

明 細 書

発明の名称： 無方向性電磁鋼板、モータコアおよびモータ

技術分野

[0001] 本発明は、無方向性電磁鋼板、モータコアおよびモータに関する。本願は、2023年2月17日に日本に出願された特願2023-023379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（ α 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（RD）に略平行な組織が形成される。

[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。

[0004] 具体的には、特許文献1には、熱間圧延後3秒以内に $200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で 250°C 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としている。

[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。

[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_c3 変態点以上とし、熱間圧延後3秒以内に鋼板温度を 250°C まで冷却する、または、仕上げ圧延温度を A_c3 変態点 -50°C 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としている。

[0007] 特許文献1～3に記載の何れの方法も、鋼板板面において $\{100\} \langle 011 \rangle$ 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_c3 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。

[0008] 一方で、磁気特性を向上させるために、 $\{100\}$ 方位から 20° 回転した $\{411\}$ 方位を発達させる技術も提案されている。 $\{411\}$ 方位を発達させる方法としては、特許文献4～7には、いずれも $\{411\}$ 方位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 α ファイバーを強化したりすることが記載されている。

[0009] 具体的には、特許文献4には、 $\{411\}$ 方位の集積度より $\{211\}$ 方位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 80% 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 $\{411\}$ 方位に集積した電磁鋼板が製造できるとしている。

[0010] また、特許文献5及び6には、スラブ加熱温度 700°C 以上 1150°C 以下、仕上げ圧延の開始温度 650°C 以上 850°C 以下、仕上げ圧延の終了温

度 550°C 以上 800°C 以下とし、さらに、冷間圧延における累積圧下率を $85\sim 95\%$ 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 $\{100\}$ 方位および $\{411\}$ 方位に集積した電磁鋼板が製造できるとしている。

[0011] 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 α 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 $\{h11\} <1/h12>$ 方位、特に $\{100\} <012>\sim \{411\} <148>$ 方位が再結晶することが記載されている。

[0012] 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 $\{100\} <011>$ 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 $\{100\} <011>$ 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、 $\{100\} <011>$ 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。

[0013] また、特許文献4～7による技術では $\{411\}$ 方位は発達するものの、面内方位の $<011>$ 方位への集積が弱く、 α ファイバーの特徴である鋼板圧延方向から 45° 方向での磁気特性が十分に高くないことが判明した。面内方位が $<011>$ 方位に揃わない、すなわち α ファイバーからのずれが大きいことは、面方位としての $\{411\}$ 方位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。

[0014] また、自動車向け無方向性電磁鋼板では、高磁束密度化のみならず、とりわけ鉄損低減が強く求められており、板厚を薄手化することにより低鉄損化を達成してきた。しかしながら、板厚を薄手化すると、モータの生産効率の低下につながるため、板厚を維持しつつ、鉄損を低減する方法が要求されている。

先行技術文献

特許文献

- [0015] 特許文献1：日本国特開 2 0 1 7 - 1 4 5 4 6 2 号公報
特許文献2：日本国特開 2 0 1 7 - 1 9 3 7 3 1 号公報
特許文献3：日本国特開 2 0 1 9 - 1 7 8 3 8 0 号公報
特許文献4：日本国特許第 4 2 1 8 0 7 7 号公報
特許文献5：日本国特許第 5 2 5 6 9 1 6 号公報
特許文献6：日本国特開 2 0 1 1 - 1 1 1 6 5 8 号公報
特許文献7：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

- [0016] 本発明は上記の問題点を鑑み、製造負荷が高くならず、かつ板厚の薄手化を不要にして、低鉄損と高磁束密度とを両立させた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重要であることが明らかになった。具体的には、 $\alpha-\gamma$ 変態系の化学組成を前提とし、熱間圧延後に所定の条件で冷却して粒径を最適化し、さらに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、さらに適切な圧下率で2回目の冷間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重要である。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。

- [0018] (1)

質量%で、

C : 0.010%以下、

$\text{Si} : 1.50\% \sim 4.00\%$ 、
 $\text{sol. Al} : 0.3\% \sim 0.7\%$ 、
 $\text{S} : 0.010\%$ 以下、
 $\text{N} : 0.010\%$ 以下、
 $\text{Ti} : 0.0005\% \sim 0.0020\%$
 Mn 、 Ni 、 Cu からなる群から選ばれる1種以上：総計で $2.50\% \sim 5.00\%$ 、
 $\text{Co} : 0.000\% \sim 1.000\%$ 、
 $\text{Sn} : 0.000\% \sim 0.400\%$ 、
 $\text{Sb} : 0.000\% \sim 0.400\%$ 、及び
 $\text{P} : 0.000\% \sim 0.400\%$ を含有し、
 Mn 含有量（質量％）を $[\text{Mn}]$ 、 Ni 含有量（質量％）を $[\text{Ni}]$ 、 Cu 含有量（質量％）を $[\text{Cu}]$ 、 Si 含有量（質量％）を $[\text{Si}]$ 、 sol. Al 含有量（質量％）を $[\text{sol. Al}]$ 、 P 含有量（質量％）を $[\text{P}]$ としたときに、以下の（１）式および（２）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、
 鋼板表面を電子線後方散乱回折付き走査型電子顕微鏡（SEM-EBSD）で測定した際の $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 方位（裕度 10° 以内）の結晶粒の全視野に対する面積率を $A_{hkl-uvw}$ と表記したとき、 $A_{411-011}$ が 15% 以上であり、
 析出物の個数密度が $0.0001 \text{ 個}/\mu\text{m}^2 \sim 0.3000 \text{ 個}/\mu\text{m}^2$ であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

