有量は0%であってもよい。含有される場合、Cuは、冷間圧延前焼鈍工程において、AlNの生成核となる微細MnSの析出を促進する。しかしながら、Cu含有量が高すぎれば、CuS析出物が析出し、CuS析出物が仕上げ焼鈍後にも残存する場合が生じる。鋼中にCuS析出物が残存していれば、方向性電磁鋼板の磁気特性が低下する。したがって、Cu含有量は0～0.500%である。Cu含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.030%であり、さらに好ましくは0.050%である。Cu含有量の好ましい上限は0.400%であり、さらに好ましくは0.300%である。

【0045】

[式(1)及び式(2)について]

上述のスラブの化学組成はさらに、冷間圧延工程により製造される鋼板（冷延鋼板）の板厚をD（mm）と定義したとき、式(1)及び式(2)を満たす。

$$2 \times D + 2.86 \leq Si \leq 2 \times D + 3.26 \quad (1)$$

$$0.04 \times D + 0.0132 \leq sol. Al \leq 0.04 \times D + 0.0192 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量%）が代入される。

【0046】

[式(1)について]

式(1)は冷延鋼板の板厚Dに対して適切なSi含有量を定義する。上述のとおり、Siは鋼板の電気抵抗（固有抵抗）を高め、渦電流損を低減することにより、鉄損を低下する。しかしながら、板厚が0.17～0.22mmの極薄手の場合、Si含有量が3.20%以上であっても、Si含有量が式(1)の下限（ $2 \times D + 2.86$ ）以上でなければ、本実施形態の製造方法で製造された方向性電磁鋼板において十分に低い鉄損が得られない。

【0047】

一方、板厚が0.17～0.22mmの極薄手の場合、板厚Dに対してSi含有量が高すぎれば、熱間圧延工程時において鋼板中のフェライト比率が高まる。この場合、熱間圧延工程時において、板厚中央部にファイバー方位群が発達する。Si含有量が3.70%以下であっても式(1)の上限（ $2 \times D + 3.26$ ）を超えれば、冷間圧延後においても、ファイバー方位群が過剰に残存するため、本実施形態の脱炭焼鈍工程を実施しても、一次再結晶組織が十分に改善されない。その結果、二次再結晶においてゴス方位粒が十

10

20

30

40

50

分に成長せず、磁気特性が低下する。

【 0 0 4 8 】

スラブの化学組成の Si 含有量が 3 . 2 0 ~ 3 . 7 0 % であり、かつ、式 (1) を満たせば、式 (2) を含むその他の本実施形態の製造条件を満たすことを前提として、冷間圧延を 1 回のみ実施しても、優れた磁気特性を有する方向性電磁鋼板が得られる。

【 0 0 4 9 】

式 (1) の好ましい下限は $2 \times D + 2 . 8 8$ であり、さらに好ましくは $2 \times D + 2 . 9 0$ である。式 (1) の好ましい上限は $2 \times D + 3 . 2 0$ であり、さらに好ましくは $2 \times D + 3 . 1 5$ である。

【 0 0 5 0 】

[式 (2) について]

式 (2) は冷延鋼板の板厚 D に対して適切な Al 含有量を定義する。上述のとおり、Al 含有量を 0 . 0 2 8 % 以下に抑えることにより、鋼板中に析出する Al N を微細なまま維持することができる。その場合、表層部の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差を大きくすることができる。具体的には、微細な Al N のインヒビター作用により、板厚中央部の結晶粒を、表層部の結晶粒よりも小さく維持できる。その結果、表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差に起因する二次再結晶時の粒成長駆動力を確保できる。

【 0 0 5 1 】

ここで、Al N により形成される表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差は、冷延鋼板の板厚 D とも密接に関連する。Al 含有量が 0 . 0 2 8 % 以下であっても、式 (2) の上限 ($0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 9 2$) を超えれば、板厚 D に対して Al 含有量が多すぎ、板厚 D に対応した微細な Al N が十分に確保できない。この場合、板厚 D の鋼板において表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差を十分に確保することができず、二次再結晶時にゴス方位粒を優先的に成長させるための粒成長駆動力が十分に得られない。その結果、仕上げ焼鈍工程においてゴス方位粒が十分に成長せず、方向性電磁鋼板の磁気特性が低下する。

【 0 0 5 2 】

一方、Al 含有量が 0 . 0 2 0 % 以上であっても、式 (2) の下限 ($0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 3 2$) 未満であれば、板厚 D に対して Al 含有量が少なすぎるため、板厚 D の鋼板において表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差が過度に大きくなり、粒成長駆動力が過剰に高まる。その結果、磁気特性に優位なゴス方位粒以外の結晶方位粒も二次再結晶してしまい、方向性電磁鋼板の磁気特性が低下する。

【 0 0 5 3 】

スラブの化学組成の Al 含有量が 0 . 0 2 0 ~ 0 . 0 2 8 % であり、かつ、式 (2) を満たせば、0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の板厚 D の冷延鋼板に対して、二次再結晶においてゴス方位を優先的に成長させるために必要な量の粒成長駆動力を付与することができる。そのため、二次再結晶においてゴス方位粒が十分に成長することができ、その他の本実施形態の製造条件を満たすことを前提として、方向性電磁鋼板の磁気特性が高まる。

【 0 0 5 4 】

式 (2) の好ましい下限は $0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 4 2$ であり、さらに好ましくは $0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 5 2$ である。式 (2) の好ましい上限は $0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 8 2$ であり、さらに好ましくは $0 . 0 4 \times D + 0 . 0 1 7 2$ である。

【 0 0 5 5 】

[上記化学組成を有するスラブの製造方法]

以上の化学組成を有するスラブの製造方法の一例は次のとおりである。上記化学組成を有する溶鋼を製造 (溶製) する。溶鋼を用いて、連続鋳造法により、スラブを製造する。

【 0 0 5 6 】

[上記スラブを用いた熱間圧延工程 (S 1)]

準備された上記化学組成を有するスラブに対して、熱間圧延機を用いて熱間圧延を実施して鋼板 (熱延鋼板) を製造する。初めに、鋼材を加熱する。たとえば、スラブを周知の

10

20

30

40

50

加熱炉又は周知の均熱炉に装入して、加熱する。スラブの好ましい加熱温度は 1 3 0 0 ~ 1 4 0 0 であり、さらに好ましくは、1 3 2 0 ~ 1 3 8 0 である。

【 0 0 5 7 】

加熱されたスラブに対して、熱間圧延機を用いた熱間圧延を実施して、鋼板（熱延鋼板）を製造する。熱間圧延機は、粗圧延機と、粗圧延機の下流に配置された仕上げ圧延機とを備える。粗圧延機は、1 つ、又は一列に並んだ複数の粗圧延スタンドを備える。各粗圧延スタンドは、上下に配置された複数のロールを含む。粗圧延は 1 台のリバース式粗圧延スタンドを用いた圧延であってもよいし、一列に並んだ複数の粗圧延スタンドを備えたタンデム式粗圧延機を用いた圧延であってもよい。仕上げ圧延機は、一列に並んだ複数の仕上げ圧延スタンドを備える。各仕上げ圧延スタンドは、上下に配置される複数のロールを含む。加熱されたスラブを粗圧延機により圧延した後、さらに、タンデム式の上記仕上げ圧延機を用いて圧延して、熱延鋼板を製造する。

