

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7164071号
(P7164071)

(45)発行日 令和4年11月1日(2022.11.1)

(24)登録日 令和4年10月24日(2022.10.24)

(51)国際特許分類	F I
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
H 0 1 F 1/147(2006.01)	H 0 1 F 1/147 1 7 5
C 2 1 D 8/12 (2006.01)	C 2 1 D 8/12 A
C 2 1 D 7/06 (2006.01)	C 2 1 D 7/06 A

請求項の数 2 (全24頁)

(21)出願番号 特願2022-547845(P2022-547845)	(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
(86)(22)出願日 令和4年3月31日(2022.3.31)	
(86)国際出願番号 PCT/JP2022/016385	
審査請求日 令和4年8月5日(2022.8.5)	(74)代理人 100149548 弁理士 松沼 泰史
(31)優先権主張番号 特願2021-63551(P2021-63551)	(74)代理人 100140774 弁理士 大浪 一徳
(32)優先日 令和3年4月2日(2021.4.2)	(74)代理人 100134359 弁理士 勝俣 智夫
(33)優先権主張国・地域又は機関 日本国(JP)	(74)代理人 100188592 弁理士 山口 洋
早期審査対象出願	(74)代理人 100217249 弁理士 堀田 耕一郎
	(74)代理人 100221279 弁理士 山口 健吾

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 無方向性電磁鋼板

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 1 0 0 % 以下、

Si : 1 . 5 % ~ 4 . 0 %、

sol . Al : 0 . 0 0 0 1 % ~ 1 . 0 0 0 %、

S : 0 . 0 1 0 0 % 以下、

N : 0 . 0 1 0 0 % 以下、

Ti : 0 . 0 0 0 5 % ~ 0 . 0 0 5 0 %、

Mn、NiおよびCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2 . 5 % ~ 5 . 0 %、

Co : 0 . 0 % ~ 1 . 0 %、

Sn : 0 . 0 0 % ~ 0 . 4 0 %、

Sb : 0 . 0 0 % ~ 0 . 4 0 %、

P : 0 . 0 0 0 % ~ 0 . 4 0 0 %、および

Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0 . 0 0 0 % ~ 0 . 0 1 0 %を含有し、

Mn含有量(質量%)を[Mn]、Ni含有量(質量%)を[Ni]、Cu含有量(質量%)を[Cu]、Si含有量(質量%)を[Si]、sol . Al含有量(質量%)を[sol . Al]、P含有量(質量%)を[P]としたときに、以下の(1)式を満たし、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

10

20

E B S Dにより測定した際の $\{h k l\} \langle u v w \rangle$ 方位 (裕度 10° 以内) の結晶方位を有する結晶粒の面積率を $A_{h k l - u v w}$ と表記したとき、 $A_{4 1 1 - 0 1 1}$ が 15.0% 以上であり、

平均結晶粒径が $10.0 \mu m \sim 40.0 \mu m$ であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。
 $(2 \times [Mn] + 2.5 \times [Ni] + [Cu]) - ([Si] + 2 \times [sol. Al] + 4 \times [P]) \leq 1.50\% \quad \dots (1)$

【請求項 2】

圧延方向に対して 45° 方向の磁束密度 B_{50} が $1.70 T$ 以上であり、前記圧延方向に対して 45° 方向の鉄損 $W_{10/400}$ が $14.0 W / kg$ 以下であることを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の無方向性電磁鋼板。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、無方向性電磁鋼板に関する。

本願は、2021年4月2日に、日本に出願された特願 2021-063551号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

【背景技術】

【0002】

電磁鋼板は、電機機器のコア (鉄心) の素材として利用される。電機機器はたとえば、自動車に搭載される駆動モータや、エアコンや冷蔵庫用に代表される各種コンプレッサー用モータ、さらには家庭用または産業用の発電機等である。これらの電機機器では、高いエネルギー効率、小型化及び高出力化が要求される。そのため、電機機器のコアとして利用される電磁鋼板には、低鉄損及び高い磁束密度が要求される。解決策として集合組織制御があり、これまでに、鋼板板面内に磁化容易軸を持ち、磁気特性向上に有利であり、かつ鋼板製造の必須工程である熱間圧延および冷間圧延における圧延加工により比較的容易に集積を高めることが可能な組織 (ファイバー) を発達させる技術が提案されている。具体的には、 $\langle 110 \rangle$ 方向が圧延方向 (R D) に略平行な組織を発達させる技術が提案されている。

20

【0003】

特許文献 1 ~ 3 には、いずれも $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位を発達させる方法が開示されており、変態温度を下げ、熱間圧延後に急冷して組織を微細化することが記載されている。

30

【0004】

具体的には、特許文献 1 には、熱間圧延後 3 秒以内に $200 / sec$ 以上の冷却速度で 250 以下まで冷却すること、熱間圧延と、冷間圧延との間で焼鈍を行わず、冷間圧延における累積圧下率を 88% 以上とすることが記載されている。これにより、鋼板板面において $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位に集積した電磁鋼板が製造できることが特許文献 1 に記載されている。

【0005】

また、特許文献 2 には、Al を 0.6 質量% 以上 3.0 質量% 以下含む電磁鋼板の製造方法が開示されており、特許文献 1 に記載の方法と同様の工程により、鋼板板面において $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位が集積した電磁鋼板が製造できることが記載されている。

40

【0006】

一方、特許文献 3 には、熱間圧延における仕上げ圧延温度を $A c 3$ 変態点以上とし、熱間圧延後 3 秒以内に鋼板温度を 250 まで冷却する、または、仕上げ圧延温度を $A c 3$ 変態点 - 50 以下とし、放冷以上の冷却速度で冷却することが記載されている。さらに、特許文献 3 に記載の製造方法は中間焼鈍を挟んで 2 回の冷間圧延を行うものであり、熱間圧延と 1 回目の冷間圧延との間で焼鈍を行わず、2 回目の冷間圧延で累積圧下率を $5 \sim 15\%$ としている。これにより、鋼板板面において $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位に集積した電磁鋼板が製造できることが特許文献 3 に記載されている。

【0007】

50

特許文献 1 ~ 3 に記載の何れの方法も、鋼板板面において { 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位に集積した電磁鋼板を製造する際に、熱間圧延における仕上げ圧延温度を A c 3 点以上とする場合に、直後の急冷が必要とされている。急冷を行うと熱間圧延後の冷却負荷が高くなる。操業安定性を考慮した場合、冷間圧延を実施する圧延機の負荷は抑制できる方が好ましい。

【 0 0 0 8 】

一方で、磁気特性を向上させるために、{ 1 0 0 } 面から 2 0 ° 回転した { 4 1 1 } 面を発達させる技術も提案されている。{ 4 1 1 } 面を発達させる方法としては、特許文献 4 ~ 7 には、いずれも { 4 1 1 } 面を発達させる技術が開示されており、熱間圧延板における粒径を最適化したり、熱間圧延板の集合組織における ファイバーを強化したりすることが記載されている。

10

【 0 0 0 9 】

具体的には、特許文献 4 には、{ 4 1 1 } 面の集積度より { 2 1 1 } 面の集積度の方が高い熱間圧延板に対して冷間圧延を行い、冷間圧延における累積圧下率を 8 0 % 以上とすることが記載されている。これにより、鋼板板面において { 4 1 1 } 面に集積した電磁鋼板が製造できるとしている。

【 0 0 1 0 】

また、特許文献 5 及び 6 には、スラブ加熱温度 7 0 0 以上 1 1 5 0 以下、仕上げ圧延の開始温度 6 5 0 以上 8 5 0 以下、仕上げ圧延の終了温度 5 5 0 以上 8 0 0 以下とし、さらに、冷間圧延における累積圧下率を 8 5 ~ 9 5 % とすることが記載されている。これにより、鋼板表面において { 1 0 0 } 面および { 4 1 1 } 面に集積した電磁鋼板が製造できるとしている。

20

【 0 0 1 1 】

一方、特許文献 7 には、ストリップキャスティングなどにより熱間圧延コイルの鋼板でファイバーを鋼板表層近傍まで発達させると、その後の熱間圧延板焼鈍で { h 1 1 } < 1 / h 1 2 > 方位、特に { 1 0 0 } < 0 1 2 > ~ { 4 1 1 } < 1 4 8 > 方位が再結晶することが記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【 0 0 1 2 】

【文献】日本国特開 2 0 1 7 - 1 4 5 4 6 2 号公報

日本国特開 2 0 1 7 - 1 9 3 7 3 1 号公報

日本国特開 2 0 1 9 - 1 7 8 3 8 0 号公報

日本国特許第 4 2 1 8 0 7 7 号公報

日本国特許第 5 2 5 6 9 1 6 号公報

日本国特開 2 0 1 1 - 1 1 1 6 5 8 号公報

日本国特開 2 0 1 9 - 1 8 3 1 8 5 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 1 3 】

本発明者らが上記の技術を検討したところ、特許文献 1 ~ 3 に従い { 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位を強化して磁気特性を改善しようとする、熱間圧延直後の急冷が必要であり、製造負荷が高いという問題点があることが判明した。さらに { 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位を強化した鋼板をかしめコアの素材として用いた場合、素材から期待されるほどのコア特性が得られない場合があることを認識した。この原因について検討した結果、{ 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位は応力に対する磁気特性の変化、具体的には圧縮応力が作用した場合の磁気特性の劣化（応力感受性）が大きくなっていると考えられた。

40

【 0 0 1 4 】

また、特許文献 4 ~ 7 による技術では { 4 1 1 } 面は発達するものの、面内方位の < 0 1 1 > 面への集積が弱く、ファイバーの特徴である鋼板圧延方向から 4 5 ° 方向での磁

50

気特性が十分に高くないことが判明した。面内方位が $\langle 011 \rangle$ 面に揃わない、すなわちファイバーからのずれが大きいことは、面方位としての $\{411\}$ 面への集積を阻害する要因になっており、磁気特性が十分に向上しない原因となっている可能性も考えられた。

【0015】

また、モータのロータに無方向性電磁鋼板を用いる場合には、高磁束密度のみならず、高速回転を伴うことから高強度も求められる。高強度とともに高磁束密度を実現するためには、集合組織制御による磁気特性向上に有利な $\{100\}$ 面の発達が検討されてきた。従来技術では、95%超の高圧下率での冷間圧延や十数時間の真空焼鈍という特殊なプロセスを通じて発達させており、工業生産においてはコスト低減が求められている。