$$(2 \times [\text{Mn}] + 2.5 \times [\text{Ni}] + [\text{Cu}]) - ([\text{Si}] + 2 \times [\text{sol. Al}] + 4 \times [\text{P}]) \geq 3.0\% \quad \dots (1)$$

$$10.5 \leq ([\text{Si}] + [\text{Mn}]) \div [\text{sol. Al}] \leq 12.5 \quad \dots (2)$$

上記（１）に記載の無方向性電磁鋼板が積層されていることを特徴とするモータコア。

(3)

上記(2)に記載のモータコアを有することを特徴とするモータ。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、製造負荷が高くなり、かつ板厚の薄手化を不要にして、低鉄損と高磁束密度とを両立させた無方向性電磁鋼板、モータコアおよびモータ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。

[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、 $\alpha-\gamma$ 変態）が生じ得る化学組成であって、C：0.010%以下、Si：1.50%～4.00%、sol. Al：0.3%～0.7%、S：0.010%以下、N：0.010%以下、Ti：0.0005%～0.0020%、Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.50%～5.00%、Co：0.000%～1.000%、Sn：0.000%～0.400%、Sb：0.000%～0.400%、及びP：0.000%～0.400%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、が例示される。

[0023] (C：0.010%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0.010%超で顕著である。このため、C含有量は0.010%以下とする。なお、C含有量の下限は特に限定しないが、精錬時の脱炭処理のコストを踏まえ、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0024] (Si: 1.50%~4.00%)

Siは、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1.50%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1.50%以上とする。一方、Si含有量が4.00%超では、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4.00%以下とする。

[0025] (sol. Al: 0.3%~0.7%)

sol. Alは、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。sol. Alは、飽和磁束密度に対する磁束密度B50の相対的な大きさの向上にも寄与する。ここで、磁束密度B50とは、5000A/mの磁場における磁束密度である。また、バルジングによる{411}<110>粒の粒成長を阻害する、微細な析出物であるTiNを低減するために、TiNに比べて比較的粗大なAlNを析出させやすくして析出物の個数密度を小さくする必要がある。sol. Al含有量が0.3%未満では、これらの作用効果を十分に得られない。また、sol. Alには製鋼での脱硫促進効果もある。従って、sol. Al含有量は0.3%以上とする。一方、sol. Al含有量が1.0%超では、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、sol. Al含有量は0.7%以下とする。好ましくは、sol. Al含有量は0.5%~0.6%である。

[0026] (S: 0.010%以下)

Sは、必須元素ではなく、例えば鋼中に不純物として含有される。Sは、微細なMnSの析出により、焼鈍における再結晶及び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る鉄損の増加および磁束密度の低下は、S含有量が0.010%超で顕著である。このため、S含有量は0.010%以下とする。なお、S含有量の下限は特に限定しないが、精錬時の脱硫処理のコストを踏まえ、0.0003%以上とすることが好ましい。

[0027] (N : 0.010%以下)

NはTiNなどの微細な析出物の形成を通じて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。したがって、N含有量は0.010%以下とする。なお、N含有量の下限は特に限定しないが、精錬時の脱窒処理のコストを踏まえ、N含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0028] (Ti : 0.0005%~0.0020%)

Tiは製鋼の段階で溶鋼中の通常含まれる元素であり、精錬上のコストという観点からTi含有量は0.0005%以上とする。また、Ti含有量が0.0020%を超えると、微細な析出物であるTiNを多く形成して磁気特性を劣化させる。したがって、Ti含有量は0.0020%以下とする。好ましくはTi含有量が0.0010%~0.0015%である。

[0029] (Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上 : 総計で2.50%~5.00%)

これらの元素は、 α - γ 変態を生じさせるために必要な元素であり、さらに後述のようにAINの生成に寄与する元素であることから、これらの元素の少なくとも1種を総計で2.50%以上含有させる必要がある。一方で、総計で5.00%を超えると、コスト高となり、磁束密度が低下する場合もある。したがって、これらの元素の少なくとも1種を総計で5.00%以下とする。

[0030] また、 α - γ 変態が生じ得る条件として、さらに以下の条件を満たしているものとする。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)式を満たすものとする。

$$(2 \times [Mn] + 2.5 \times [Ni] + [Cu]) - ([Si] + 2 \times [sol. Al] + 4 \times [P]) \geq 3.0\% \quad \cdots (1)$$