10

【 0 0 5 8 】

熱間圧延により製造される熱延鋼板の厚さは特に限定されず、周知の厚さとすることができる。熱間圧延工程における仕上げ温度（仕上げ圧延機において最後に鋼板を圧下する仕上げ圧延スタンドの出側での鋼板温度）は、たとえば 9 0 0 ~ 1 1 0 0 である。仕上げ温度は、最終の圧下を行う仕上げ圧延スタンド出側に配置された測温計により得られる、鋼板の表面温度（ ）である。以上の圧延工程により、鋼板を製造する。

【 0 0 5 9 】

[冷間圧延前焼鈍工程（ S 2 ）]

冷間圧延前焼鈍工程では、熱間圧延工程後の鋼板（熱延鋼板）に対して焼鈍処理を実施する。本工程での焼鈍処理の条件は、周知の条件で足りる。冷間圧延前焼鈍工程での焼鈍温度はたとえば 9 0 0 ~ 1 2 0 0 であり、焼鈍温度での保持時間は 3 0 ~ 1 8 0 秒である。

20

【 0 0 6 0 】

[冷間圧延工程（ S 3 ）]

冷間圧延工程（ S 3 ）では、製造された鋼板に対して、途中で焼鈍処理を実施することなく 8 9 . 0 ~ 9 3 . 0 % の冷延率で冷間圧延を実施して、板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の鋼板（冷延鋼板）を製造する。ここで、「途中で焼鈍処理を実施することなく」とは、冷間圧延を 1 回実施することを意味する。「冷間圧延を 1 回実施する」とは、冷間圧延の途中で焼鈍処理を実施せずに、本工程での鋼板の圧延を完了することを意味する。たとえば、リバース式の圧延機を用いて、1 回のパスにて冷間圧延を実施する場合、「冷間圧延を 1 回実施する」に相当する。また、リバース式の圧延機を用いて複数回のパスにて冷間圧延を実施する場合、冷間圧延のパスとパスとの間に焼鈍処理を挟まずに複数回パスの冷間圧延を実施した場合は、「冷間圧延を 1 回実施する」に相当する。なお、たとえば、複数回パスの冷間圧延の途中で焼鈍処理を 1 回実施した場合、「冷間圧延を 2 回実施する」に相当する。ここで、「パス」とは、鋼板に圧延スタンドを通過させて圧下を与えることを意味し、1 回のパスとは、鋼板に圧延スタンドを 1 回通過させて圧下を与えることを意味する。

30

【 0 0 6 1 】

本実施形態では、生産性を高めるために、冷間圧延を 1 回のみ実施して、板厚 D が 0 . 1 7 ~ 0 . 2 2 mm の冷延鋼板を製造する。板厚 D の好ましい上限は 0 . 2 0 mm である。

40

【 0 0 6 2 】

冷間圧延工程における、冷延率は 8 9 . 0 ~ 9 3 . 0 % である。ここで、冷延率（ % ）は次のとおり定義される。

冷延率（ % ） = 1 0 0 - 最終の冷間圧延後の冷延鋼板の板厚 / 最初の冷間圧延開始前の鋼板の板厚 × 1 0 0

【 0 0 6 3 】

[脱炭焼鈍工程（ S 4 ）]

脱炭焼鈍工程（ S 4 ）では、冷間圧延工程（ S 3 ）後の鋼板（冷延鋼板）に対して、脱

50

炭焼鈍を実施して一次再結晶を発現させる。本実施形態では、脱炭焼鈍工程の昇温時において、 $500 \sim 700$ の温度域の平均昇温速度を 800 / 秒以上とすることにより、極薄手の方向性電磁鋼板を 1 回の冷間圧延で実施しても、優れた磁気特性が得られる。

【0064】

図 2 は、脱炭焼鈍工程 (S4) でのヒートパターンを示す模式図である。図 2 を参照して、脱炭焼鈍工程 (S4) は、昇温工程 (S41) と、脱炭工程 (S42) と、冷却工程 (S43) とを含む。昇温工程 (S41) では、鋼板を脱炭焼鈍温度 T_a まで加熱する。脱炭工程 (S42) では、脱炭焼鈍温度 T_a まで加熱された鋼板に対して脱炭焼鈍を実施して、一次再結晶を発現させる。冷却工程 (S43) では、脱炭工程 (S42) 後の鋼板を周知の方法で冷却する。本実施形態では、昇温工程 (S41) の $500 \sim 700$ の温度域での昇温速度を顕著に速くすることにより、Si 含有量が 3.20% 以上の鋼板に対して冷間圧延を 1 回のみ実施して冷延鋼板の板厚 D を $0.17 \sim 0.22$ mm の極薄手の鋼板とした場合であっても、方向性電磁鋼板の磁気特性を高めることができる。以下、各工程の詳細を説明する。

10

【0065】

[昇温工程 (S41)]

昇温工程 (S41) では、初めに、冷間圧延工程後の上述の板厚 ($0.17 \sim 0.22$ mm) の鋼板を熱処理炉に装入する。本実施形態における脱炭焼鈍用の熱処理炉では、たとえば、高周波誘導加熱により、冷延鋼板を脱炭焼鈍温度まで昇温する。昇温工程における製造条件は次のとおりである。

20

【0066】

平均昇温速度 $RR_{500-700}$: $800 \sim 2400$ / 秒

昇温工程において、鋼板の温度が 500 から 700 に至るまでの間の昇温速度の平均を、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ (/ 秒) と定義する。 $500 \sim 700$ は、一次再結晶が発現する温度域である。上述のとおり、本実施形態のスラブの化学組成での Si 含有量は 3.20% 以上と高い。さらに、本実施形態では冷間圧延工程において冷間圧延を 1 回のみとし、冷間圧延後の冷延鋼板の板厚を $0.17 \sim 0.22$ mm と極薄手とする。この場合、熱間圧延工程において鋼板中のフェライト比率が高まるため、板厚中央部にファイバー方位群が発達し、冷延鋼板においても ファイバー方位群が残存する場合がある。

30

【0067】

しかしながら、昇温工程において平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を 800 / 秒以上とすれば、ファイバー方位群からゴス方位と 9 対応方位関係を有する $\{411\} < 148 >$ 再結晶粒 (以下、9 対応方位粒という) が、一次再結晶時に生成しやすい。9 対応方位粒は、二次再結晶時において、ゴス方位粒の成長を促進する。したがって、本実施形態の冷延鋼板に対して、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を 800 / 秒以上とすることにより、一次再結晶組織を改善できる。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が 800 / 秒未満であれば、この効果が得られない。