10

【0016】

本発明は上記の問題点を鑑み、低鉄損且つ高磁束密度であり、且つ高強度の無方向性電磁鋼板を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0017】

本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意検討を行った。この結果、化学組成、熱間圧延後の粒径、冷間圧延での圧下率を最適化することが効果的であることが明らかになった。具体的には、変態系の化学組成を前提とし、所定の条件により行った熱間圧延後に、所定の条件で冷却して粒径を最適化し、所定の圧下率で冷間圧延し、中間焼鈍の温度を所定の範囲内に制御し、適切な圧下率で2回目の冷間圧延（スキンプラス圧延）を実施した後に焼鈍を施すことで、通常は発達しにくい $\{411\}\langle 011 \rangle$ 方位の結晶粒を発達させやすくすることが効果的である。本発明者らは、このような知見に基づいて更に鋭意検討を重ねた結果、以下に示す発明の諸態様に想到した。

20

【0018】

(1) 本発明の一態様に係る無方向性電磁鋼板は、質量%で、

C : 0.0100%以下、

Si : 1.5% ~ 4.0%、

sol. Al : 0.0001% ~ 1.000%、

S : 0.0100%以下、

N : 0.0100%以下、

Ti : 0.0005% ~ 0.0050%、

Mn、NiおよびCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5% ~ 5.0%、

Co : 0.0% ~ 1.0%、

Sn : 0.00% ~ 0.40%、

Sb : 0.00% ~ 0.40%、

P : 0.000% ~ 0.400%、および

Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0.000% ~ 0.010%を含有し、

Mn含有量(質量%)を[Mn]、Ni含有量(質量%)を[Ni]、Cu含有量(質量%)を[Cu]、Si含有量(質量%)を[Si]、sol. Al含有量(質量%)を[sol. Al]、P含有量(質量%)を[P]としたときに、以下の(1)式を満たし、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

40

EBSDにより測定した際の $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ 方位(裕度 10° 以内)の結晶方位を有する結晶粒の面積率を $A_{hkl-uvw}$ と表記したとき、 $A_{411-011}$ が15.0%以上であり、

平均結晶粒径が $10.0\ \mu\text{m} \sim 40.0\ \mu\text{m}$ であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。
 $(2 \times [\text{Mn}] + 2.5 \times [\text{Ni}] + [\text{Cu}]) - ([\text{Si}] + 2 \times [\text{sol. Al}] + 4 \times [\text{P}]) \geq 1.50\%$ (1)

(2) 上記(1)に記載の無方向性電磁鋼板は、

圧延方向に対して 45° 方向の磁束密度 B_{50} が $1.70\ \text{T}$ 以上であり、前記圧延方向

50

に対して45°方向の鉄損 $W10/400$ が $14.0W/kg$ 以下であってもよい。

【発明の効果】

【0019】

本発明に係る上記態様によれば、低鉄損且つ高磁束密度であり、且つ高強度の無方向性電磁鋼板を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下、本発明の実施形態について詳細に説明する。

【0021】

まず、本発明の実施形態に係る無方向性電磁鋼板及びその製造方法で用いられる鋼材、並びに無方向性電磁鋼板の製造に用いられる冷間圧延鋼板の化学組成について説明する。以下の説明において、無方向性電磁鋼板又は鋼材に含まれる各元素の含有量の単位である「%」は、特に断りがない限り「質量%」を意味する。また、「~」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。「未満」または「超」と示す数値には、その値が数値範囲に含まれない。

【0022】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板、冷間圧延鋼板及び鋼材は、フェライト-オーステナイト変態（以下、 γ -変態）が生じ得る化学組成である。具体的には、C： 0.0100% 以下、Si： $1.5\% \sim 4.0\%$ 、sol.Al： $0.0001\% \sim 1.000\%$ 、S： 0.0100% 以下、N： 0.0100% 以下、Ti： $0.0005\% \sim 0.0050\%$ 、Mn、NiおよびCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で $2.5\% \sim 5.0\%$ 、Co： $0.0\% \sim 1.0\%$ 、Sn： $0.00\% \sim 0.40\%$ 、Sb： $0.00\% \sim 0.40\%$ 、P： $0.000\% \sim 0.400\%$ 、およびMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で $0.000\% \sim 0.010\%$ を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有する。さらに、Mn、Ni、Cu、Si、sol.AlおよびPの含有量が後述する所定の条件を満たす。

不純物としては、鉱石やスクラップ等の原材料に含まれるもの、製造工程において含まれるもの、あるいは本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の特性に悪影響を与えない範囲で許容されるものが例示される。

【0023】

(C： 0.0100% 以下)

Cは、微細な炭化物が析出して粒成長を阻害することにより無方向性電磁鋼板の鉄損を高めたり、磁気時効を引き起こしたりする。従って、C含有量は低ければ低いほどよい。このような現象は、C含有量が 0.0100% 超で顕著である。このため、C含有量は 0.0100% 以下とする。好ましくは、 0.0050% 以下、 0.0030% 以下、 0.0020% 以下である。

なお、C含有量の下限は特に限定しないが、 0% であってもよい。ただし、実際の無方向性電磁鋼板においてC含有量を 0% とすることは、精錬技術上困難な場合があるため、C含有量は 0% 超としてもよい。精錬時の脱炭処理のコストを踏まえ、C含有量は 0.0005% 以上とすることが好ましい。

【0024】

(Si： $1.5\% \sim 4.0\%$)

Siは、無方向性電磁鋼板の電気抵抗を増大させて、渦電流損を減少させ、鉄損を低減したり、降伏比を増大させて、鉄心への打ち抜き加工性を向上したりする。Si含有量が 1.5% 未満では、これらの作用効果を十分に得られない。従って、Si含有量は 1.5% 以上とする。好ましくは、 2.0% 以上、 2.4% 以上である。

一方、Si含有量が 4.0% 超では、無方向性電磁鋼板の磁束密度が低下したり、硬度の過度な上昇により打ち抜き加工性が低下したり、冷間圧延が困難になったりする。従って、Si含有量は 4.0% 以下とする。好ましくは、 3.5% 以下、 3.0% 以下である。

【 0 0 2 5 】

(s o l . A l : 0 . 0 0 0 1 % ~ 1 . 0 0 0 %)

s o l . A l は、無方向性電磁鋼板の電気抵抗を増大させて、渦電流損を減少させ、鉄損を低減する。s o l . A l は、飽和磁束密度に対する磁束密度 B 5 0 の相対的な大きさの向上にも寄与する。s o l . A l 含有量が 0 . 0 0 0 1 % 未満では、これらの作用効果を十分に得られない。また、s o l . A l には製鋼工程での脱硫促進効果もある。従って、s o l . A l 含有量は 0 . 0 0 0 1 % 以上とする。好ましくは、0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上である。

一方、s o l . A l 含有量が 1 . 0 0 0 % 超では、無方向性電磁鋼板の磁束密度が低下したり、降伏比を低下させて、打ち抜き加工性を低下させたりする。従って、s o l . A l 含有量は 1 . 0 0 0 % 以下とする。好ましくは、0 . 8 0 0 % 以下、0 . 5 0 0 % 以下、0 . 2 0 0 % 以下である。

また、s o l . A l 含有量が 0 . 0 1 0 % ~ 0 . 1 0 0 % の範囲では、A l N が析出して粒成長を阻害することによる鉄損劣化代が大きいいため、この含有量範囲は避けることが好ましい。

なお、本実施形態において、s o l . A l とは酸可溶性 A l を意味し、固溶状態で鋼中に存在する固溶 A l のことを示す。

【 0 0 2 6 】

(S : 0 . 0 1 0 0 % 以下)

S は、意図的に含有させなくとも、鋼中に含有されることがある元素である。S は、微細な M n S の析出により、中間焼鈍における再結晶及び仕上げ焼鈍における結晶粒の成長を阻害する。従って、S 含有量は低ければ低いほどよい。このような再結晶及び結晶粒成長の阻害により生じる、無方向性電磁鋼板の鉄損の増加および磁束密度の低下は、S 含有量が 0 . 0 1 0 0 % 超で顕著である。このため、S 含有量は 0 . 0 1 0 0 % 以下とする。好ましくは、0 . 0 0 5 0 % 以下、0 . 0 0 2 0 % 以下である。

なお、S 含有量の下限は特に限定しないが、0 % であってもよい。ただし、精錬時の脱硫処理のコストを踏まえ、0 . 0 0 0 3 % 以上とすることが好ましい。より好ましくは、0 . 0 0 0 5 % 以上である。

【 0 0 2 7 】

(N : 0 . 0 1 0 0 % 以下)

N は、T i N や A l N などの微細な析出物の形成を通じて無方向性電磁鋼板の磁気特性を劣化させるので、N 含有量は低ければ低いほどよい。N 含有量が 0 . 0 1 0 0 % 超の場合に無方向性電磁鋼板の磁気特性の劣化が顕著である。したがって、N 含有量は 0 . 0 1 0 0 % 以下とする。好ましくは、0 . 0 0 5 0 % 以下、0 . 0 0 3 0 % 以下である。

なお、N 含有量の下限は特に限定しないが、0 % であってもよい。ただし、精錬時の脱窒処理のコストを踏まえ、0 . 0 0 0 5 % 以上とすることが好ましく、0 . 0 0 1 0 % 以上とすることがより好ましい。

【 0 0 2 8 】

(T i : 0 . 0 0 0 5 % ~ 0 . 0 0 5 0 %)

T i は、固溶強化および細粒化強化に必要な元素である。T i 含有量が 0 . 0 0 0 5 % 未満ではこれらの作用効果が十分に得られない。そのため、T i 含有量は 0 . 0 0 0 5 % 以上とする。好ましくは、0 . 0 0 1 0 % 以上または 0 . 0 0 1 5 % 以上である。

また、T i 含有量が 0 . 0 0 5 0 % を超えると、微細な析出物である T i N を多く形成して無方向性電磁鋼板の磁気特性を劣化させる。したがって、T i 含有量は 0 . 0 0 5 0 % 以下とする。好ましくは、0 . 0 0 3 0 % 以下または 0 . 0 0 2 5 % 以下である。