前述の(1)式を満たさない場合には、 α - γ 変態が生じないか、もしくは α - γ 変態が生じたとしても、後述する圧延工程において γ 域または γ - α 混合域(Ar1点以上)の温度で圧延を行うことができなくなるため、磁束密度が低くなる。

[0031] さらに、TiNなどの微細析出物の個数密度を低減するために、特定の成分において、成分バランスを調整すると、TiNに比べて比較的粗大なAlNが生成されやすくなり、微細析出物の個数密度を低減することができることがわかった。

[0032] Siを高濃度化するとスラブの加熱工程時に α 相が安定化することにより α 相に固溶しやすいSを由来とするMnSを減少させ、 γ 相で固溶しやすいNを由来とするAlNを増加させることができる。一方で、Siを高濃度化すると冷間圧延時において鋼中のC固溶量が減少するため、TiCが生成されやすくなる。また、Mnを高濃度化するとMnSが生成されやすくなり、Alを高濃度化するとAlNが生成されやすくなる。本発明者らはこれらの析出物の生成バランスに着目して種々の検討を行い、微細析出物の個数密度を低減するためにSi含有量、Mn含有量およびAl含有量の間の相関関係を見出した。具体的には、Si含有量とsol. Al含有量とMn含有量との関係で、以下の(2)式を満たすものとする。

$$10.5 \leq ([Si] + [Mn]) \div [sol. Al] \leq 12.5 \quad \cdots (2)$$

[0033] なお、(2)式における上限および下限をそれぞれ10.5、12.5と定めているが、この範囲から外れると、AlNの生成を制御することが困難

となる。(2)式において、 $([Si] + [Mn]) \div [sol. Al]$ が 10.5未満の場合は、AINの生成が過剰となりAINにより粒成長が阻害される。一方、 $([Si] + [Mn]) \div [sol. Al]$ が12.5を超えると、AINの生成が不足するとともにTiCおよびMnSといった析出物が増加し、微細析出物の個数密度を低減することができない。

[0034] (Co: 0.000%~1.000%)

Coは α - γ 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が、過剰に含まれるとコスト高となり、磁束密度が低下する場合もある。したがって、Co含有量は1.000%以下とする。

[0035] (Sn: 0.000%~0.400%, Sb: 0.000%~0.400%)

SnやSbは冷間圧延、再結晶後の集合組織を改善して、そ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、過剰に含まれると鋼を脆化させる。したがって、Sn含有量、Sb含有量はいずれも0.400%以下とする。以上のように磁気特性等のさらなる効果を付与する場合には、0.020%~0.400%のSn、及び0.020%~0.400%のSbからなる群から選ばれる1種以上を含有することが好ましい。

[0036] (P: 0.000%~0.400%)

Pは再結晶後の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。磁気特性等のさらなる効果を付与する場合には、0.020%~0.400%のPを含有することが好ましい。

[0037] 次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の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 Analysis7.3 (TSL社製)を用いて、下記測定条件で観察した電子線後方散乱回折 (EBSD: Electron Back Scattering Diffraction) 付き走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) による測定領域の中から、目的とする特定方位を抽

出（トレランスは 10° に設定、以下裕度 10° 以内と表記）する。その抽出した面積を、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」、「 $\{hkl\}$ 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」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。

[0038] 本実施形態に係る無方向性電磁鋼板においては、鋼板表面をSEM-EBS Dで測定した際に $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率が15%以上とする。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率が15%未満であると、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%以上、好ましくは25%以上とする。

[0039] なお、各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： $0.3 \mu m$ （中間焼鈍後、スキnpas圧延後）、または $5.0 \mu m$ （仕上げ焼鈍後）
- ・倍率：1000倍（中間焼鈍後、スキnpas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（板厚方向に鋼板を切断した切断面）の中心層（板厚1／2部）
- ・測定領域：L方向 $1000 \mu m$ 以上かつC方向 $1000 \mu m$ 以上の領域

[0040] また、鋼板表面をSEM-EBS Dで測定した際に $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\Phi = 20^\circ$ の中で $\phi 1 = 0 \sim 10^\circ$ に最大強度を持ち、かつ $\phi 1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\Phi = 5 \sim 35^\circ$ に最大強度を持つことが好ましい。 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\Phi = 20^\circ$ の中で $\phi 1 = 0 \sim 10^\circ$ に最大強度を持つことは、 $\{411\} \langle uvw \rangle$ 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。 $\{4\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 方位は $\{4\ 1\ 1\} \langle 1\ 4\ 8 \rangle$ 等と比べて 45° 方向磁気特性に優れる。 $\phi_1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\Phi = 20^\circ$ の中で $\phi_1 = 0 \sim 5^\circ$ に最大強度を持つとより好ましい。