【0068】

一方、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が 2400 / 秒を超えれば、ファイバー方位群から再結晶する、 $\{411\} < 148 >$ とは別の 9 対応方位である $\{111\} < 112 >$ の結晶方位粒がかえって減少してしまう。この場合、仕上げ焼鈍工程においてゴス方位粒の成長が抑制される。そのため、ゴス方位集積度 ($B8 / Bs$) が低下して、鉄損のうちの履歴損が高くなる。その結果、優れた鉄損特性が得られなくなる。また、ゴス方位粒の成長が抑制されるため、磁束密度も低下する。したがって、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ の上限は、 2400 / 秒である。

40

【0069】

平均昇温速度 $RR_{500-700}$ の好ましい下限は 900 / 秒であり、さらに好ましくは 1000 / 秒である。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ の好ましい上限は 2100 / 秒である。

50

【 0 0 7 0 】

なお、昇温工程中の雰囲気は周知の雰囲気です。昇温工程中の雰囲気はたとえば、酸素ポテンシャル (P_{H_2O} / P_{H_2}) が 0.1 以下の乾燥窒素雰囲気である。

【 0 0 7 1 】

平均昇温速度 $RR_{500-700}$ は次の方法により測定する。熱処理炉内には、鋼板の表面温度を測定するための複数の測温計が設置されている。複数の測温計は、熱処理炉の上流から下流に向かって配列されている。測温計により測定された鋼板の温度と、鋼板温度が 500 から 700 に上昇するまでに掛かった時間とに基づいて、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を求める。

【 0 0 7 2 】

なお、昇温工程において、500 ~ 700 以外の温度域 (常温 ~ 500 未満、及び、700 超 ~ 脱炭焼鈍温度) での昇温速度は特に限定されない。これらの温度域においても、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ と同じ昇温速度で加熱してもよいし、平均昇温速度 $RR_{500-700}$ と異なる昇温速度で加熱してもよい。また、常温 ~ 500 未満であれば、数秒間一定の温度で保持してもよい。

【 0 0 7 3 】

[脱炭工程 (S 4 2)]

脱炭焼鈍工程 (S 4) における脱炭工程 (S 4 2) では、昇温工程 (S 4 1) 後の鋼板を脱炭焼鈍温度 T_a で保持して、脱炭焼鈍を実施する。これにより、鋼板に一次再結晶を発生させる。脱炭工程中の雰囲気は、周知の雰囲気です。たとえば、水素及び窒素を含有する湿潤窒素水素混合雰囲気である。脱炭焼鈍を実施することにより、鋼板中の炭素が鋼板から除去され、一次再結晶が発生する。脱炭工程での製造条件は次のとおりである。

【 0 0 7 4 】

脱炭焼鈍温度 T_a : 800 ~ 950

脱炭焼鈍温度 T_a は、上述のとおり、脱炭焼鈍を実施する熱処理炉の炉温に相当し、脱炭焼鈍中の鋼板の温度に相当する。脱炭焼鈍温度 T_a が 800 未満であれば、一次再結晶発生後の鋼板の結晶粒が小さすぎる。この場合、仕上げ焼鈍工程 (S 6) において、二次再結晶が十分に発生しない。一方、脱炭焼鈍温度 T_a が 950 を超えれば、一次再結晶発生後の鋼板の結晶粒が大きすぎる。この場合も、仕上げ焼鈍工程 (S 6) において、二次再結晶が十分に発生しない。脱炭焼鈍温度 T_a が 800 ~ 950 であれば、一次再結晶後の鋼板の結晶粒が適切なサイズとなり、仕上げ焼鈍工程 (S 6) において、二次再結晶が十分に発生する。

【 0 0 7 5 】

なお、脱炭工程 (S 4 2) における、脱炭焼鈍温度 T_a での保持時間は特に限定されない。脱炭焼鈍温度 T_a での保持時間はたとえば、15 ~ 150 秒である。

【 0 0 7 6 】

[冷却工程 (S 4 3)]

冷却工程 (S 4 3) では、脱炭工程 (S 4 2) 後の鋼板を周知の方法で常温まで冷却する。冷却方法は放冷であってもよいし、水冷であってもよい。好ましくは、脱炭工程後の鋼板を放冷する。以上の工程により脱炭焼鈍工程 (S 4) では、鋼板に対して脱炭焼鈍処理を実施する。

【 0 0 7 7 】

[焼鈍分離剤塗布工程 (S 5)]

脱炭焼鈍工程 (S 4) 後の鋼板に対して、焼鈍分離剤塗布工程 (S 5) を実施する。焼鈍分離剤塗布工程 (S 5) では、鋼板表面に焼鈍分離剤を塗布する。具体的には、鋼板表面に焼鈍分離剤を含有する水性スラリーを塗布する。水性スラリーは、焼鈍分離剤に水を加えて攪拌して作製する。焼鈍分離剤は、酸化マグネシウム (MgO) を含有する。好ましくは、 MgO は焼鈍分離剤の主成分である。ここで、「主成分」とは、焼鈍分離剤中の MgO 含有量が、質量%で 60.0% 以上であることを意味する。焼鈍分離剤は、 MgO 以外に、周知の添加剤を含有してもよい。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 8 】

焼鈍分離剤塗布工程では、鋼板の表面上に水性スラリーの焼鈍分離剤を塗布する。表面に焼鈍分離剤が塗布された鋼板を巻取り、コイル状にする。鋼板をコイル状にした後、仕上げ焼鈍工程（S6）を実施する。

【 0 0 7 9 】

なお、鋼板表面上に水性スラリーの焼鈍分離剤を塗布し、鋼板をコイル状にした後、仕上げ焼鈍工程を実施する前に、焼付け処理を実施してもよい。焼付け処理では、コイル状の鋼板を、400～1000 に保持した炉内に装入し、保持する（焼付け処理）。これにより、窒化処理鋼板表面上に塗布された焼鈍分離剤が乾燥する。保持時間はたとえば10～90秒である。

【 0 0 8 0 】

焼付け処理を実施せずに、焼鈍分離剤が塗布されたコイル状の鋼板に対して、仕上げ焼鈍工程を実施してもよい。

【 0 0 8 1 】

〔 仕上げ焼鈍工程（S6） 〕

焼鈍分離剤塗布工程（S5）後の鋼板に対して、仕上げ焼鈍工程（S6）を実施して、二次再結晶を発現させる。仕上げ焼鈍工程は、熱処理炉を用いて実施する。仕上げ焼鈍工程での製造条件は周知の条件で足りる。仕上げ焼鈍工程での製造条件はたとえば、次のとおりである。なお、仕上げ焼鈍における炉内雰囲気は、周知の雰囲気である。