【 0 0 2 9 】

(M n 、 N i および C u からなる群から選ばれる 1 種以上 : 総計で 2 . 5 % ~ 5 . 0 %)

M n 、 N i および C u は、変態を生じさせるために必要な元素であることから、これらの元素の 1 種以上を総計で 2 . 5 % 以上含有させる必要がある。なお、M n 、 N i および C u の全てを含有する必要はなく、これらの元素のうち 1 種のみを含み、その含有

10

20

30

40

50

量が2.5%以上であってもよい。Mn、NiおよびCuの含有量の総計は、好ましくは、2.8%以上、3.0%以上、3.7%以上である。

一方で、これらの元素の含有量が総計で5.0%を超えると、合金コストが高み、且つ無方向性電磁鋼板の磁束密度が低下する場合がある。したがって、これらの元素の含有量は総計で5.0%以下とする。好ましくは、4.0%以下である。

【0030】

本実施形態では、 α 変態が生じ得る条件として、無方向性電磁鋼板の化学組成はさらに以下の条件を満たす。つまり、Mn含有量(質量%)を[Mn]、Ni含有量(質量%)を[Ni]、Cu含有量(質量%)を[Cu]、Si含有量(質量%)を[Si]、sol.Al含有量(質量%)を[sol.Al]、P含有量(質量%)を[P]としたときに、質量%で、以下の(1)式を満たす。

$$(2 \times [\text{Mn}] + 2.5 \times [\text{Ni}] + [\text{Cu}]) - ([\text{Si}] + 2 \times [\text{sol.Al}] + 4 \times [\text{P}]) \geq 1.50\% \quad \dots (1)$$

前述の(1)式を満たさない場合には、 α 変態が生じないため、無方向性電磁鋼板の磁束密度が低くなる。(1)式の左辺は、好ましくは2.00%以上、3.00%以上、3.40%以上である。

(1)式の左辺の上限は特に限定しないが、10.00%以下、6.00%以下、5.00%以下としてもよい。

【0031】

(Co:0.0%~1.0%)

Coは α 変態を生じさせるために有効な元素であることから、必要に応じて含有させてもよい。しかし、Coが過剰に含まれると合金コストが高み、且つ無方向性電磁鋼板の磁束密度が低下する場合もある。したがって、Co含有量は1.0%以下とする。好ましくは、0.5%以下である。

なお、Co含有量は0.0%であってもよい。ただし、 α 変態を安定して生じさせるためには、Co含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.1%以上とすることがより好ましい。

【0032】

(Sn:0.00%~0.40%、Sb:0.00%~0.40%)

SnやSbは冷間圧延、再結晶後の集合組織を改善して、無方向性電磁鋼板の磁束密度を向上させる。そのため、これらの元素を必要に応じて含有させてもよいが、過剰に含有させると鋼を脆化させる。したがって、Sn含有量およびSb含有量はいずれも0.40%以下とする。好ましくは、いずれも、0.20%以下である。

なお、Sn含有量およびSb含有量はともに0.0%であってもよい。ただし、上記のように無方向性電磁鋼板の磁束密度の向上効果を付与する場合には、Sn含有量またはSb含有量を0.02%以上とすることが好ましい。

【0033】

(P:0.000%~0.400%)

Pは粒成長後(仕上げ焼鈍後)の無方向性電磁鋼板の硬度を確保するために含有させてもよいが、過剰に含まれると鋼の脆化を招く。したがって、P含有量は0.400%以下とする。好ましくは、0.100%以下、0.050%以下である。

P含有量の下限は特に限定しないが、0.000%としてもよく、0.005%以上または0.010%以上としてもよい。磁気特性向上等のさらなる効果を付与する場合には、P含有量は0.020%以上とすることが好ましい。

【0034】

(Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdからなる群から選ばれる1種以上:総計で0.000%~0.010%)

Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdは、溶鋼の鋳造時に溶鋼中のSと反応して硫化物若しくは酸硫化物又はこれらの両方の析出物を生成する。

以下、Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdを総称して「

10

20

30

40

50

粗大析出物生成元素」ということがある。粗大析出物生成元素により生成される析出物の粒径は $1\ \mu\text{m} \sim 2\ \mu\text{m}$ 程度であり、 MnS 、 TiN 、 AlN 等の微細析出物の粒径 ($100\ \text{nm}$ 程度) よりはるかに大きい。このため、これら微細析出物は粗大析出物生成元素により生成された析出物に付着し、中間焼鈍などの焼鈍における再結晶及び結晶粒の成長を阻害しにくくなる。結果として、無方向性電磁鋼板において平均結晶粒径を好ましく制御することができるため、必要に応じて粗大析出物生成元素を含有させてもよい。上記作用効果を十分に得るためには、粗大析出物生成元素の含有量の総計が 0.0005% 以上であることが好ましい。より好ましくは、 0.001% 以上、 0.004% 以上である。

但し、粗大析出物生成元素の含有量の総計が 0.010% を超えると、硫化物若しくは酸硫化物又はこれらの両方の総量が過剰となり、中間焼鈍などの焼鈍における再結晶及び結晶粒の成長が阻害される。従って、粗大析出物生成元素の含有量は総計で 0.010% 以下とする。好ましくは、 0.007% 以下である。

【0035】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の特定方位を有する結晶粒 (特定方位粒) の面積率の測定方法について説明する。特定方位粒の面積率は、OMI Analysis 7.3 (TSL社製) を用いて、下記測定条件を採用した電子線後方散乱回折法 (EBSD: Electron Back Scattering Diffraction) により測定する。測定装置としては、例えば、EBSD検出器と走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) とを用いる。まず、測定領域の中から、目的とする特定方位粒を抽出 (トレランスは 10° に設定、以下裕度 10° 以内と表記) する。抽出した特定方位粒の面積を、測定領域の面積で割り、百分率を求める。この百分率を特定方位粒の面積率とする。

以下、「 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 方位 (裕度 10° 以内) の結晶方位を有する結晶粒の測定領域に対する面積率」、「 $\{hkl\}$ 面 (裕度 10° 以内) の結晶方位を有する結晶粒の測定領域に対する面積率」を、各々単に「 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 率」、「 $\{hkl\}$ 率」とも称する場合がある。以下、結晶方位の記述においては裕度 10° 以内であるとする。

【0036】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板においては、裕度 10° 以内として、EBSDにより測定した際の $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率を $A_{hkl-uvw}$ と表記したとき、 $A_{411-011}$ を 15.0% 以上とする。 $A_{411-011}$ ($\{411\} \langle 011 \rangle$ 率) が 15.0% 未満であると、無方向性電磁鋼板において優れた磁気特性を得ることができない。よって、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率は 15.0% 以上とする。好ましくは 20.0% 以上、より好ましくは 25.0% 以上とする。

上限は特に限定しないが、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率は 50.0% 以下、 40.0% 以下または 30.0% 以下としてもよい。

【0037】

なお、特定方位粒の面積率を求める測定条件の詳細は、次の通りである。

・測定装置: SEMの型番「JSM-6400 (JEOL社製)」、EBSD検出器の型番「HIKARI (TSL社製)」を使用

・ステップ間隔: $0.3\ \mu\text{m}$ (中間焼鈍後、スキンプラス圧延後)、または $5.0\ \mu\text{m}$ (仕上げ焼鈍後)

・倍率: 1000 倍 (中間焼鈍後、スキンプラス圧延後)、または 100 倍 (仕上げ焼鈍後)

・測定対象: 鋼板のC方向中央のZ面 (板厚方向に直角な板面) の中心層 (板厚 $1/2$ 部)

なお、研磨により減厚することで板厚 $1/2$ 部を露出させるとよい。

・測定領域: L方向 $1000\ \mu\text{m}$ 以上かつC方向 $1000\ \mu\text{m}$ 以上の領域

【0038】

また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、EBSDにより測定した際に、 $\phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\psi = 20^\circ$ の中で $\phi = 0 \sim 10^\circ$ に最大強度を持ち、かつ $\phi = 0^\circ$ 、 $\psi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\psi = 5 \sim 35^\circ$ に最大強度を持つことが好ましい。 $\phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\psi = 20^\circ$ の中で $\phi = 0 \sim 10^\circ$ に最大強度を持つことは、 $\{411\} \langle uvw \rangle$ 方位

10

20

30

40

50

の中で $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位付近に最大強度を持つことと同義である。すなわち、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が高いことと同義である。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位は $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位等と比べて 45° 方向磁気特性に優れる。なお、 $\phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\psi = 20^\circ$ の中で $\theta = 20 \sim 30^\circ$ に最大強度を持つと、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位付近に最大強度を持つこととなるため好ましくない。すなわち、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が高く、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が低いいため好ましくない。

$\phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\psi = 20^\circ$ の中で $\theta = 0 \sim 5^\circ$ に最大強度を持つとより好ましい。

【0039】

一方、EBSDにより測定した際に $\phi = 0^\circ$ 、 $\psi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\theta = 5 \sim 35^\circ$ に最大強度を持つことは、 $\{hkl\} \langle 011 \rangle$ 方位の中で $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位付近に最大強度を持つことと同義である。すなわち、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が高いことと同義である。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位は磁気特性に優れ、かつ $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位と比べて応力感受性が低いため、かしめコア等での磁気特性の劣化が少ない。なお、 $\phi = 0^\circ$ 、 $\psi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\theta = 0 \sim 3^\circ$ に最大強度を持つと、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位付近に最大強度を持つこととなるため好ましくない。すなわち、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が高く、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率が低いいため好ましくない。

$\phi = 0^\circ$ 、 $\psi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\theta = 20 \sim 30^\circ$ に最大強度を持つとより好ましい。

【0040】

ここで、無方向性電磁鋼板における特定方位範囲内の最大強度の判定方法について説明する。EBSDによる測定領域にて、OMI Analysis 7.3を用いて、下記条件で方位分布関数(ODF: Orientation Distribution Function)を作成する。そして、作成したODFのデータを出力し、特定方位範囲(ϕ 、 ψ の角度にて範囲を規定)内でODF valueが最大となることを最大強度とする。