[0041] 一方で、鋼板表面をSEM-EBSDで測定した際に $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\Phi = 5 \sim 35^\circ$ に最大強度を持つことは、 $\{h\ k\ l\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 方位の中で $\{4\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 方位付近に最大強度を持つことと同義である。 $\{4\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 方位は磁気特性に優れ、かつ $\{1\ 0\ 0\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 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性劣化が少ない。 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\Phi = 20 \sim 30^\circ$ に最大強度を持つとより好ましい。

[0042] ここで、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。SEM-EBSDによる測定領域にて、OMI Analysis7.3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_1 、 Φ 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。

[0043] また、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。SEM-EBSDによる測定領域にて、OMI Analysis7.3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_1 、 Φ の角度にて方位を規定)のODF valueをODF強度とする。

[0044] 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: $\phi_1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi_2 = 45^\circ$ 、 $\Phi = 0 \sim 90^\circ$

[0045] さらに、SEM-EBSDで測定した際の全視野に対する特定方位(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。 $\{h\ k\ l\} \langle u\ v\ w \rangle$ 方位(裕度 10° 以内)の結晶方位を有する結晶粒の全

視野に対する面積率を $A_{hkl-uvw}$ 、 $\{hkl\}$ 方位（裕度 10° 以内）の結晶方位を有する結晶粒の全視野に対する面積率 A_{hkl} と表記した場合、以下の（３）式及び（４）式の両方を満たすこととする。

$$A_{411-011} / A_{411-148} \geq 1.1 \quad \dots (3)$$

$$A_{411-011} / A_{100-011} \geq 2 \quad \dots (4)$$

[0046] また、磁気特性は $\{411\}$ 方位の結晶方位を有する結晶粒が多いと優位になるが、 $\{111\}$ 方位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 $\{111\}$ 率を上回ることが好ましく、より好ましくは $\{411\}$ 率が $\{111\}$ 率の２倍以上とする。

[0047] 次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板における析出物の個数密度について説明する。ここで析出物は主に TiN といった微細析出物であり、それ以外としては AlN や MnS などの微細析出物も含まれる。化学組成として Ti や Al を含むことから実質的にこれらの析出物の個数密度を 0.0001 個/ μm^2 よりも小さくすることは困難である。一方、析出物が増加し、析出物の個数密度が 0.3000 個/ μm^2 よりも大きいと、析出物である TiN （または AlN ）が過剰となって磁気特性が劣化する。そのため、無方向性電磁鋼板における析出物の個数密度は 0.0001 個/ $\mu m^2 \sim 0.3000$ 個/ μm^2 とする。

[0048] 析出物の個数密度の測定は、例えば透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて抽出レプリカ法によりサンプルを観察して個数密度を算出することにより行う。具体的には、透過型電子顕微鏡を用いて鋼板表面から板厚 t に対して $1/2$ 深さ位置の表面を抽出レプリカ法によって観察し、同一サンプルにおいて $5 \mu m \times 5 \mu m$ の視野中の円相当径が $20 \sim 500 nm$ の微細析出物の個数を計測する。ただし、観察時は個数密度の計算に加えない粗大析出物（円相当径 $1 \mu m$ 以上）を視野に含めないようにする。そして、同一サンプルにおいて 10 視野以上で析出物の個数を計測し、その平均値を析出物の個数密度として算出する。なお、析出物の個数を計測する際には、画像解析ソフトウェアを用いてもよい。

- [0049] 次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の厚さについて説明する。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、0.25～0.50 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 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0.50 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0.30 mmである。
- [0050] また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、優れた磁気特性として、圧延方向に対して45°方向の磁束密度 B_{50} が1.70 T以上、圧延方向に対して45°方向の鉄損 $W_{10}/400$ が14 W/kg以下であることが好ましい。さらに、強度に関しては、引張強度が600 MPa以上であることが好ましい。
- [0051] なお、引張強度は、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。
- [0052] 上述の無方向性電磁鋼板は、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（スキンプス圧延を行った後）の無方向性電磁鋼板の特徴を説明する。
- [0053] 本実施形態に係るスキンプス圧延後（仕上げ焼鈍前）の無方向性電磁鋼板は、以下のGOS (Grain Orientation Spread) 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。スキンプス圧延後において、GOS値 G_s が小さい、すなわち低歪み状態であると、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、スキンプス圧延後のGOS値 G_s の上限を3.0とする。一方、GOS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、スキンプス圧延後のGOS値 G_s は0.8以上3.0以下とする。