【 0 0 8 2 】

仕上げ焼鈍温度：1150～1250

仕上げ焼鈍温度での保持時間：5～30時間

仕上げ焼鈍温度が1150 未満であれば、十分な二次再結晶が発現せず、また二次再結晶に用いた析出物を除去する純化が十分ではない。そのため、製造された方向性電磁鋼板の磁気特性が低くなる。一方、仕上げ焼鈍温度が1250 を超えても二次再結晶、純化に対する効果が低いとともに、鋼板の変形などの問題が生じる。仕上げ焼鈍温度が1150～1250 であれば、上記保持時間が適切であることを前提として、十分な二次再結晶が発現して、磁気特性が高まる。さらに、鋼板表面上にフォスファイトを含有する一次被膜が健全に形成される。

【 0 0 8 3 】

なお、仕上げ焼鈍工程（S6）により、鋼板の化学組成の各元素が鋼中成分からある程度取り除かれる。特に、インヒビターとして機能するS、Al、N等は大幅に取り除かれる。仕上げ焼鈍工程後の方向性電磁鋼板の表面には、フォスファイトを含有する一次被膜が形成されている。

【 0 0 8 4 】

以上の製造工程により、本実施形態による方向性電磁鋼板が製造される。製造された方向性電磁鋼板では、板厚が0.17～0.22mmと極薄手の鋼板であって、冷間圧延を1回のみ実施した製造工程により得られたものであるものの、優れた磁気特性を有する。そのため、本実施形態の製造方法では、板厚が0.17～0.22mmと極薄手であって、磁気特性に優れた方向性電磁鋼板の生産性を高めることができる。

【 0 0 8 5 】

〔 二次被膜形成工程 〕

本実施形態による方向性電磁鋼板の製造方法ではさらに、必要に応じて、仕上げ焼鈍工程（S6）後に、二次被膜形成工程を実施してもよい。二次被膜形成工程では、仕上げ焼鈍工程の冷却後の方向性電磁鋼板の表面（一次被膜上）に、コロイド状シリカ及びリン酸塩を主体とする絶縁コーティング剤を塗布した後、焼付けを実施する。これにより、一次被膜上に、張力絶縁被膜である二次被膜が形成される。二次被膜形成工程では、焼き付け時に鋼板に張力を付与する平坦化焼鈍を実施してもよい。平坦化焼鈍は周知の条件で実施すればよい。平坦化焼鈍での焼鈍温度はたとえば800～950 である。

【 0 0 8 6 】

〔磁区細分化処理工程〕

本実施形態による方向性電磁鋼板はさらに、必要に応じて、仕上げ焼鈍工程又は二次被膜形成工程後に、磁区細分化処理工程を実施してもよい。磁区細分化処理工程では、方向性電磁鋼板の表面に、磁区細分化効果のあるレーザ光を照射したり、表面に溝を形成したりする。この場合、さらに磁気特性に優れる方向性電磁鋼板が製造できる。

【 0 0 8 7 】

以下に、本発明の態様を実施例により具体的に説明する。これらの実施例は、本発明の効果を確認するための一例であり、本発明を限定するものではない。

【実施例 1】

【 0 0 8 8 】

〔各試験番号の方向性電磁鋼板の製造〕

化学組成が、質量％で、C：0.075％、Si：3.40％、Mn：0.075％、S：0.028％、sol.N：0.008％を含有し、さらに、表1に示す含有量（質量％）のAlを含有し、残部がFe及び不純物であるスラブを準備した。

【 0 0 8 9 】

10

20

30

40

50

【表 1】

TABLE1

試験 番号	板厚 D (mm)	Si 含有量 (%)	2×D+2.86	2×D+3.26	式(1)	Sol.Al 含有量 (%)	0.04×D+0.0132	0.04×D+0.0192	式(2)	磁束密度 B8 (T)	鉄損 W _{17/50}	備考
1	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.029	0.022	0.028	上限外れ	1.627	1.641	比較例
2	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.927	0.794	本発明例
3	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.026	0.022	0.028	範囲内	1.926	0.799	本発明例
4	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.024	0.022	0.028	範囲内	1.924	0.802	本発明例
5	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.922	0.806	本発明例
6	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.020	0.022	0.028	下限外れ	1.901	0.834	比較例
7	0.22	3.40	3.30	3.70	範囲内	0.019	0.022	0.028	下限外れ	1.889	0.851	比較例
8	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.029	0.021	0.027	上限外れ	1.597	1.267	比較例
9	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.028	0.021	0.027	上限外れ	1.613	1.109	比較例
10	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.026	0.021	0.027	範囲内	1.925	0.776	本発明例
11	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.024	0.021	0.027	範囲内	1.926	0.774	本発明例
12	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.022	0.021	0.027	範囲内	1.922	0.789	本発明例
13	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.020	0.021	0.027	下限外れ	1.897	0.816	比較例
14	0.19	3.40	3.24	3.64	範囲内	0.019	0.021	0.027	下限外れ	1.891	0.831	比較例
15	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.029	0.020	0.026	上限外れ	1.674	1.261	比較例
16	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.028	0.020	0.026	上限外れ	1.691	1.341	比較例
17	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.924	0.752	本発明例
18	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.024	0.020	0.026	範囲内	1.926	0.749	本発明例
19	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.022	0.020	0.026	範囲内	1.921	0.759	本発明例
20	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.914	0.764	本発明例
21	0.17	3.40	3.20	3.60	範囲内	0.019	0.020	0.026	下限外れ	1.881	0.820	比較例

【0090】

各試験番号のスラブを加熱炉にて1350 に加熱した。加熱されたスラブに対して熱間圧延工程を実施して、板厚2.3mmの熱延鋼板を製造した。仕上げ圧延温度()は、いずれの試験番号においても1000～1100 の範囲内であった。

【0091】

熱延鋼板に対して、冷間圧延前焼鈍工程を実施した。冷間圧延前焼鈍工程では、熱延鋼板を1120 まで加熱し、その後、焼鈍温度を900 、焼鈍温度での保持時間を40秒として、鋼板を焼鈍した。

【0092】

10

20

30

40

50

冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、1回の冷間圧延を実施して、板厚が0.17mm、0.19mm、0.22mmの冷延鋼板を得た。冷間圧延工程での冷延率は、90.4～92.6%であった。

【0093】

冷延鋼板に対して、脱炭焼鈍工程を実施した。脱炭焼鈍工程において、脱炭焼鈍温度を850℃とした。脱炭焼鈍処理を実施する熱処理炉内の雰囲気、水素及び窒素を含有する周知の湿潤雰囲気とした。そして、昇温工程中の雰囲気中の酸素ポテンシャル(P_{H_2O}/P_{H_2})を0.1とした。さらに、室温から脱炭焼鈍温度(850℃)までの平均昇温速度を800℃/秒とし、昇温中のSiO₂温度域(500～700℃)での平均昇温速度RR500-700も800℃/秒とした。

10

【0094】

脱炭焼鈍後の鋼板の表面に、MgOを主成分とする焼鈍分離剤(水性スラリー)を塗布した後、コイル状に巻き取った。コイル状に巻き取られた鋼板に対して、仕上げ焼鈍を実施した。仕上げ焼鈍温度を1150℃とし、仕上げ焼鈍温度での保持時間を10時間とした。仕上げ焼鈍後の鋼板を放冷した。