【0041】

また、無方向性電磁鋼板における特定方位のODF強度の判定方法について説明する。EBSDによる測定領域にて、OMI Analysis 7.3を用いて、下記条件でODFを作成する。そして、作成したODFのデータを出力し、特定方位(ϕ 、 ψ の角度にて方位を規定)のODF valueをODF強度とする。

【0042】

なお、ODFの作成条件の詳細は次の通りである。

- ・ Series Rank [L] : 16
- ・ Gaussian Half-Width [degrees] : 5
- ・ Sample Symmetry : Triclinic (None)
- ・ Bunge Euler Angles : $\phi = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\psi = 45^\circ$ 、 $\theta = 0 \sim 90^\circ$

【0043】

さらに、本実施形態では、EBSDにより測定した際の特定方位(裕度 10° 以内)を有する結晶粒の面積率について、以下のように表記することができる。 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 方位(裕度 10° 以内)の結晶方位を有する結晶粒の面積率を $A_{hkl-uvw}$ と表記し、 $\{hkl\}$ 面(裕度 10° 以内)の結晶方位を有する結晶粒の面積率を A_{hkl} と表記した場合、以下の(2)式及び(3)式の両方を満たすことが好ましい。

$$A_{411-011} / A_{411-148} \geq 1.1 \quad \dots (2)$$

$$A_{411-011} / A_{100-011} \geq 2 \quad \dots (3)$$

【0044】

また、磁気特性は $\{411\}$ 面の結晶方位を有する結晶粒が多いと優位になるが、 $\{111\}$ 面の結晶方位を有する結晶粒が多いと劣位になる。よって、 $\{411\}$ 率が $\{111\}$ 率を上回る、すなわち $\{411\}$ 率 / $\{111\}$ 率 > 1 であることが好ましい。より

好ましくは、 $\{411\}$ 率が $\{111\}$ 率の2倍以上である、すなわち $\{411\}$ 率/ $\{111\}$ 率 2である。

【0045】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の平均結晶粒径について説明する。結晶粒が十分に粗大化せず、平均結晶粒径が $10.0\ \mu\text{m}$ よりも小さくなると、無方向性電磁鋼板の鉄損が悪化する。そのため、無方向性電磁鋼板の平均結晶粒径は $10.0\ \mu\text{m}$ 以上とする。好ましくは $20.0\ \mu\text{m}$ 以上である。

一方、結晶粒が粗大化して平均結晶粒径が $40.0\ \mu\text{m}$ よりも大きくなると、無方向性電磁鋼板の強度が不足し、さらに加工性が悪化するだけでなく、渦電流損が悪化する。そのため、無方向性電磁鋼板の平均結晶粒径は $40.0\ \mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $37.0\ \mu\text{m}$ 以下または $35.0\ \mu\text{m}$ 以下である。

本実施形態において平均結晶粒径は、切断法にて測定する。

【0046】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の板厚について説明する。本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の板厚は特に限定されない。本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の好ましい板厚は、 $0.25\sim 0.5\ \text{mm}$ である。通常、板厚が薄くなれば、鉄損は低くなるものの、磁束密度が低くなる。この点を踏まえると、板厚が $0.25\ \text{mm}$ 以上であれば、鉄損がより低く、かつ、磁束密度がより高くなる。また、板厚が $0.5\ \text{mm}$ 以下であれば、低い鉄損を維持できる。板厚のより好ましい下限値は $0.3\ \text{mm}$ である。

【0047】

また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、圧延方向に対して 45° 方向の磁束密度 B_{50} が $1.70\ \text{T}$ 以上であり、圧延方向に対して 45° 方向の鉄損 $W_{10}/400$ が $14.0\ \text{W}/\text{kg}$ 以下であることが好ましい。圧延方向に対して 45° 方向の磁束密度 B_{50} は、 $1.72\ \text{T}$ 以上がより好ましい。上限は特に限定しないが、 $1.85\ \text{T}$ 以下または $1.80\ \text{T}$ 以下としてもよい。また、全周平均の磁束密度 B_{50} は $1.55\ \text{T}$ 以上であることが好ましく、 $1.60\ \text{T}$ 以上であることがより好ましい。

圧延方向に対して 45° 方向の鉄損 $W_{10}/400$ は $13.5\ \text{W}/\text{kg}$ 以下、 $13.0\ \text{W}/\text{kg}$ 以下または $12.5\ \text{W}/\text{kg}$ 以下がより好ましい。下限は特に限定しないが、 $11.0\ \text{W}/\text{kg}$ 以上または $11.5\ \text{W}/\text{kg}$ 以上としてもよい。

圧縮応力下での鉄損 $W_{10}/50$ の鉄損劣化率 W_x [%]に関しては、 40.0% 以下が好ましく、 32.0% 以下がより好ましく、 30.0% 以下がより一層好ましい。

さらに、強度に関しては、引張強さが $600\ \text{MPa}$ 以上であることが好ましい。引張強さは、 $620\ \text{MPa}$ 以上または $650\ \text{MPa}$ 以上とすることがより好ましい。上限は特に限定しないが、 $800\ \text{MPa}$ 以下または $750\ \text{MPa}$ 以下としてもよい。

ここで、磁束密度 B_{50} とは、 $5000\ \text{A}/\text{m}$ の磁場における磁束密度である。

また、無方向性電磁鋼板の圧延方向とは、コイル長手方向のことを示す。小片サンプル等における圧延方向の判別方法としては、例えば無方向性電磁鋼板の表面のロール筋模様と並行な方向を圧延方向とみなす方法が挙げられる。

【0048】

磁束密度 B_{50} は、無方向性電磁鋼板から、圧延方向に対して 45° 、 0° 方向等から $55\ \text{mm}$ 角の試料を切り出し、単板磁気測定装置を用いて、 $5000\ \text{A}/\text{m}$ の磁場における磁束密度を測定することで得られる。圧延方向に対して 45° 方向の磁束密度 B_{50} は、圧延方向に対して 45° 方向、 135° 方向の磁束密度の平均値を算出することで得られる。全周平均(全方向平均)での磁束密度 B_{50} は、圧延方向に対して、 0° 、 45° 、 90° および 135° の磁束密度の平均値を算出することで得られる。

鉄損 $W_{10}/400$ は、無方向性電磁鋼板から採集した試料に対し、単板磁気測定装置を用いて、最大磁束密度が $1.0\ \text{T}$ になるように $400\ \text{Hz}$ の交流磁場をかけたときに生じる、全周平均のエネルギーロス(W/kg)を測定することで得られる。

圧縮応力下での鉄損 $W_{10}/50$ の鉄損劣化率 W_x [%]は、応力なしでの鉄損 $W_{10}/50$ を $W_{10}/50(0)$ 、 $10\ \text{MPa}$ の圧縮応力下での鉄損 $W_{10}/50$ を $W_{10}/$

10

20

30

40

50

50(10)としたとき、以下の式で鉄損劣化率 W_x を算出することができる。なお、鉄損 $W_{10/50}$ は、圧延方向に対して45°方向に採取した試料と単板磁気測定装置とを用いて、最大磁束密度が1.0Tになるように50Hzの交流磁場をかけたときに生じる、全周平均のエネルギーロス(W/kg)を測定することで得られる。

$$W_x = \{W_{10/50(10)} - W_{10/50(0)}\} / W_{10/50(0)}$$

無方向性電磁鋼板の引張強さは、無方向性電磁鋼板の圧延方向を長手方向としたJIS 5号試験片を採取し、JIS Z 2241:2011に準拠した引張試験を行うことによって求める。

【0049】

上述した本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の特徴は、仕上げ焼鈍が行われることによって製造される無方向性電磁鋼板の特徴である。以降は、仕上げ焼鈍を行う前(且つスキンプラス圧延を行った後)の無方向性電磁鋼板の特徴について説明する。

10

【0050】

スキンプラス圧延後(仕上げ焼鈍前)の無方向性電磁鋼板は、以下に説明するGOS(Grain Orientation Spread)値の個数平均値 G_s を有している。ここで、GOS値は同一粒内での全ての測定点(ピクセル)間の方位差を平均したものであり、歪の多い結晶粒ではGOS値は高くなる。スキンプラス圧延後において、GOS値の個数平均値 G_s が小さい、すなわち低ひずみ状態であると、次工程の仕上げ焼鈍において、バルジングによる粒成長を発生しやすい。よって、スキンプラス圧延後のGOS値の個数平均値 G_s は3.0以下とすることが好ましい。

20

一方、GOS値の個数平均値 G_s が0.8未満だとひずみ量が小さくなりすぎ、バルジングによる粒成長にかかる仕上げ焼鈍時間が長くなる。したがって、スキンプラス圧延後のGOS値の個数平均値 G_s は0.8以上とすることが好ましい。

【0051】

ここで、鋼板における G_s の算出方法について説明する。上記の特定方位粒の面積率を測定した際のEBSDデータと、OIM Analysis 7.3とを用いて解析することにより、GOS値の個数平均値を求め、それを G_s とする。

【0052】

また、スキンプラス圧延後(仕上げ焼鈍前)の無方向性電磁鋼板においては、ファイバー率が大きいほど仕上げ焼鈍後の磁気特性が優位になる。ここで、ファイバー率の測定方法について説明する。本実施形態では、ファイバーは $\{hkl\} < 011 >$ 方位の結晶方位を有する結晶粒と定義する。EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis 7.3を用いて、 $\{hkl\} < 011 >$ 方位の結晶方位を有する結晶粒を抽出(裕度10°以内)する。抽出した結晶粒の面積を、測定領域の面積で割り、百分率を求める。この百分率をファイバー率とする。

30

【0053】

スキンプラス圧延後(仕上げ焼鈍前)の無方向性電磁鋼板において、ファイバー率は20%以上とすることが好ましい。より好ましくは25%以上である。

【0054】

また、スキンプラス圧延後(仕上げ焼鈍前)の無方向性電磁鋼板においては、 $\{100\} < 011 >$ 方位のODF強度を15以下とする。ここで、 $\{100\} < 011 >$ 方位のODF強度は、特定方位粒の面積率を測定した際のEBSDデータを用いて作成したODFの $1=0^\circ$ 、 $=0^\circ$ のODF Valueである。 $\{411\} < 011 >$ 方位は磁気特性に優れ、かつ $\{100\} < 011 >$ 方位と比べて応力感受性が低いため、かしめコア等での磁性劣化が少ない。スキンプラス圧延後(仕上げ焼鈍前)の $\{100\} < 011 >$ 方位のODF強度を15以下にすることで、続く仕上げ焼鈍後の $\{411\} < 011 >$ 方位を強化する($\{411\} < 011 >$ 方位の結晶方位を有する結晶粒の面積率を高める)ことができる。