- [0054] ここで、鋼板におけるGsの算出方法について説明する。上記の結晶方位を規定した際のSEM-EBSDデータを用いてOIM Analysis7.3で解析することにより、GOS値の個数平均値を求め、それをGsとする。
- [0055] また、スキンプス圧延後（仕上げ焼鈍前）の無方向性電磁鋼板においては、 α 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、 α 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 α ファイバーは $\{hkl\} \langle 011 \rangle$ 方位とする。SEM-EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis7.3を用いて、 $\{hkl\} \langle 011 \rangle$ 方位を抽出（裕度 10° 以内）する。その抽出した面積を、測定領域の面積で割り、百分率を求める。この百分率を α ファイバー率とする。
- [0056] スキンプス圧延後（仕上げ焼鈍前）の無方向性電磁鋼板において、 α ファイバー率は20%以上とし、好ましくは25%以上である。
- [0057] また、スキンプス圧延後（仕上げ焼鈍前）の無方向性電磁鋼板においては、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位のODF強度を15以下とする。ここで、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位のODF強度は上記の結晶方位を規定した際のSEM-EBSDデータを用いて作成したODFの $\phi 1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 0^\circ$ のODF Value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性劣化が少ない。スキンプス圧延後（仕上げ焼鈍前）の $\{100\} \langle 011 \rangle$ 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 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位を強化することができる。
- [0058] 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。具体的には、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、積層することによってモータコアを形成し、そのモータコアを有するモータなどの用途に広く適用できるが、モータを構成するロータにも適用できる。
- [0059] 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回目の軽圧下冷間圧延（以下、スキンプス圧延）、仕上げ焼鈍を行う。

[0060] 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。

[0061] 鋼材は、例えば通常の連続 casting によって製造されるスラブであり、上述した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 casting 法又は造塊法によりスラブを casting する。 casting されたスラブを分塊圧延してもよい。

[0062] 加熱工程では、Ti が固溶化してTiNとして析出することを防止するために、上述の化学組成を有する鋼材を1000～1080℃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。また、スラブの加熱時は、Tiの固溶化を防止するために、600℃～加熱温度までの昇温速度を0.02℃/秒以下とする。

[0063] 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、一対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対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、一対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。

[0064] 圧延工程（粗圧延および仕上げ圧延）での圧延は、 γ 域または $\gamma-\alpha$ 混合域（Ar1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。

[0065] ここで、仕上げ圧延温度 $F T$ とは、熱間圧延工程中の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。

[0066] 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歪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を通過して 0.1 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 $A r 1$ 点以下となるように直後急冷しないようにする。このように直後急冷を回避することによって、特殊な急冷装置を不要となり、製造（コスト）上のメリットにもなる。過度に微細化されることのない好適な結晶粒径において、その後冷間圧延を施すと、中間焼鈍後に α ファイバーが発達し、続くスキンプス、仕上げ焼鈍後に通常は発達しにくい $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位を発達させることができる。

[0067] 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、直後急冷を省略する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 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位に集積し、仕上げ圧延後に直後急冷を省略した場合には、その後の仕上げ焼鈍後の組織において $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位に集積する。よって、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 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。

[0068] 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 3～10 μm 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

ざると、冷間圧延、中間焼鈍後に α ファイバーが発達しにくくなり、所望の $\{4\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 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 $\{4\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ 1 \rangle$ 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 $3 \sim 10\ \mu\text{m}$ 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 $A\ r\ 1$ 点以下の温度とする。粒径の測定方法は、例えば切断法にて測定する。

[0069] 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。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ってもよい。

[0070] 熱間圧延板温度は、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。

[0071] 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、昇温温度が $A\ c\ 1$ 点以下であって、 300°C 以上の熱処理を意味する。

[0072] 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。

[0073] 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。

[0074] 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

[0075] 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、鋼板中のひずみが過剰に低減してしまう。なお、中間焼鈍の温度が低過ぎると、再結晶が生じず、続くスキンプス圧延および仕上げ焼鈍時に{411}<011>方位粒が十分に成長せず、磁束密度が高くない場合がある。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。

[0076] 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。

[0077] 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。

[0078] 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% H₂を含有し、残部がN₂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。

[0079] 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SEM-EBSDで測定した際の α 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 α ファイバー率（裕度10°以内）を15%以上とするためには、 α - γ 変態系の組成（Mn、Ni、Cuの γ フォーマー元素が高濃度、以下、高Mn等と表記）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必要であり、特に仕上げ圧延後の冷却条件が重要である。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位を生成しやすい α ファイバーは、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が3～10 μ m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発達する。前述したように、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。このように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発明の無方向性電磁鋼板となる。

[0080] 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、圧延（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。

[0081] 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。

[0082] 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 $\{111\}$ 粒が優先的に再結晶を起こすのを抑制して、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 結晶方位粒を残存させる。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。

[0083] 本実施形態では、スキンプス圧延における圧下率 $RR2$ を $5 \sim 20\%$ 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) $\times 100$

[0084] 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 $\{411\} \langle 148 \rangle$ や $\{111\} \langle 011 \rangle$ が成長してしまう。よって、圧下率 $RR2$ を $5 \sim 20\%$ とする。

[0085] 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。

[0086] 前述したように $\alpha-\gamma$ 変態系の組成（高Mn等）の鋼板において中間焼鈍で再結晶させ、以上のような条件でスキンプス圧延を行うことによって、前述したGOS値、及び α ファイバー率が得られる。

[0087] スキンプス圧延後においては、 750°C 以上Ac1点以下で、2時間以上の時間で仕上げ焼鈍を施す。仕上げ焼鈍温度 $T2$ ($^\circ\text{C}$) を 750°C 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、 $\{4$