【0095】

仕上げ焼鈍工程後の鋼板に対して、二次被膜形成工程を実施した。二次被膜形成工程では、仕上げ焼鈍工程後の方向性電磁鋼板の表面(一次被膜上)に、コロイド状シリカ及びリン酸アルミニウムを主体とする絶縁コーティング剤を塗布した後、焼き付け及び形状矯正を目的とした平坦化焼鈍を実施した。平坦化焼鈍での焼鈍温度は900℃×30秒とし、平坦化焼鈍時に鋼板に付与する張力はいずれの試験番号も同じとした。二次被膜形成工程により、一次被膜上に、張力絶縁被膜である二次被膜を形成した。以上の製造工程により、各試験番号の方向性電磁鋼板を製造した。

20

【0096】

[評価試験]

[磁気特性評価試験]

次の方法により、各試験番号の方向性電磁鋼板の磁気特性(磁束密度B₈、及び、鉄損W_{17/50})をJIS C2556:2015に準拠して、評価した。具体的には、各サンプルに800A/mの磁場を付与して、磁束密度B₈(T)を測定した。また、周波数を50Hz、最大磁束密度を1.7Tとしたときの鉄損W_{17/50}(W/kg)を測定した。

30

【0097】

[試験結果]

得られた磁束密度B₈、ゴス方位集積度B₈/B_s、及び鉄損W_{17/50}を表1に示す。表1を参照して、試験番号2～5、10～12、17～20では、いずれもスラブの化学組成が適切であり、Si含有量(3.40%)が式(1)を満たし、Al含有量が式(2)を満たし、かつ、各製造工程での条件も適切であった。その結果、いずれの試験番号においても、磁束密度B₈は1.914T以上と高く、鉄損W_{17/50}も0.806W/kg以下と低かった。したがって、これらの試験番号では、1回の冷間圧延であっても、磁気特性の優れた極薄手の方向性電磁鋼板が得られた。

40

【0098】

一方、試験番号1、8、15では、Al含有量が高すぎた。そのため、磁束密度B₈が1.914T未満であった。さらに、鉄損W_{17/50}が0.806W/kgを超えた。一次再結晶時において、表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差が十分に得られず、粒成長駆動力が不足した結果、二次再結晶時においてゴス方位粒が十分に成長しなかったと考えられる。

【0099】

試験番号7、14、21では、Al含有量が低すぎた。そのため、磁束密度B₈が1.914T未満であった。さらに、鉄損W_{17/50}が0.806W/kgを超えた。二次再結晶が過剰に安定化した結果、ゴス方位粒以外の結晶粒も粒成長し、その結果、優れた磁

50

気特性（磁束密度 B_8 及び鉄損 $W_{17/50}$ ）が得られなかったと考えられる。

【0100】

試験番号 6、13 では、Al 含有量が式（2）の下限未満であった。そのため、磁束密度 B_8 が 1.914 T 未満であった。さらに、鉄損 $W_{17/50}$ が 0.806 W/kg を超えた。二次再結晶が過剰に安定化した結果、ゴス方位粒以外の結晶粒も粒成長し、その結果、優れた磁気特性（磁束密度 B_8 及び鉄損 $W_{17/50}$ ）が得られなかったと考えられる。

【0101】

一方、試験番号 9、16 では、Al 含有量が式（2）の上限を超えた。そのため、磁束密度 B_8 が 1.914 T 未満であった。さらに、鉄損 $W_{17/50}$ が 0.806 W/kg を超えた。一次再結晶時において、表層の結晶粒と板厚中央部の結晶粒との粒径差が十分に得られず、粒成長駆動力が不足した結果、二次再結晶時においてゴス方位粒が十分に成長しなかったと考えられる。

【実施例 2】

【0102】

[各試験番号の方向性電磁鋼板の製造]

化学組成が、質量％で、C : 0.075 %、Mn : 0.075 %、S : 0.028 %、N : 0.008 % を含有し、さらに、表 2 に示す含有量（質量％）の Si 及び sol. Al を含有し、残部が Fe 及び不純物であるスラブを準備した。

【0103】

10

20

30

40

50

【表 2】

TABLE2

試験 番号	板厚	Si 含有量 (%)	2×D+2.86	2×D+3.26	式(1)	SolAl 含有量 (%)	0.04×D+0.0132	0.04×D+0.0192	式(2)	磁束密度 B8 (T)	集積度 B8/Bs	鉄損 W _{17/60}	備考
1	0.22	3.70	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.920	0.966	0.759	本発明例
2	0.22	3.60	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.922	0.964	0.766	本発明例
3	0.22	3.50	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.923	0.962	0.775	本発明例
4	0.22	3.30	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.927	0.958	0.794	本発明例
5	0.22	3.20	3.30	3.70	下限外れ	0.028	0.022	0.028	範囲内	1.929	0.956	0.810	比較例
6	0.22	3.70	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1.916	0.964	0.764	本発明例
7	0.22	3.60	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1.918	0.962	0.773	本発明例
8	0.22	3.50	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1.919	0.960	0.784	本発明例
9	0.22	3.30	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1.924	0.957	0.802	本発明例
10	0.22	3.20	3.30	3.70	下限外れ	0.025	0.022	0.028	範囲内	1.927	0.955	0.812	比較例
11	0.22	3.70	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.915	0.963	0.767	本発明例
12	0.22	3.60	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.917	0.961	0.771	本発明例
13	0.22	3.50	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.918	0.959	0.782	本発明例
14	0.22	3.30	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.922	0.956	0.808	本発明例
15	0.22	3.20	3.30	3.70	下限外れ	0.022	0.022	0.028	範囲内	1.923	0.953	0.816	比較例
16	0.17	3.70	3.20	3.60	上限外れ	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.715	0.863	1.234	比較例
17	0.17	3.60	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.915	0.960	0.729	本発明例
18	0.17	3.50	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.918	0.959	0.734	本発明例
19	0.17	3.30	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.924	0.957	0.752	本発明例
20	0.17	3.20	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1.926	0.955	0.761	本発明例
21	0.17	3.70	3.20	3.60	上限外れ	0.023	0.020	0.026	範囲内	1.698	0.854	1.341	比較例
22	0.17	3.60	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1.910	0.958	0.733	本発明例
23	0.17	3.50	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1.915	0.958	0.737	本発明例
24	0.17	3.30	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1.921	0.955	0.759	本発明例
25	0.17	3.20	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1.926	0.955	0.772	本発明例
26	0.17	3.70	3.20	3.60	上限外れ	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.781	0.896	1.194	比較例
27	0.17	3.60	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.907	0.956	0.739	本発明例
28	0.17	3.50	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.909	0.955	0.744	本発明例
29	0.17	3.30	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.914	0.952	0.764	本発明例
30	0.17	3.20	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1.921	0.952	0.779	本発明例