40

【0055】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、コアを形成することによって、磁気特性(高磁

50

束密度及び低鉄損)が求められる用途に広く適用可能であるが、ロータなど特に高強度も併せて求められる用途に適用できる。

【0056】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の製造方法の一例について説明する。本実施形態では、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、2回目の冷間圧延(スキンパス圧延)および仕上げ焼鈍を行う。

【0057】

熱間圧延では、上述の化学組成を満たす鋼材に対して熱間圧延を実施して熱間圧延板を製造する。熱間圧延工程は、加熱工程と、圧延工程とを備える。

【0058】

鋼材は、例えば通常の連続鋳造によって製造されるスラブであり、上述した化学組成の鋼材は周知の方法で製造される。たとえば、転炉又は電気炉等で溶鋼を製造する。製造された溶鋼に対して脱ガス設備等で二次精錬して、上記化学組成を有する溶鋼とする。溶鋼を用いて連続鋳造法又は造塊法によりスラブを鋳造する。鋳造されたスラブを分塊圧延してもよい。

【0059】

加熱工程では、上述の化学組成を有する鋼材を1000~1200 に加熱することが好ましい。具体的には、鋼材を加熱炉又は均熱炉に装入して、炉内にて加熱する。加熱炉又は均熱炉での上記加熱温度での保持時間は特に限定されないが、例えば30~200時間である。

【0060】

圧延工程では、加熱工程により加熱された鋼材に対して、複数回パスの圧延を実施して、熱間圧延板を製造する。ここで、「パス」とは、一对のワークロールを有する1つの圧延スタンドを鋼板が通過して圧下を受けることを意味する。熱間圧延はたとえば、一列に並んだ複数の圧延スタンド(各圧延スタンドは一对のワークロールを有する)を含むタンデム圧延機を用いてタンデム圧延を実施して、複数回パスの圧延を実施してもよいし、一对のワークロールを有するリバース圧延を実施して、複数回パスの圧延を実施してもよい。生産性の観点から、タンデム圧延機を用いて複数回の圧延パスを実施するのが好ましい。

【0061】

圧延工程(粗圧延および仕上げ圧延)での圧延は、 A_r 1点以上の温度で行う。つまり、仕上げ圧延の最終パスを通過する際の温度(仕上げ圧延温度 F_T ())が A_r 1点以上となるように熱間圧延を行う。また、仕上げ圧延温度 F_T が A_c 3点以下となるように熱間圧延を行うことが好ましい。仕上げ圧延温度 F_T が A_c 3点以下となるように熱間圧延を行うことで、後述する冷却等と相俟って結晶粒内に好ましく歪を導入することができ、結果としてA411-011を高めることができる。仕上げ圧延温度 F_T が A_c 3点超であると、結晶粒内に好ましくひずみを導入することができず、結果として所望のA411-011を得ることができない場合がある。

なお、 A_r 1点は、1 /秒の平均冷却速度で冷却中の鋼板の熱膨張変化から求めることができる。また、 A_c 3点、後述する A_c 1点は、1 /秒の平均加熱速度で加熱中の鋼板の熱膨張変化から求めることができる。

【0062】

ここで、仕上げ圧延温度 F_T とは、熱間圧延工程中的上記圧延工程において、最終パスの圧下を行う圧延スタンド出側での鋼板の表面温度()を意味する。仕上げ圧延温度 F_T は、例えば最終パスの圧下を行う圧延スタンド出側に設置された測温計により、測温可能である。なお、仕上げ圧延温度 F_T は、例えば鋼板全長を圧延方向に10等分して10区分とした場合において、先端の1区分と、後端の1区分とを除いた部分の測温結果の平均値を意味する。

【0063】

その後、圧延工程後の冷却によってオーステナイトからフェライトへ変態することにより高ひずみで適度に微細な結晶粒が得られる。冷却条件としては、仕上げ圧延の最終パス

10

20

30

40

50

を通過して0.10秒後以降に冷却を開始し、3秒後に熱間圧延板の表面温度が300以上Ar1点以下となるように冷却する。ここで、本実施形態では、熱間圧延の直後に急冷を行うことは好ましくない。ここでいう熱間圧延板の直後の急冷（直後急冷）とは、仕上げ圧延の最終パスを通過して0.10秒以内に水冷を開始したり、3秒後の熱間圧延板の表面温度が300未満となるような冷却のことである。このような直後急冷は、仕上げ圧延後に空冷を行わず、仕上げ圧延の最終パスのワークロールに水がかかるように水冷することで行うことができる。本実施形態では、このような直後急冷を行わないため、特殊な急冷装置は不要であり、製造コスト面でもメリットがある。また、上記のような直後急冷ではない冷却を行うことで、過度に微細化されることのない好適な結晶粒径としておき、その後冷間圧延を施すことで、中間焼鈍後にファイバーが発達し、続くスキンパス圧延、仕上げ焼鈍後に通常は発達しにくい{411}<011>方位を発達させることができる。

10

なお、熱間圧延工程後の冷却における冷却停止温度は、特に限定されないが、ひずみ量保持の観点から、500以下の温度域とすることが好ましい。

【0064】

また、熱間圧延板の集合組織は、直後急冷すると未再結晶オーステナイトが変態した組織になり、直後急冷でない冷却を行うと部分再結晶オーステナイトが変態した組織になると推察される。仕上げ圧延後に直後急冷した場合には、その後の仕上げ焼鈍後の組織において{100}<011>方位に集積し、仕上げ圧延後に直後急冷でない冷却を行った場合には、その後の仕上げ焼鈍後の組織において{411}<011>方位に集積する。よって、{411}<011>方位を強化するには部分再結晶オーステナイトを変態させることが重要だと考えられる。

20

【0065】

ここで、冷却条件としては、冷間圧延前の熱間圧延板での平均結晶粒径が3~10μmとなるような条件とすることが好ましい。結晶粒が粗大化しすぎると、冷間圧延、中間焼鈍後にファイバーが発達しにくくなり、所望の{411}<011>率が得られない場合がある。また、過度に微細化すると所望の{411}<011>率が得られない。よって、冷間圧延前の熱間圧延板での平均結晶粒径を3~10μmとするためには、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒以内にAr1点以下の温度とすることが好ましい。粒径の測定方法は、例えば切断法にて測定する。

30

【0066】

また、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の熱間圧延板の表面温度は、次の方法で測定する。無方向性電磁鋼板の熱間圧延設備ラインでは、熱間圧延機の下流に、冷却装置及び搬送ライン（例えば搬送ローラ）が配置されている。熱間圧延機の最終パスを実施する圧延スタンドの出側には、熱間圧延板の表面温度を測定する測温計が配置されている。また、圧延スタンドの下流に配置された搬送ローラにも、複数の測温計が搬送ラインに沿って配列されている。冷却装置は、最終パスを実施する圧延スタンドの下流に配置されている。水冷装置の入側には、測温計が配置されている。冷却装置はたとえば、周知の水冷装置であってもよいし、周知の強制空冷装置であってもよい。好ましくは、冷却装置は水冷装置である。水冷装置の冷却液は、水であってもよいし、水と空気の混合流体であ

40

【0067】

熱間圧延板の表面温度は、熱間圧延設備ラインに配置されている測温計で測定する。そして、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の温度を求める。

【0068】

その後、熱間圧延板焼鈍は行わずに巻き取り、熱間圧延板に対して冷間圧延を行う。なお、ここでいう熱間圧延板焼鈍とは、例えば、熱間圧延板に対して行う、加熱温度が800~1100の温度域である熱処理を意味する。熱間圧延板焼鈍時の加熱温度での保持時間は、例えば1分以上である。

熱間圧延板焼鈍を行うと、結晶粒内のひずみを好ましく制御することができず、結果と

50

して所望の { 4 1 1 } < 0 1 1 > 率を得ることができないため、好ましくない。

【 0 0 6 9 】

熱間圧延板に対して、熱間圧延板焼鈍を実施することなく、熱間圧延板に対して冷間圧延を行う。冷間圧延はたとえば、一列に並んだ複数の圧延スタンド（各圧延スタンドは一对のワークロールを有する）を含むタンデム圧延機を用いてタンデム圧延を実施して、複数回パスの圧延を実施してもよい。また、一对のワークロールを有するゼンジミア圧延機等によるリバース圧延を実施して、1回パス又は複数回パスの圧延を実施してもよい。生産性の観点から、タンデム圧延機を用いて複数回パスの圧延を実施するのが好ましい。

【 0 0 7 0 】

冷間圧延では、冷間圧延途中で焼鈍処理を実施することなく冷間圧延を実施する。例えば、リバース圧延を実施して、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する。なお、リバース式の圧延機を用いて、1回のパスのみで冷間圧延を実施してもよい。また、タンデム式の圧延機を用いた冷間圧延を実施する場合、複数回のパス（各圧延スタンドでのパス）で連続して冷間圧延を実施する。

10

なお、脆性割れ防止のために冷間圧延途中での焼鈍を行う場合は、その前後で圧下率の差が小さい（例えば10%程度）冷間圧延を行うことが多い。そのため、ここでいう「冷間圧延途中での焼鈍」と、本実施形態でのスキンプラス圧延前に行う「中間焼鈍」とは、焼鈍前後の冷間圧延の圧下率の差により区別することができる。また、冷延二回法等により冷間圧延間での焼鈍を行う場合は、その焼鈍後に圧下率の高い（例えば40%程度）冷間圧延を行うことが多い。そのため、ここでいう「冷間圧延間での焼鈍」と、本実施形態でのスキンプラス圧延前に行う「中間焼鈍」とは、その後に行う冷間圧延の圧下率により区別することができる。