$\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の集積度が低下してしまう。また、仕上げ焼鈍温度 T_2 が A_c1 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 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 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 T_2 が 750°C 以上 A_c1 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、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位の集積度が低下してしまう。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。

[0088] ここで、仕上げ焼鈍温度 T_2 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。

[0089] なお、仕上げ焼鈍工程における仕上げ焼鈍温度 T_2 までの昇温速度 TR_2 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 T_2 での保持時間 Δt_2 （秒）も当業者に周知の時間であればよい。ここで、保持時間 Δt_2 は、鋼板の表面温度が仕上げ焼鈍温度 T_2 となってからの保持時間を意味する。

[0090] 仕上げ焼鈍工程での仕上げ焼鈍温度 T_2 までの好ましい昇温速度 TR_2 は $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上 $10.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満とする。昇温速度 TR_2 が $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上 $10.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 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。

[0091] 昇温速度 TR_2 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npas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 T_2 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 TR_2 を求める。

[0092] 仕上げ焼鈍工程での仕上げ焼鈍温度 T_2 での保持時間 Δt_2 は2時間以上である。保持時間 Δt_2 が2時間以上であれば、バルジングにより $\{411\}$

} $\langle 110 \rangle$ 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、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 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 Δt_2 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 Δt_2 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。

[0093] 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% 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。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。

[0094] なお、仕上げ焼鈍を行わず、スキンプ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歪取り焼鈍を行ってもよい。

[0095] 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。

[0096] 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。

[0097] 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。

[0098] 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。

[0099] 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。

[0100] 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。

[0101] 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。上述した組成範囲であり、さらに鋼板表面を電子線後方散乱回折（EBSD）で測定した際の $\{411\} <011>$ 方位（裕度 10° 以内）を有する結晶粒の全視野に対する面積率が 15% 以上であり、かつ、析出物の個数密度が $0.0001 \text{ 個}/\mu\text{m}^2 \sim 0.3000 \text{ 個}/\mu\text{m}^2$ であれば、上記製造方法に限定されない。

実施例

[0102] 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。

[0103] (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、表1中の「(1)式」とは、前述の(1)式の左辺の値を表しており、表1中の「(2)式」とは、前述した(2)式中の $([Si] + [Mn]) \div [sol, Al]$ の値を表している。その後、作製したインゴットを表2に示すスラブ加熱温度ST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。600℃～スラブ加熱温度STまでの昇温速度も併せて表2に示す。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。

[0104] 次に、熱間圧延鋼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RR1で冷間圧延を行った。そして、水素20%、窒素80%雰囲気中で中間焼鈍を行い、中間焼鈍温度T1を表2に示す温度に制御して30秒中間焼鈍を行った。

[0105] 次に、No. 9およびNo. 10を除き、表2に示す圧下率RR2にてスキンプラス圧延を行った。そして、No. 9を除き、水素100%雰囲気中で表2に示す仕上げ焼鈍温度T2にて仕上げ焼鈍を行った。この時、仕上げ焼鈍温度T2での保持時間 Δt_2 を表2に示す時間とした。なお、仕上げ焼鈍を行う前に、前述した測定条件によりGOS値Gsを算出した。

[0106] また、仕上げ焼鈍後の集合組織を調査するために、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。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率に関しては、SEM-EBSD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。また、析出物の個数密度については、透過型電子顕微鏡にて加速電圧を200kVとし、抽出レプリカ法によって前述した測定条件で円相当径が20～500nmの析出物を観察して個数密度を求めた。それぞれの結果を表3に示す。

[0107] また、仕上げ焼鈍後の磁気特性及び引張強度を調査するために、磁束密度 B 5 0、鉄損 W 1 0 / 4 0 0 を測定するとともに、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 0° と 4 5° の 2 種類の方向に採取した。そして、この 2 種類の試料を測定し、圧延方向に対して、4 5° 方向の値を 4 5° 方向の磁束密度 B 5 0 とし、圧延方向に対して、0°、4 5°、9 0°、1 3 5° の平均値を磁束密度 B 5 0 の全周平均とした。鉄損 W 1 0 / 4 0 0 に関しては、上記測定試料で、圧延方向に 4 5° の方向に採取したものをを用い、4 5° 方向の平均値を求めた。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 1 0 / 5 0 (0)、1 0 M P a の圧縮応力下での鉄損 W 1 0 / 5 0 を W 1 0 / 5 0 (1 0) としたとき、以下の式で鉄損劣化率 W_x を算出した。測定結果を表 3 に示す。

$$W_x = \{ W 1 0 / 5 0 (1 0) - W 1 0 / 5 0 (0) \} / W 1 0 / 5 0 (0)$$

[0108]

[表1]