【0104】

各試験番号のスラブを加熱炉にて1350 に加熱した。加熱されたスラブに対して熱間圧延工程を実施して、板厚2.3mmの熱延鋼板を製造した。仕上げ圧延温度()は、いずれの試験番号においても1000～1100 の範囲内であった。

【0105】

熱延鋼板に対して、冷間圧延前焼鈍工程を実施した。冷間圧延前焼鈍工程では、熱延鋼板を1120 まで加熱し、その後、焼鈍温度を900 、焼鈍温度での保持時間を40秒として、熱延鋼板を焼鈍した。

【0106】

10

20

30

40

50

冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、1回の冷間圧延を実施して、板厚が0.17mm、0.22mmの冷延鋼板を得た。冷間圧延工程での冷延率は、90.4～92.6%であった。

【0107】

冷延鋼板に対して、脱炭焼鈍工程を実施した。脱炭焼鈍工程において、脱炭焼鈍温度を850とした。脱炭焼鈍処理を実施する熱処理炉内の雰囲気、水素及び窒素を含有する周知の湿潤雰囲気とした。そして、昇温工程での雰囲気中の酸素ポテンシャル(P_{H_2O}/P_{H_2})を0.1とした。さらに、室温から脱炭焼鈍温度(850)までの平均昇温速度を800/秒とし、昇温中の500～700の温度域での平均昇温速度RR500-700も800/秒とした。

【0108】

脱炭焼鈍後の鋼板の表面に、MgOを主成分とする焼鈍分離剤(水性スラリー)を塗布した後、コイル状に巻き取った。コイル状に巻き取られた鋼板に対して、仕上げ焼鈍を実施した。仕上げ焼鈍温度を1150とし、仕上げ焼鈍温度での保持時間を10時間とした。仕上げ焼鈍後の鋼板を放冷した。

【0109】

仕上げ焼鈍工程後の鋼板に対して、二次被膜形成工程を実施した。二次被膜形成工程では、仕上げ焼鈍工程後の方向性電磁鋼板の表面(一次被膜上)に、コロイド状シリカ及びリン酸アルミニウムを主体とする絶縁コーティング剤を塗布した後、焼き付け及び形状矯正を目的とした平坦化焼鈍を実施した。平坦化焼鈍での焼鈍温度は900×30秒とし、平坦化焼鈍時に鋼板に付与する張力はいずれの試験番号も同じとした。二次被膜形成工程により、一次被膜上に、張力絶縁被膜である二次被膜を形成した。以上の製造工程により、各試験番号の方向性電磁鋼板を製造した。

【0110】

[評価試験]

実施例1と同じ方法により、各試験番号の磁束密度B8、及び、鉄損 $W_{17/50}$ を求めた。本実施例ではさらに、次式に基づいて、飽和磁束密度Bsを求めた。

$$B_s = 2.2032 - 0.0581 S_i$$

ここで、式中のSiは、各試験番号のSi含有量(質量%)が代入される。得られた磁束密度B8及び飽和磁束密度Bsとに基づいて、飽和磁束密度Bsに対する磁束密度B8の比であるゴス方位集積度(B_8/B_s)を求めた。

【0111】

[試験結果]

得られた試験結果を表2に示す。表2を参照して、試験番号1～4、6～9、11～14、17～20、22～25、27～30では、いずれもスラブの化学組成が適切であり、Si含有量が式(1)を満たし、Al含有量が式(2)を満たし、かつ、各製造工程での条件も適切であった。その結果、いずれの試験番号においても、磁束密度B8は1.907T以上と高く、ゴス方位集積度 B_8/B_s は0.952以上と高く、鉄損 $W_{17/50}$ も0.808W/kg以下と低かった。したがって、これらの試験番号では、1回の冷間圧延であっても、磁気特性の優れた極薄手の方向性電磁鋼板が得られた。

【0112】

一方、試験番号5、10、15では、Si含有量が式(1)の下限未満であった。そのため、鉄損 $W_{17/50}$ が0.808W/kgを超えた。板厚Dに対してSi含有量が低すぎて、鋼板の固有抵抗が低く、その結果、鉄損が高かったと考えられる。

【0113】

試験番号16、21、26では、Si含有量が式(1)の上限を超えた。そのため、磁束密度B8が1.907T未満であり、ゴス方位集積度 B_8/B_s は0.951未満であり、さらに、鉄損 $W_{17/50}$ が0.808W/kgを超えた。板厚Dに対してSi含有量が高すぎ、熱間圧延工程にて生成したフェイバー方位群が冷延鋼板でも残存したため、一次再結晶組織が劣化し、その結果、二次再結晶においてゴス方位粒の成長が不足し、優

10

20

30

40

50

れた磁気特性が得られなかったと考えられる。

【実施例 3】

【0114】

[各試験番号の方向性電磁鋼板の製造]

化学組成が、質量％で、C：0.077％、Si：3.45％、Mn：0.075％、S：0.028％、N：0.008％を含有し、さらに、表3に示す含有量（質量％）のsol-Alを含有し、残部がFe及び不純物であるスラブを準備した。

【0115】

【表 3】

TABLE3

試験 番号	板厚	Si 含有量 (%)	2×D+2.86	2×D+3.26	式(1)	SolAl 含有量 (%)	0.04×D+0.0132	0.04×D+0.0192	式(2)	昇温速度 RR ₅₀₀₋₇₀₀ (°C/秒)	磁束密度 B ₈ (T)	鉄損 W _{17/50}	備考
1	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	400	1.914	0.813	比較例
2	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	400	1.912	0.815	比較例
3	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	400	1.907	0.822	比較例
4	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1200	1.928	0.791	本発明例
5	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1200	1.927	0.797	本発明例
6	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1200	1.925	0.803	本発明例
7	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1600	1.934	0.784	本発明例
8	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1600	1.931	0.793	本発明例
9	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1600	1.925	0.801	本発明例
10	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	2000	1.933	0.782	本発明例
11	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	2000	1.931	0.788	本発明例
12	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	2000	1.922	0.801	本発明例
13	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	2500	1.861	1.213	比較例
14	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	2500	1.871	1.148	比較例
15	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	2500	1.878	1.131	比較例
16	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	400	1.909	0.815	比較例
17	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	400	1.907	0.811	比較例
18	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	400	1.902	0.810	比較例
19	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1200	1.925	0.754	本発明例
20	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1200	1.921	0.761	本発明例
21	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1200	1.918	0.768	本発明例
22	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1600	1.929	0.749	本発明例
23	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1600	1.927	0.760	本発明例
24	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1600	1.924	0.768	本発明例
25	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	2000	1.930	0.741	本発明例
26	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	2000	1.927	0.752	本発明例
27	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	2000	1.921	0.764	本発明例
28	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	2500	1.821	1.267	比較例
29	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	2500	1.843	1.145	比較例
30	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	2500	1.858	1.139	比較例