20

【 0 0 7 1 】

本実施形態では、冷間圧延における圧下率 $RR1$ (%) を75~95%とすることが好ましい。ここで、圧下率 $RR1$ は、次のとおり定義される。

圧下率 $RR1$ (%) = (1 - 冷間圧延での最終パスの圧延後の板厚 / 冷間圧延での1パス目の圧延前の板厚) × 100

【 0 0 7 2 】

冷間圧延が終了すると、続いて中間焼鈍を行う。本実施形態では、中間焼鈍温度 $T1$ () を A_c1 点以下に制御することが好ましい。中間焼鈍の温度が A_c1 点を超えると、鋼板の組織の一部がオーステナイトに変態してしまい、鋼板中の { 4 1 1 } < 0 1 1 > 方位粒が減少してしまう。なお、中間焼鈍の温度が低過ぎると、再結晶が生じず、続くスキンプラス圧延および仕上げ焼鈍時に { 4 1 1 } < 0 1 1 > 方位粒が十分に成長せず、無方向性電磁鋼板の磁束密度が高くなる場合がある。したがって、中間焼鈍温度 $T1$ () は600 以上とすることが好ましい。

30

【 0 0 7 3 】

ここで、中間焼鈍温度 $T1$ () は、焼鈍炉の抽出口近傍での板温（鋼板表面の温度）とする。焼鈍炉の板温は、焼鈍炉抽出口に配置された測温計により測定することができる。

【 0 0 7 4 】

なお、中間焼鈍工程における中間焼鈍温度 $T1$ での保持時間は当業者に周知の時間でよい。中間焼鈍温度 $T1$ での保持時間は、例えば5~60秒であるが、中間焼鈍温度 $T1$ での保持時間はこれに限定されない。また、中間焼鈍温度 $T1$ までの昇温速度も周知の条件でよい。中間焼鈍温度 $T1$ までの昇温速度は、例えば10.0~20.0 / 秒であるが、中間焼鈍温度 $T1$ までの昇温速度はこれに限定されない。

40

【 0 0 7 5 】

中間焼鈍時の雰囲気は特に限定されないが、中間焼鈍時の雰囲気には、例えば20% H_2 を含有し、残部が N_2 からなる雰囲気ガス（乾燥）を用いる。中間焼鈍後の鋼板の冷却速度は特に限定されず、冷却速度は、例えば5.0~60.0 / 秒である。

【 0 0 7 6 】

50

以上のような条件で中間焼鈍まで終了すると、得られる冷間圧延鋼板はEBSDで測定した際のファイバー率（裕度10°以内）が15%以上となる。このようにスキンプス圧延前の段階でファイバー率（裕度10°以内）を15%以上とするためには、
 - 変態系の化学組成（Mn、Ni、Cuのフォーマー元素が高濃度である化学組成）とし、熱間圧延から中間焼鈍までを前述した条件とすることが効果的であり、特に仕上げ圧延後の冷却条件を制御することが効果的である。部分再結晶オーステナイトからフェライトに変態させ、熱間圧延後の平均結晶粒径を3～10μmとした熱間圧延板を冷間圧延し、その後中間焼鈍することで、{411}<011>方位を生成しやすいファイバーが発達する。前述したように、仕上げ圧延後に直後急冷すると未再結晶オーステナイトが変態した組織になり、部分再結晶オーステナイトが変態した組織とはなくなる。

10

上述の方法により製造された冷間圧延鋼板に対して後述の条件でスキンプス圧延、さらには仕上げ焼鈍を行うことにより、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板を得ることができる。

【0077】

中間焼鈍が終了すると、次にスキンプス圧延を行う。具体的には、中間焼鈍工程後の冷間圧延鋼板に対して、常温、大気中において、スキンプス圧延（軽圧下率での冷間圧延）を実施する。ここでのスキンプス圧延は、例えば上述のゼンジミア圧延機に代表されるリバース圧延機、又は、タンデム圧延機を用いる。

【0078】

スキンプス圧延では、途中で焼鈍処理を実施することなく圧延を実施する。例えば、リバース圧延を実施して、複数回のパスにてスキンプス圧延を実施する場合、パス間に焼鈍処理を挟まずに複数回の圧延を実施する。なお、リバース式の圧延機を用いて、1回のパスのみでスキンプス圧延を実施してもよい。また、タンデム式の圧延機を用いたスキンプス圧延を実施する場合、複数回のパス（各圧延スタンドでのパス）で連続して圧延を実施する。

20

【0079】

以上のとおり、本実施形態では、熱間圧延および冷間圧延により鋼板にひずみを導入した後、中間焼鈍により鋼板に導入されたひずみをいったん低減させる。そして、スキンプス圧延を実施する。これにより、冷間圧延により過剰に導入されたひずみを中間焼鈍において低減しつつ、中間焼鈍を実施することにより、鋼板板面中において{111}面の結晶方位を有する結晶粒が優先的に再結晶を起こすのを抑制して、{411}<011>方位の結晶方位を有する結晶粒を残存させる。そして、スキンプス圧延において鋼板中の各結晶粒に適切なひずみ量を導入して、次工程の仕上げ焼鈍において、バルジングによる粒成長を発生しやすい状態にする。

30

【0080】

本実施形態では、スキンプス圧延における圧下率RR2を5～20%とする。ここで、圧下率RR2は、次のとおり定義される。

圧下率RR2(%) = (1 - スキンプス圧延での最終パスの圧延後の板厚 / スキンプス圧延での1パス目の圧延前の板厚) × 100

【0081】

ここで、圧下率RR2が5%未満だとひずみ量が小さくなりすぎ、バルジングによる粒成長にかかる仕上げ焼鈍時間が長くなる。また、圧下率RR2が20%を超えるとひずみ量が大きくなりすぎ、バルジングではなく通常の粒成長が起こり、仕上げ焼鈍で{411}<148>や{111}<011>が成長してしまう。よって、圧下率RR2を5～20%とする。

40

【0082】

スキンプス圧延でのパス回数は1回パスのみ（つまり、1回の圧延のみ）であってもよいし、複数回パスの圧延であってもよい。

【0083】

前述したように - 変態系の化学組成の鋼板において中間焼鈍で再結晶させ、以上の

50

ような条件でスキンプラス圧延を行うことによって、前述したGOS値、及びファイバー率が得られる。

【0084】

スキンプラス圧延後においては、仕上げ焼鈍温度T2を750以上Ac1点以下の温度域とし、且つ当該温度域での保持時間を2時間以上とした条件で仕上げ焼鈍を施す。仕上げ焼鈍温度T2()を750未満とした場合には、バルジングによる粒成長が十分に起こらない。この場合、{411}<011>方位の集積度が低下してしまう。また、仕上げ焼鈍温度T2がAc1点超では、鋼板の組織の一部がオーステナイトに変態してしまい、バルジングによる粒成長は起こらず、所望の{411}<011>率が得られない。また、焼鈍時間が2時間未満である場合は、仕上げ焼鈍温度T2が750以上Ac1点以下であっても、バルジングによる粒成長が十分に起こらず、{411}<011>方位の集積度が低下してしまう。

10

なお、仕上げ焼鈍の焼鈍時間の上限は特に限定されないが、焼鈍時間が10時間を超えても効果が飽和するため、好ましい上限は10時間である。

【0085】

ここで、仕上げ焼鈍温度T2は、焼鈍炉の抽出口近傍での板温(鋼板表面の温度)とする。焼鈍炉の炉温は、焼鈍炉抽出口に配置された測温計により測定することができる。

【0086】

なお、仕上げ焼鈍工程における仕上げ焼鈍温度T2までの昇温速度TR2は、当業者に周知の昇温速度であればよく、仕上げ焼鈍温度T2での保持時間t2(秒)も当業者に周知の時間であればよい。ここで、保持時間t2は、鋼板の表面温度が仕上げ焼鈍温度T2となつてからの保持時間を意味する。

20

【0087】

仕上げ焼鈍工程での仕上げ焼鈍温度T2までの好ましい昇温速度TR2は0.1/秒以上10.0/秒未満とする。昇温速度TR2が0.1/秒以上10.0/秒未満であれば、バルジングによる粒成長が十分に起こる。この場合、{411}<011>結晶方位の集積度がより高まり、板厚中央位置でのND面における結晶粒もさらにばらつきにくくなる。

【0088】

昇温速度TR2は、次の方法により求める。上記化学組成を有し、上記熱間圧延からスキンプラスまで実施して得られた鋼板に熱電対を取り付けて、サンプル鋼板とする。熱電対を取り付けたサンプル鋼板に対して昇温を実施して、昇温を開始してから仕上げ焼鈍温度T2に到達するまでの時間を測定する。測定された時間に基づいて、昇温速度TR2を求める。

30

【0089】

仕上げ焼鈍工程での仕上げ焼鈍温度T2での保持時間t2は2時間以上である。保持時間t2が2時間以上であれば、バルジングにより{411}<110>粒の粒成長が起こり、かつ細粒化強化により高強度化する。この場合、{411}<011>結晶方位の集積度がより高まり、板厚中央位置でのND面における結晶粒もさらにばらつきにくくなる。保持時間t2の下限は2時間であり、好ましくは3時間である。前述したように保持時間t2の好ましい上限は10時間であり、さらに好ましくは5時間である。

40

【0090】

仕上げ焼鈍工程時の雰囲気は特に限定されない。仕上げ焼鈍工程時の雰囲気には、例えば20%H₂を含有し、残部がN₂からなる雰囲気ガス(乾燥)を用いる。仕上げ焼鈍後の鋼板の冷却速度は特に限定されない。冷却速度は、例えば5~20/秒である。

【0091】

なお、仕上げ焼鈍を行わず、スキンプラス圧延後の無方向性電磁鋼板を出荷する形態であってもよい。例えば、スキンプラス圧延までの工程を鋼板製造会社で行い、出荷先であるコア製造会社において無方向性電磁鋼板の打ち抜きまたは積層を行い、その後、750以上Ac1点以下の焼鈍温度で2時間以上の焼鈍時間の条件で、仕上げ焼鈍の代わりとして