項目	化学組成(残部はFeおよび不純物)																評価	
	No.	C	Si	sol.Al	S	N	Ti	Mn	Ni	Cu	Mn,Ni,Cu	Co	Sn	Sb	P	(1)式		(2)式
		[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%]	[質量%]		[質量%]
1	0.0020	2.5	0.6	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	3.8	0.0	0.0	3.8	0.0	0.00	0.00	0.030	3.78	10.5	発明例
2	0.0018	2.5	0.1	0.0018	0.0011	0.0011	0.0020	3.0	0.0	0.0	3.0	0.0	0.00	0.00	0.020	3.22	55.0	比較例
3	0.0018	2.5	0.3	0.0018	0.0011	0.0011	0.0005	1.2	0.0	0.0	1.2	0.0	0.00	0.00	0.020	-0.78	12.3	比較例
4	0.0012	2.4	0.5	0.0015	0.0014	0.0014	0.0020	3.2	0.2	0.0	3.4	0.0	0.03	0.01	0.000	3.50	11.2	発明例
5	0.0009	2.5	0.4	0.0008	0.0008	0.0008	0.0015	3.5	0.0	0.2	3.7	0.2	0.00	0.11	0.080	3.58	15.0	比較例
6	0.0018	2.5	0.6	0.0018	0.0011	0.0011	0.0020	3.5	0.0	0.0	3.5	0.0	0.00	0.00	0.030	3.18	10.0	比較例
7	0.0020	2.5	0.5	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	3.6	0.0	0.2	3.8	0.1	0.05	0.00	0.030	3.78	12.2	発明例
8	0.0012	1.0	0.3	0.0015	0.0014	0.0014	0.0050	3.0	0.0	0.0	3.0	0.0	0.15	0.00	0.010	4.36	13.3	比較例
9	0.0012	3.5	0.8	0.0015	0.0015	0.0014	0.0015	5.2	0.0	0.0	5.2	0.0	0.15	0.00	0.100	4.90	10.9	比較例
10	0.0025	2.5	0.6	0.0012	0.0015	0.0015	0.0010	3.8	0.0	0.0	3.8	0.0	0.02	0.00	0.030	3.78	10.5	比較例
11	0.0015	2.5	0.6	0.0012	0.0015	0.0015	0.0010	3.8	0.0	0.0	3.8	0.0	0.02	0.00	0.030	3.78	10.5	比較例
12	0.0018	2.5	0.6	0.0023	0.0020	0.0020	0.0020	3.8	0.0	0.0	3.8	0.0	0.03	0.00	0.020	3.82	10.5	比較例
13	0.0009	2.0	0.5	0.0008	0.0008	0.0008	0.0005	3.5	0.0	0.0	3.5	0.0	0.00	0.11	0.100	3.60	11.0	発明例

[0109] [表2]

項目	変態点			熱間圧延工程					冷間圧延工程	中間焼鈍工程	スキムパス圧延工程	仕上げ焼鈍工程		評価
	Ar1点	Ac1点	Ac3点	スラブ加熱温度ST	スラブ加熱速度	仕上げ圧延温度FT	冷却開始	3秒後温度				仕上げ焼鈍温度T2	仕上げ焼鈍時間Δt2	
No.	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C/秒]	[°C]	[秒]	[°C]	[％]	[°C]	[％]	[°C]	[時間]	
1	729	902	974	1050	0.01	850	0.10	700	86	700	15	800	3	発明例
2	779	932	982	1050	1.00	950	0.10	200	86	700	15	800	3	比較例
3	-	-	-	1000	0.01	950	0.10	700	86	700	15	800	3	比較例
4	777	929	979	1050	0.02	950	0.20	400	86	700	15	800	3	発明例
5	753	916	977	1050	0.02	850	0.20	600	86	700	15	750	3	比較例
6	789	941	988	1050	0.02	950	0.20	600	86	700	15	800	3	比較例
7	729	902	974	1050	0.02	950	0.10	700	86	700	15	800	3	発明例
8	673	864	912	1050	0.50	900	0.50	400	86	700	15	800	3	比較例
9	646	803	861	1000	0.01	850	0.12	400	86	二枚割れにより中止				比較例
10	729	902	974	1050	0.01	850	0.10	700	86	700	0	800	3	比較例
11	729	902	974	1050	0.01	850	0.10	700	86	700	25	800	3	比較例
12	779	932	982	1200	0.01	850	0.10	400	86	700	15	800	3	比較例
13	759	908	957	1000	0.01	850	0.15	500	86	700	10	800	3	発明例

表2

[0110]

[表3]