【0116】

各試験番号のスラブを加熱炉にて 1 3 5 0 に加熱した。加熱されたスラブに対して熱間圧延工程を実施して、板厚 2 . 3 mm の熱延鋼板を製造した。仕上げ圧延温度 () は、いずれの試験番号においても 1 0 0 0 ~ 1 1 0 0 の範囲内であった。

【 0 1 1 7 】

熱延鋼板に対して、冷間圧延前焼鈍工程を実施した。冷間圧延前焼鈍工程では、熱延鋼板を 1 1 2 0 まで加熱し、その後、焼鈍温度を 9 0 0 、焼鈍温度での保持時間を 4 0 秒として、熱延鋼板を焼鈍した。

【 0 1 1 8 】

冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、1 回の冷間圧延を実施して、厚さ 0 . 1 7 mm 、 0 . 2 2 mm の冷延鋼板を製造した。冷間圧延工程での累積冷延率は、9 0 . 4 ~ 9 2 . 6 % であった。

【 0 1 1 9 】

冷間圧延工程後の冷延鋼板に対して、脱炭焼鈍工程を実施した。脱炭焼鈍工程において、脱炭焼鈍温度を 8 5 0 とした。脱炭焼鈍処理を実施する熱処理炉内の雰囲気、水素及び窒素を含有する周知の湿潤雰囲気とした。そして、昇温工程での雰囲気中の酸素ポテンシャル (P_{H_2O} / P_{H_2}) を 0 . 1 とした。さらに、昇温中の 5 0 0 ~ 7 0 0 での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を表 3 に示す値とした。なお、本実施例において、常温 ~ 5 0 0 未満、及び 7 0 0 超 ~ 脱炭焼鈍温度の温度域においても、昇温速度を平均昇温速度 $RR_{500-700}$ と同じとした。

【 0 1 2 0 】

脱炭焼鈍後の鋼板の表面に、MgO を主成分とする焼鈍分離剤 (水性スラリー) を塗布した後、コイル状に巻き取った。コイル状に巻き取られた鋼板に対して、仕上げ焼鈍を実施した。仕上げ焼鈍温度を 1 1 5 0 とし、仕上げ焼鈍温度での保持時間を 1 0 時間とした。仕上げ焼鈍後の鋼板を放冷した。

【 0 1 2 1 】

仕上げ焼鈍工程後の鋼板に対して、二次被膜形成工程を実施した。二次被膜形成工程では、仕上げ焼鈍工程後の方向性電磁鋼板の表面 (一次被膜上) に、コロイド状シリカ及びリン酸アルミニウムを主体とする絶縁コーティング剤を塗布した後、焼き付け及び形状矯正を目的とした平坦化焼鈍を実施した。平坦化焼鈍での焼鈍温度は 9 0 0 × 3 0 秒とし、平坦化焼鈍時に鋼板に付与する張力はいずれの試験番号も同じとした。二次被膜形成工程により、一次被膜上に、張力絶縁被膜である二次被膜を形成した。以上の製造工程により、各試験番号の方向性電磁鋼板を製造した。

【 0 1 2 2 】

[評価試験]

実施例 1 と同じ方法により、各試験番号の磁束密度 B_8 、ゴス方位集積度 B_8 / B_s 、及び、鉄損 $W_{17/50}$ を求めた。

【 0 1 2 3 】

[試験結果]

得られた試験結果を表 3 に示す。表 3 を参照して、試験番号 4 ~ 1 2 、 1 9 ~ 2 7 では、いずれもスラブの化学組成が適切であり、Si 含有量が式 (1) を満たし、Al 含有量が式 (2) を満たし、かつ、各製造工程での条件も適切であった。その結果、いずれの試験番号においても、磁束密度 B_8 は 1 . 9 1 8 T 以上と高く、鉄損 $W_{17/50}$ も 0 . 8 0 3 W / k g 以下と低かった。したがって、これらの試験番号では、1 回の冷間圧延であっても、磁気特性の優れた極薄手の方向性電磁鋼板が得られた。

【 0 1 2 4 】

一方、試験番号 1 ~ 3 、 1 6 ~ 1 8 では、スラブの化学組成は適切であり、式 (1) 及び式 (2) を満たすものの、脱炭焼鈍工程での 5 0 0 ~ 7 0 0 での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が遅すぎた。そのため、磁束密度 B_8 が 1 . 9 1 8 T 未満であり、鉄損 $W_{17/50}$ も 0 . 8 0 3 W / k g を超えた。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が遅すぎたため、一次焼鈍工程後の一次再結晶組織において、9 対応方位粒が十分に生成しなかったと考

10

20

30

40

50

えられる。

【 0 1 2 5 】

試験番号 1 3 ~ 1 5、2 8 ~ 3 0 では、スラブの化学組成は適切であり、式 (1) 及び式 (2) を満たすものの、脱炭焼鈍工程での 5 0 0 ~ 7 0 0 での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が速すぎた。そのため、磁束密度 B_8 が 1 . 9 1 8 T 未満であり、鉄損 $W_{17/50}$ も 0 . 8 0 3 W / k g を超えた。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が速すぎたため、脱炭焼鈍工程後の一次再結晶組織において、9 対応方位である $\{ 1 1 1 \} < 1 1 2 >$ の再結晶粒が十分に生成しなかったと考えられる。

【 実施例 4 】

【 0 1 2 6 】

[各試験番号の方向性電磁鋼板の製造]

化学組成が、質量 % で、C : 0 . 0 7 7 %、S i : 3 . 4 5 %、M n : 0 . 0 7 5 %、S : 0 . 0 2 8 %、N : 0 . 0 0 8 %、S n : 0 . 1 0 0 %、C u : 0 . 0 7 0 %、C r : 0 . 0 5 0 % を含有し、さらに、表 4 に示す含有量 (質量 %) の s o l . A l を含有し、残部が F e 及び不純物であるスラブを準備した。