50

歪取り焼鈍を行ってもよい。

【0092】

以上のように本実施形態に係る無方向性電磁鋼板を製造することができる。

【0093】

本実施形態による無方向性電磁鋼板の製造方法は、上記製造工程に限定されない。

【0094】

たとえば、上記製造工程のうち、熱間圧延後であって、冷間圧延前に、ショットブラスト及び/又は酸洗を実施してもよい。ショットブラストでは、熱間圧延後の鋼板に対してショットブラストを実施して、熱間圧延後の鋼板の表面に形成されているスケールを破壊して除去する。酸洗では、熱間圧延後の鋼板に対して酸洗処理を実施する。酸洗処理はたとえば、塩酸水溶液を酸洗浴として利用する。酸洗により鋼板の表面に形成されているスケールが除去される。熱間圧延後であって、冷間圧延前に、ショットブラストを実施して、次いで、酸洗を実施してもよい。また、熱間圧延後であって冷間圧延前に、酸洗を実施して、ショットブラストを実施しなくてもよい。熱間圧延後であって冷間圧延前に、ショットブラストを実施して、酸洗処理を実施しなくてもよい。なお、ショットブラスト及び酸洗は任意の工程である。したがって、熱間圧延後であって冷間圧延前に、ショットブラスト工程及び酸洗工程の両方を実施しなくてもよい。

10

【0095】

本実施形態による電磁鋼板の製造方法はさらに、仕上げ焼鈍後にコーティングを実施してもよい。コーティングでは、仕上げ焼鈍後の鋼板の表面に、絶縁被膜を形成する。

20

【0096】

絶縁被膜の種類は特に限定されない。絶縁被膜は有機成分であってもよいし、無機成分であってもよい、絶縁コーティングは、有機成分と無機成分とを含有してもよい。無機成分はたとえば、重クロム酸 - ホウ酸系、リン酸系、シリカ系等である。有機成分はたとえば、一般的なアクリル系、アクリルスチレン系、アクリルシリコン系、シリコン系、ポリエステル系、エポキシ系、フッ素系の樹脂である。塗装性を考慮した場合、好ましい樹脂は、エマルジョンタイプの樹脂である。加熱及び/又は加圧することにより接着能を発揮する絶縁コーティングを施してもよい。接着能を有する絶縁コーティングはたとえば、アクリル系、フェノール系、エポキシ系、メラミン系の樹脂である。

【0097】

なお、コーティングは任意の工程である。したがって、仕上げ焼鈍後にコーティングを実施しなくてもよい。

30

【0098】

なお、本実施形態による無方向性電磁鋼板は、上述の製造方法に限定されない。EBSDにより測定した際の{411}<011>方位(裕度10°以内)の結晶方位を有する結晶粒の面積率が15.0%以上であり、かつ、平均結晶粒径が10.0μm~40.0μmであれば、上記製造方法に限定されない。

【実施例】

【0099】

次に、本発明の実施形態に係る無方向性電磁鋼板について、実施例を示しながら具体的に説明する。以下に示す実施例は、本発明の実施形態に係る無方向性電磁鋼板のあくまでも一例にすぎず、本発明に係る無方向性電磁鋼板が下記の例に限定されるものではない。

40

【0100】

(第1の実施例)

溶鋼を鑄造することにより、以下の表1に示す成分のインゴットを作製した。ここで、式左辺とは、前述の(1)式の左辺の値を表している。また、Mg等とは、Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、ZnおよびCdからなる群から選ばれる1種以上の総計を表している。その後、作製したインゴットを1150℃まで加熱して熱間圧延を行い、表2に示す仕上げ圧延温度FTで仕上げ圧延を行った。そして、最終パスを通過してから表2に示す冷却条件(最終パスを通過してから冷却を開始するまでの時間、および

50

最終パスを通過してから 3 秒後の鋼板の温度) で冷却を行った。

【 0 1 0 1 】

次に、熱間圧延板において熱間圧延板焼鈍を行わず、酸洗によりスケールを除去し、表 2 に示す圧下率 R R 1 で冷間圧延を行った。そして、水素 2 0 %、窒素 8 0 % 雰囲気中で中間焼鈍を行い、中間焼鈍温度 T 1 を表 2 に示す温度に制御して 3 0 秒中間焼鈍を行った。

なお、N o . 2 4 については、熱間圧延板に対して、1 0 0 0 で 1 分間保持する熱間圧延板焼鈍を行った。

【 0 1 0 2 】

次に、N o . 1 1 を除き、表 2 に示す圧下率 R R 2 にてスキんパス圧延を行った。そして、水素 1 0 0 % 雰囲気中で表 2 に示す仕上げ焼鈍温度 T 2 にて仕上げ焼鈍を行った。この時、仕上げ焼鈍温度 T 2 での保持時間 t 2 を 2 時間とした。なお、仕上げ焼鈍を行う前に、前述した測定条件により G O S 値の個数平均値 G s を算出した。

【 0 1 0 3 】

また、仕上げ焼鈍後の集合組織を調査するために、無方向性電磁鋼板の一部を切除し、その切除した試験片を 1 / 2 の厚みに減厚加工した。{ 4 1 1 } < 0 1 1 > 率に関しては、E B S D による測定領域にて、前述した測定条件で観察して求めた。

それぞれの結果を表 3 に示す。

【 0 1 0 4 】

また、仕上げ焼鈍後の磁気特性及び引張強さを調査するために、磁束密度 B 5 0、鉄損 W 1 0 / 4 0 0 を測定した。また、応力感受性の指標として、圧縮応力下での鉄損 W 1 0 / 5 0 の鉄損劣化率を求めた。

磁束密度 B 5 0 に関しては、測定試料として 5 5 m m 角の試料を圧延方向に対して 0 ° 方向と 4 5 ° 方向の 2 種類の方向にて採取した。この 2 種類の試料について上述の方法により磁束密度 B 5 0 を測定した。圧延方向に対して、4 5 ° 方向、1 3 5 ° 方向の磁束密度の平均値を 4 5 ° 方向の磁束密度 B 5 0 とし、圧延方向に対して、0 ° 方向、4 5 ° 方向、9 0 ° 方向、1 3 5 ° 方向の平均値を磁束密度 B 5 0 の全周平均とした。4 5 ° 方向の磁束密度 B 5 0 が 1 . 7 0 T 以上であった場合、高磁束密度の無方向性電磁鋼板であるとして合格と判定した。一方、4 5 ° 方向の磁束密度 B 5 0 が 1 . 7 0 T 未満であった場合、高磁束密度の無方向性電磁鋼板でないとして不合格と判定した。また、4 5 ° 方向の磁束密度 B 5 0 が 1 . 7 0 T 以上であり、且つ、全周平均の磁束密度 B 5 0 が 1 . 5 5 T

以上であった場合、より高い磁束密度を備える無方向性電磁鋼板であると判断した。

鉄損 W 1 0 / 4 0 0 に関しては、圧延方向に対して 4 5 ° 方向に採取した上記試料を用いて、上述の方法により 4 5 ° 方向の鉄損 W 1 0 / 4 0 0 を求めた。

さらに、圧縮応力下での鉄損 W 1 0 / 5 0 の鉄損劣化率 W_x [%] に関しては、応力なしでの鉄損 W 1 0 / 5 0 を $W_{10/50}(0)$ 、1 0 M P a の圧縮応力下での鉄損 W 1 0 / 5 0 を $W_{10/50}(10)$ としたとき、以下の式で鉄損劣化率 W_x を算出した。なお、鉄損 W 1 0 / 5 0 は、圧延方向に対して 4 5 ° 方向に採取した試料と単板磁気測定装置とを用いて、最大磁束密度が 1 . 0 T になるように 4 0 H z の交流磁場をかけたときに生じる、全周平均のエネルギーロス (W / k g) を測定することで得た。

4 5 ° 方向の鉄損 W 1 0 / 4 0 0 が 1 4 . 0 W / k g 以下であり、且つ、鉄損劣化率 W_x が 4 0 . 0 % 以下であった場合、低鉄損の無方向性電磁鋼板であるとして合格と判定した。一方、4 5 ° 方向の鉄損 W 1 0 / 4 0 0 が 1 4 . 0 W / k g 超であった場合、または鉄損劣化率 W_x が 4 0 . 0 % 超であった場合、低鉄損の無方向性電磁鋼板でないとして不合格と判定した。

引張強さについては、鋼板の圧延方向を長手方向とした J I S 5 号試験片を採取して、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠した引張試験にて求めた。引張強さが 6 0 0 M P a 以上であった場合、高強度の無方向性電磁鋼板であるとして合格と判定した。一方、引張強さが 6 0 0 M P a 未満であった場合、高強度の無方向性電磁鋼板でないとして不合格と判定した。

測定結果を表 3 に示す。

10

20

30

40

50

$$W_x = \{ W_{10/50(10)} - W_{10/50(0)} \} / W_{10/50(0)}$$

【 0 1 0 5 】

【表 1】

項目	化学組成(残部はFeおよび不純物)															変態点		
	C	Si	solAl	S	N	Ti	Mn	Ni	Cu	Co	Sn	Sb	P	Mg等式左辺	Ar1点	Ac1点	Ac3点	
No.	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[質量%]	[°C]	[°C]	[°C]	
1	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
2	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0000	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
3	0.0018	2.5	0.300	0.0018	0.0011	0.0020	2.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	-	-	-	
4	0.0012	2.4	0.120	0.0015	0.0014	0.0020	2.8	0.2	0.0	0.0	0.03	0.01	0.010	0.004	777	929	979	
5	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0070	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
6	0.0009	2.5	0.070	0.0008	0.0008	0.0015	3.5	0.0	0.2	0.0	0.00	0.11	0.080	0.000	657	780	850	
7	0.0009	2.5	0.800	0.0008	0.0008	0.0005	4.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.11	0.100	0.000	759	908	957	
8	0.0012	2.6	0.500	0.0015	0.0014	0.0050	2.6	0.0	0.2	0.0	0.15	0.00	0.010	0.000	953	1049	1088	
9	0.0012	1.0	0.005	0.0015	0.0014	0.0000	2.5	0.0	0.0	0.0	0.15	0.00	0.010	0.000	673	820	848	
10	0.0012	3.5	0.800	0.0015	0.0014	0.0015	5.2	0.0	0.0	0.0	0.15	0.00	0.010	0.000	633	760	812	
11	0.0022	3.4	0.020	0.0042	0.0023	0.0015	3.7	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.006	0.005	699	897	975	
12	0.0022	3.4	0.020	0.0042	0.0023	0.0015	3.7	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.006	0.005	699	897	975	
13	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
14	0.0054	1.8	0.200	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	732	901	966	
15	0.0018	3.5	0.300	0.0012	0.0013	0.0015	4.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	708	899	958	
16	0.0018	2.5	0.250	0.0018	0.0011	0.0015	0.0	2.8	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	675	881	934	
17	0.0018	2.0	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	0.0	0.0	4.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	938	1038	1067	
18	0.0022	3.4	0.020	0.0042	0.0023	0.0015	3.7	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.006	0.005	699	897	975	
19	0.0009	2.5	0.800	0.0008	0.0008	0.0015	4.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.11	0.100	0.000	759	908	957	
20	0.0009	2.5	0.070	0.0008	0.0008	0.0015	3.5	0.0	0.2	0.0	0.00	0.11	0.080	0.000	657	780	850	
21	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
22	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	
23	0.0018	1.8	0.200	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	732	901	966	
24	0.0018	2.5	0.005	0.0018	0.0011	0.0015	3.0	0.0	0.0	0.0	0.00	0.00	0.020	0.000	779	932	982	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 6 】