表3

No.	スキン パス後	仕上げ焼鈍 後集合組織	板厚	析出物	磁気特性				評価
	Gs	{411}<011> 率		個数密度	B50 (全周)	B50 (45°)	W10/400 (45°)	鉄損劣化 率W _x	
	[−]	[%]	[mm]	[個/μm ²]	[T]	[T]	[W/kg]	[%]	
1	2.1	23.9	0.3	0.0800	1.62	1.73	12.2	31.1	発明例
2	1.7	<u>11.2</u>	0.3	<u>5.1000</u>	1.62	1.73	15.2	50.7	比較例
3	2.0	<u>8.1</u>	0.3	0.1500	1.66	1.60	14.9	53.8	比較例
4	2.3	22.7	0.3	0.2200	1.60	1.71	13.4	32.9	発明例
5	2.6	18.4	0.3	<u>0.9100</u>	1.58	1.70	14.9	46.2	比較例
6	1.8	20.4	0.3	<u>0.7400</u>	1.62	1.71	14.6	44.7	比較例
7	2.0	23.1	0.3	0.1400	1.61	1.70	13.3	32.3	発明例
8	2.0	27.5	0.3	<u>10.5000</u>	1.59	1.71	15.4	31.7	比較例
9	−	−	−	−	−	−	−	−	比較例
10	0.3	<u>9.5</u>	0.3	0.1100	1.63	1.61	14.5	53.3	比較例
11	3.2	<u>10.8</u>	0.3	0.0900	1.57	1.64	14.7	33.5	比較例
12	2.1	19.6	0.3	<u>1.3000</u>	1.61	1.72	14.8	34.4	比較例
13	1.9	28.6	0.3	0.0020	1.63	1.73	12.0	30.8	発明例

[0111] 表1及び表3中の下線は、本発明の範囲から外れた条件を示している。発明例であるNo. 1、No. 4、No. 7およびNo. 13は、磁束密度B50、鉄損W10/400、鉄損劣化率および引張強度のすべてで良好な値であった。

[0112] 一方、比較例であるNo. 2は、sol. Alが不足し(2)式の上限を超えていたため、微細析出物としてAlNが不足し、さらにはスラブ加熱時の昇温速度が大きかったことからTiが固溶し、その分より微細なTiNが多く析出された。さらには仕上げ圧延後に急冷したことから{411}<110>率が小さくなり、鉄損W10/400および鉄損劣化率が劣っていた。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α-γ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ていた。比較例であるNo. 5は、(2)式の上限を超えていたため、AlNの生成が不足し、その分微細なTiN

が多く析出された。その結果、析出物の個数密度が高くなり、鉄損 $W_{10}/400$ および鉄損劣化率が劣っていた。比較例であるNo. 6は、(2)式の下限を下回っていたため、AlNが過剰に生成したことによって析出物の個数密度が高くなった。その結果、鉄損 $W_{10}/400$ および鉄損劣化率が劣っていた。

[0113] 比較例であるNo. 8は、(2)式の上限を超え、かつTiが過剰に含まれており、さらにはスラブ加熱時の昇温速度が大きかったことからTiNが多く生成して個数密度が高く、さらにはSiが不足したため、鉄損 $W_{10}/400$ が劣っていた。比較例であるNo. 9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、偏析により冷間圧延時に二枚割れが生じ、その後製造を中止した。比較例であるNo. 10は、スキンプ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 B_{50} (45° 方向)、鉄損 $W_{10}/400$ および鉄損劣化率が劣っていた。比較例であるNo. 11は、スキンプス圧延での圧下率RR2が大きすぎたため $\{411\} <011>$ 率が小さくなり、磁束密度 B_{50} (45° 方向) および鉄損 $W_{10}/400$ が劣っていた。比較例であるNo. 12は、スラブ加熱温度STが高すぎたため、微細なTiNが多く析出されて個数密度が高くなった。その結果、鉄損 $W_{10}/400$ が劣っていた。

産業上の利用可能性

[0114] 本発明によれば、製造負荷が高くならず、かつ板厚の薄手化を不要にして、低鉄損と高磁束密度とを両立させた無方向性電磁鋼板、モータコアおよびモータを提供することができ、工業的価値が大きい。

請求の範囲

[請求項1]

C : 0.010%以下、

Si : 1.50%~4.00%、

sol. Al : 0.3%~0.7%、

S : 0.010%以下、

N : 0.010%以下、

Ti : 0.0005%~0.0020%

Mn、Ni、Cuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.50%~5.00%、

Co : 0.000%~1.000%、

Sn : 0.000%~0.400%、

Sb : 0.000%~0.400%、及び

P : 0.000%~0.400%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)式および(2)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、

鋼板表面を電子線後方散乱回折付き走査型電子顕微鏡(SEM-EBSD)で測定した際の{hkl}<uvw>方位(裕度10°以内)の結晶粒の全視野に対する面積率をAhkl-uvwと表記したとき、A411-011が15%以上であり、

析出物の個数密度が0.0001個/ μm^2 ~0.3000個/ μm^2

であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

$$(2 \times [\text{Mn}] + 2.5 \times [\text{Ni}] + [\text{Cu}]) - ([\text{Si}] + 2 \times [\text{sol. Al}] + 4 \times [\text{P}]) \geq 3.0\% \quad \dots (1)$$

$$10.5 \leq ([Si] + [Mn]) \div [sol. Al] \leq 12.5$$

・・・ (2)

[請求項2] 請求項1に記載の無方向性電磁鋼板が積層されていることを特徴とするモータコア。

[請求項3] 請求項2に記載のモータコアを有することを特徴とするモータ。