【 0 1 2 7 】

10

20

30

40

50

【表 4】

TABLE4

試験 番号	板厚	Si 含有量 (%)	$2 \times D+2.86$	$2 \times D+3.26$	式(1)	SolAl 含有量 (%)	$0.04 \times D+0.0132$	$0.04 \times D+0.0192$	式(2)	昇温速度 $RR_{500-700}$ (°C/秒)	磁束密度 B8 (T)	鉄損 $W_{17/50}$	備考
1	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	400	1.921	0.801	比較例
2	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	400	1.918	0.811	比較例
3	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	400	1.914	0.825	比較例
4	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1200	1.935	0.768	本発明例
5	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1200	1.934	0.770	本発明例
6	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1200	1.930	0.779	本発明例
7	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	1600	1.937	0.759	本発明例
8	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	1600	1.936	0.763	本発明例
9	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	1600	1.929	0.772	本発明例
10	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	2000	1.941	0.755	本発明例
11	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	2000	1.939	0.758	本発明例
12	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	2000	1.931	0.767	本発明例
13	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.028	0.022	0.028	範囲内	2500	1.823	1.213	比較例
14	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.025	0.022	0.028	範囲内	2500	1.854	1.115	比較例
15	0.22	3.45	3.30	3.70	範囲内	0.022	0.022	0.028	範囲内	2500	1.889	1.109	比較例
16	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	400	1.920	0.795	比較例
17	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	400	1.911	0.803	比較例
18	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	400	1.906	0.816	比較例
19	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1200	1.929	0.726	本発明例
20	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1200	1.924	0.744	本発明例
21	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1200	1.922	0.749	本発明例
22	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	1600	1.931	0.725	本発明例
23	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	1600	1.928	0.739	本発明例
24	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	1600	1.924	0.742	本発明例
25	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	2000	1.936	0.721	本発明例
26	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	2000	1.931	0.725	本発明例
27	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	2000	1.926	0.734	本発明例
28	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.026	0.020	0.026	範囲内	2500	1.756	1.513	比較例
29	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.023	0.020	0.026	範囲内	2500	1.794	1.479	比較例
30	0.17	3.45	3.20	3.60	範囲内	0.020	0.020	0.026	範囲内	2500	1.802	1.312	比較例

【0128】

各試験番号のスラブを加熱炉にて1350 に加熱した。加熱されたスラブに対して熱間圧延工程を実施して、板厚2.3mmの熱延鋼板を製造した。仕上げ圧延温度()は、いずれの試験番号においても1000~1100 の範囲内であった。

【0129】

熱延鋼板に対して、冷間圧延前焼鈍工程を実施した。冷間圧延前焼鈍工程では、熱延鋼板を1120 まで加熱し、その後、焼鈍温度を900 、焼鈍温度での保持時間を40秒として、熱延鋼板を焼鈍した。

【0130】

10

20

30

40

50

冷間圧延前焼鈍工程後の鋼板に対して、1回の冷間圧延を実施して、厚さ0.17mm、0.22mmの冷延鋼板を製造した。冷間圧延工程での累積冷延率は、90.4～92.6%であった。

【0131】

冷間圧延工程後の冷延鋼板に対して、脱炭焼鈍工程を実施した。脱炭焼鈍工程において、脱炭焼鈍温度を850とした。脱炭焼鈍処理を実施する熱処理炉内の雰囲気気を、水素及び窒素を含有する周知の湿潤雰囲気とした。そして、昇温工程での雰囲気中の酸素ポテンシャル(P_{H_2O}/P_{H_2})を0.1とした。さらに、昇温中の500～700での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ を表4に示す値とした。なお、本実施例において、常温～500未満、及び700超～脱炭焼鈍温度の温度域においても、昇温速度を平均昇温速度 $RR_{500-700}$ と同じとした。

10

【0132】

脱炭焼鈍後の鋼板の表面に、MgOを主成分とする焼鈍分離剤(水性スラリー)を塗布した後、コイル状に巻き取った。コイル状に巻き取られた鋼板に対して、仕上げ焼鈍を実施した。仕上げ焼鈍温度を1150とし、仕上げ焼鈍温度での保持時間を10時間とした。仕上げ焼鈍後の鋼板を放冷した。

【0133】

仕上げ焼鈍工程後の鋼板に対して、二次被膜形成工程を実施した。二次被膜形成工程では、仕上げ焼鈍工程後の方向性電磁鋼板の表面(一次被膜上)に、コロイド状シリカ及びリン酸アルミニウムを主体とする絶縁コーティング剤を塗布した後、焼き付け及び形状矯正を目的とした平坦化焼鈍を実施した。平坦化焼鈍での焼鈍温度は900×30秒とし、平坦化焼鈍時に鋼板に付与する張力はいずれの試験番号も同じとした。二次被膜形成工程により、一次被膜上に、張力絶縁被膜である二次被膜を形成した。以上の製造工程により、各試験番号の方向性電磁鋼板を製造した。

20

【0134】

[評価試験]

実施例1と同じ方法により、各試験番号の磁束密度B₈、ゴス方位集積度B₈/B_s、及び、鉄損W_{17/50}を求めた。

【0135】

[試験結果]

得られた試験結果を表4に示す。表4を参照して、試験番号4～12、19～27では、いずれもスラブの化学組成が適切であり、Si含有量が式(1)を満たし、Al含有量が式(2)を満たし、かつ、各製造工程での条件も適切であった。その結果、いずれの試験番号においても、磁束密度B₈は1.915T以上と高く、鉄損W_{17/50}も0.779W/kg以下と低かった。したがって、これらの試験番号では、1回の冷間圧延であっても、磁気特性の優れた極薄手の方向性電磁鋼板が得られた。

30

【0136】

一方、試験番号1～3、16～18では、スラブの化学組成は適切であり、式(1)及び式(2)を満たすものの、脱炭焼鈍工程での500～700での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が遅すぎた。そのため、磁束密度B₈は1.915T未満と低く、鉄損W_{17/50}も0.779W/kgを超えた。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が遅すぎたため、一次焼鈍工程後の一次再結晶組織において、9対応方位粒が十分に生成しなかったと考えられる。

40

【0137】

試験番号13～15、28～30では、スラブの化学組成は適切であり、式(1)及び式(2)を満たすものの、脱炭焼鈍工程での500～700での平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が速すぎた。そのため、磁束密度B₈が1.915T未満であり、鉄損W_{17/50}も0.779W/kgを超えた。平均昇温速度 $RR_{500-700}$ が速すぎたため、脱炭焼鈍工程後の一次再結晶組織において、9対応方位である{111}<112>の再結晶粒が十分に生成しなかったと考えられる。

50

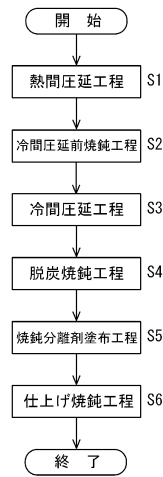
【 0 1 3 8 】

以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

【 図 面 】

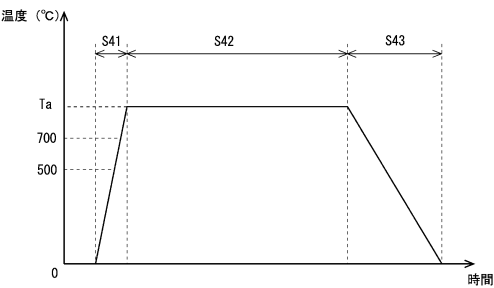
【 図 1 】

FIG. 1



【 図 2 】

FIG. 2



10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (56)参考文献 特開 2 0 1 7 - 2 2 2 8 9 8 (J P , A)
 特開 2 0 0 2 - 2 1 2 6 3 6 (J P , A)
 特開 2 0 0 3 - 0 8 9 8 2 1 (J P , A)
 米国特許出願公開第 2 0 1 3 / 0 3 0 6 2 0 2 (U S , A 1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
- C 2 1 D 8 / 1 2 - 9 / 4 6
 C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0