10

20

30

40

50

【表 2】

項目 No.	熱間圧延工程			冷間圧延 工程	中間焼鈍 工程	スキップス 圧延工程	仕上げ焼鈍工程		評価
	仕上げ 圧延温度 FT	冷却 開始	3秒後 温度	冷間圧延 圧下率 RR1	中間焼鈍 温度 T1	スキップス 圧延圧下率 RR2	仕上げ 焼鈍温度 T2	仕上げ 焼鈍時間 Δt2	
	[°C]	[秒]	[°C]	[%]	[°C]	[%]	[°C]	[時間]	
1	950	0.10	700	86	700	15	800	3	本発明例
<u>2</u>	950	0.10	<u>200</u>	86	700	15	800	3	比較例
<u>3</u>	<u>950</u>	0.10	700	86	700	15	800	3	比較例
4	950	0.50	400	86	700	15	800	3	本発明例
<u>5</u>	<u>650</u>	0.10	550	86	700	15	800	3	比較例
6	850	<u>0.08</u>	600	86	700	15	750	3	比較例
7	850	0.12	600	86	700	15	800	3	本発明例
8	1050	0.50	400	86	700	15	800	3	本発明例
<u>9</u>	<u>950</u>	0.50	400	86	700	15	800	3	比較例
<u>10</u>	<u>850</u>	0.12	400	86	700	15	750	3	比較例
11	950	0.10	650	86	700	<u>0</u>	800	3	比較例
12	950	0.10	650	86	700	<u>25</u>	800	3	比較例
<u>13</u>	<u>1050</u>	0.10	400	86	700	15	800	3	比較例
14	900	0.10	650	86	700	15	800	3	本発明例
15	900	0.10	600	86	700	15	800	3	本発明例
16	900	0.10	600	86	700	15	800	3	本発明例
17	950	0.10	700	86	700	15	800	3	本発明例
18	950	0.10	<u>250</u>	86	700	15	800	3	比較例
19	850	0.10	600	86	<u>950</u>	15	800	3	比較例
20	800	0.10	600	86	<u>500</u>	15	750	3	比較例
21	950	0.10	700	86	700	15	<u>700</u>	3	比較例
22	950	0.10	700	86	700	15	<u>1000</u>	3	比較例
23	900	0.10	650	86	700	15	850	<u>1</u>	比較例
24*	950	0.10	700	86	700	15	800	3	比較例

下線は製造条件が好ましくないことを示す。

* 熱間圧延板に対して、1000°Cで1分間保持する熱間圧延板焼鈍を行った。

【 0 1 0 7 】

10

20

30

40

50

【表 3】

No.	スキンパス後		仕上げ焼鈍後集合組織		板厚 [mm]	ミクロ組織		磁気特性				機械特性		評価
	Gs	[-]	{411}<011> 率	[%]		平均結晶 粒径	[μm]	B50 (全周)	[T]	B50 (45°)	[T]	W10/400 (45°)	[W/kg]	
1	2.2		24.3		0.3	28.9	1.64	1.79	12.0	31.3	655	本発明例		
2	1.7		11.2		0.3	57.3	1.62	1.73	12.7	50.7	566	比較例		
3	2.1		8.3		0.3	26.7	1.65	1.60	14.3	54.5	666	比較例		
4	2.3		22.7		0.3	25.8	1.74	1.70	13.2	28.9	670	本発明例		
5	2.6		9.2		0.3	12.5	1.58	1.56	18.1	46.2	766	比較例		
6	1.8		12.5		0.3	27.1	1.62	1.73	12.9	50.7	664	比較例		
7	2.1		28.9		0.3	37.8	1.64	1.72	13.4	30.5	620	本発明例		
8	2.0		16.3		0.3	14.3	1.61	1.70	13.3	30.4	748	本発明例		
9	2.0		27.5		0.3	71.1	1.67	1.74	15.4	30.1	537	比較例		
10	2.3		25.6		0.3	31.6	1.51	1.48	13.2	31.9	644	比較例		
11	0.2		11.4		0.3	34.2	1.58	1.60	14.3	52.1	633	比較例		
12	3.1		12.1		0.3	32.5	1.57	1.63	14.4	33.5	640	比較例		
13	2.1		13.2		0.3	31.2	1.61	1.74	13.1	51.1	655	比較例		
14	2.1		20.8		0.3	22.0	1.64	1.78	13.3	32.7	630	本発明例		
15	2.2		22.7		0.3	28.8	1.61	1.71	12.1	31.0	674	本発明例		
16	2.0		22.0		0.3	30.6	1.62	1.77	13.0	30.5	658	本発明例		
17	2.2		21.4		0.3	28.7	1.62	1.76	12.8	30.8	666	本発明例		
18	1.9		13.9		0.3	27.5	1.61	1.73	13.3	54.2	672	比較例		
19	2.6		10.8		0.3	26.4	1.54	1.58	20.8	52.8	677	比較例		
20	2.9		14.0		0.3	34.6	1.53	1.64	16.1	51.1	642	比較例		
21	2.2		13.1		0.3	11.7	1.51	1.61	17.2	51.7	784	比較例		
22	2.2		14.2		0.3	53.8	1.52	1.55	21.7	50.8	584	比較例		
23	2.1		13.6		0.3	12.1	1.52	1.62	16.8	51.3	780	比較例		
24*	2.8		6.8		0.3	33.4	1.50	1.46	16.9	48.2	646	比較例		

下線は本発明の範囲外であること、製造条件が好ましくないことを示す。
* 熱間圧延板に対して、1000°Cで1分間保持する熱間圧延板焼鈍を行った。

【0108】

表1、表2および表3中の下線は、本発明の範囲から外れた条件であること、製造条件が好ましくないこと、または特性値が好ましくないことを示している。本発明例であるNo. 1、No. 4、No. 7、No. 8およびNo. 14~17は、磁束密度B50、鉄損W10/400、鉄損劣化率および引張強さのすべてで良好な値であった。

【0109】

一方、比較例であるNo. 2は、仕上げ圧延後に急冷したことから{411}<011>率が小さくなり、圧縮応力下での鉄損劣化率が大きかった。また、Tiを含有していなかったため、平均結晶粒径が大きくなり過ぎ、引張強さが不足した。

比較例であるNo. 3は、Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上の総計が不足し、かつ - 変態が生じない組成であったため、{411} < 011 > 率が小さくなり、磁束密度B50(45°方向)、鉄損W10/400および鉄損劣化率が劣った。No. 3は - 変態が生じない組成であったため、Ar1点、Ac1点、Ac3点を記載していない。

比較例であるNo. 5では、仕上げ圧延温度FTがAr1点よりも低かったため{411} < 011 > 率が小さくなり、さらにTiが過剰に含まれていたため、磁束密度B50(45°方向)、鉄損W10/400および鉄損劣化率が劣った。

比較例であるNo. 6では、仕上げ圧延の最終パスを通過してから冷却を開始するまでの時間が短すぎため、{411} < 011 > 率が小さくなり、圧縮応力下での鉄損劣化率が大きかった。

【0110】

比較例であるNo. 9は、Siが不足していたため、鉄損W10/400が大きかった。さらに、Tiを含有していなかったため、平均結晶粒径が大きくなり過ぎ、引張強さが不足した。

比較例であるNo. 10は、Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上の総計が過剰であったため、磁束密度B50が45°方向、全周平均ともに劣った。また、偏析により冷間圧延時に一部で二枚割れが生じていた。

比較例であるNo. 11は、スキンプラス圧延を行わなかったため{411} < 011 > 率が小さくなり、磁束密度B50(45°方向)、鉄損W10/400および鉄損劣化率が劣った。

比較例であるNo. 12は、スキンプラス圧延での圧下率RR2が大きすぎため、{411} < 011 > 率が小さくなり、磁束密度B50(45°方向)および鉄損W10/400が劣った。

また、比較例であるNo. 13、No. 18~24は、好ましい製造条件を外れたため、所望の金属組織が得られず、また所望の特性を得ることができなかった。

【産業上の利用可能性】

【0111】

本発明に係る上記態様によれば、低鉄損且つ高磁束密度であり、且つ高強度の無方向性電磁鋼板を提供することができる。

10

20

30

40

50

【要約】

本発明の無方向性電磁鋼板は、 α -変態が生じ得る化学組成のものであって、質量%で、C：0.010%以下、Si：1.50%~4.00%、sol. Al：0.0001%~1.0%、S：0.010%以下、N：0.010%以下、Tiを0.0005%~0.0050%、Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上を総計で2.50%~5.00%を少なくとも含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成のものであり、EBSDにより測定した際の{hkl}<uvw>方位（裕度10°以内）の結晶方位を有する結晶粒の面積率をAhkl-uvwと表記したとき、A411-011を15.0%以上とし、また、平均結晶粒径を10.0 μ m~40.0 μ mとするものである。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (74)代理人 100207686
弁理士 飯田 恭宏
- (74)代理人 100224812
弁理士 井口 翔太
- (72)発明者 福地 美菜子
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 名取 義顕
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 村川 鉄州
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- 審査官 鈴木 毅
- (56)参考文献 特開2006-219692(JP,A)
国際公開第2013/080891(WO,A1)
特開2011-162821(JP,A)
特開2020-76138(JP,A)
特開2017-193731(JP,A)
国際公開第2021/205880(WO,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 38/00 - 38/60
H01F 1/147
C21D 8/12
C21D 7/06