

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7640925号
(P7640925)

(45)発行日 令和7年3月6日(2025.3.6)

(24)登録日 令和7年2月26日(2025.2.26)

(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
C 2 1 D	8/12 (2006.01)	C 2 1 D	8/12 A
H 0 1 F	1/147(2006.01)	H 0 1 F	1/147 1 7 5
H 0 1 F	27/245(2006.01)	H 0 1 F	27/245
請求項の数 16 (全38頁) 最終頁に続く			
(21)出願番号	特願2024-531671(P2024-531671)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和6年1月9日(2024.1.9)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2024/000132		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87)国際公開番号	WO2024/150731	(74)代理人	110001519
(87)国際公開日	令和6年7月18日(2024.7.18)		弁理士法人太陽国際特許事務所
審査請求日	令和6年5月28日(2024.5.28)	(72)発明者	杉浦 夏子
(31)優先権主張番号	特願2023-1934(P2023-1934)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(32)優先日	令和5年1月10日(2023.1.10)		日本製鉄株式会社内
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)	(72)発明者	村川 鉄州
早期審査対象出願			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	太田 俊
			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	田中 一郎
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板、コア、冷間圧延鋼板、無方向性電磁鋼板の製造方法、無方向性電磁鋼板の原板の製造方法、および冷間圧延鋼板の製造方法

(57)【特許請求の範囲】
【請求項1】

質量%で、C：0.0100%以下、Si：1.50%～4.00%、sol.Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol.Al含有量を[sol.Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度Ar₃(℃)が750～1050℃であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、鋼板表面から板厚の1／2の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の{hkl}<uvw>方位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15.0%以上であり、φ₂=45°のODFにおいて、φ₁=0～90°、φ=20°の中でφ₁=0～10°に最大強度を持ち、かつ、φ₁=0°、φ=0～90°の中でφ=5～35°に最大強度を持ち、平均結晶粒径が50μm～150μmである無方向性電磁鋼板。
Ar₃(℃)=1020-325×[C]+33×[Si]+287×[P]+80×

$$[\text{sol. Al}] - 120 \times ([\text{Mn}] + [\text{Mo}] + [\text{Cu}]) - 46 \times ([\text{Cr}] + [\text{Ni}]) \quad \dots (1)$$

【請求項2】

前記鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面を前記SEM-EBSDで測定した際の特定方位の結晶粒の全視野に対する面積率について、以下の(2)式及び(3)式の両方を満たす請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。

$$A411-011 / A411-148 \geq 1.1 \quad \dots (2)$$

$$A411-011 / A100-011 \geq 2.0 \quad \dots (3)$$

【請求項3】

Mn、Ni、Co、Pt、Pb、Au、及びCuから選ばれる1種又は複数種：総計で2.50%未満である請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。

【請求項4】

質量%で、C：0.0100%以下、Si：1.50%～4.00%、sol. Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度 A_{r3} (℃)が750～1050℃であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の全視野に対する α ファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 $A_{s\alpha}$ が20.0%以上であり、

前記SEM-EBSDで測定してODFを作成した際の{100} <011>方位のODF強度が15.0以下であり、

前記SEM-EBSDで測定した際の全視野に対するGOSの個数平均値をGsとしたとき、前記Gsが0.8以上3.0以下である無方向性電磁鋼板の原板。

$$A_{r3} (\text{℃}) = 1020 - 325 \times [\text{C}] + 33 \times [\text{Si}] + 287 \times [\text{P}] + 80 \times [\text{sol. Al}] - 120 \times ([\text{Mn}] + [\text{Mo}] + [\text{Cu}]) - 46 \times ([\text{Cr}] + [\text{Ni}]) \quad \dots (1)$$

【請求項5】

請求項1～3のいずれか1項に記載の無方向性電磁鋼板を含むコア。

【請求項6】

請求項4に記載の無方向性電磁鋼板の原板を含むコア。

【請求項7】

請求項1～3のいずれか1項に記載の無方向性電磁鋼板又は請求項4に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造に用いられる冷間圧延鋼板であって、

質量%で、C：0.0100%以下、Si：1.50%～4.00%、sol. Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度 A_{r3}

(℃) が 750～1050℃であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有し、鋼板表面から板厚の 1/2 の深さの圧延面に平行な面を SEM-EBSD で測定した際の全視野に対する α ファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 A_{α} が 15.0% 以上である冷間圧延鋼板。

$$A_{r_3}(\text{℃}) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

【請求項 8】

質量%で、C: 0.0100% 以下、Si: 1.50%～4.00%、sol. Al: 0.0001%～1.00%、S: 0.0100% 以下、N: 0.0100% 以下、Mn、Ni 及び Cu からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 2.5% 未満、Mo: 0%～2.5% 未満、Cr: 0%～2.5% 未満、Ti: 0%～0.005%、Nb: 0%～0.005%、Sn: 0%～0.40%、Sb: 0%～0.40%、P: 0%～0.400%、並びに Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn 及び Cd からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 0%～0.010% を含有し、質量%での、C 含有量を [C]、Mo 含有量を [Mo]、Cr 含有量を [Cr]、Mn 含有量を [Mn]、Ni 含有量を [Ni]、Cu 含有量を [Cu]、Si 含有量を [Si]、sol. Al 含有量を [sol. Al]、P 含有量を [P] としたときに、以下の (1) 式で定めた変態温度 A_{r_3} (℃) が 750～1050℃であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

前記中間焼鈍工程後の前記冷間圧延鋼板に対してスキンプス圧延を行って無方向性電磁鋼板の原板を得るスキンプス圧延工程と、

前記スキンプス圧延工程後の前記無方向性電磁鋼板の原板に対して仕上げ焼鈍を行う仕上げ焼鈍工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を A_{r_3} 温度 + 20℃ 超、圧延の完了温度を A_{r_3} 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に A_{r_3} 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15% 以上、前記最初に A_{r_3} 温度を通過する時点から遡って最初に A_{r_3} 温度 + 20℃ を通過するまでの期間の圧下率を 10% 以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、3 秒後に 300℃ 以上 A_{r_3} 温度 - 20℃ 以下とし、

前記スキンプス圧延工程での圧下率を 5～20% とし、

前記仕上げ焼鈍工程では、焼鈍温度を 750℃ 以上 900℃ 以下、焼鈍時間を 2 時間以上とする、請求項 1 に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

$$A_{r_3}(\text{℃}) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

【請求項 9】

質量%で、C: 0.0100% 以下、Si: 1.50%～4.00%、sol. Al: 0.0001%～1.00%、S: 0.0100% 以下、N: 0.0100% 以下、Mn、Ni 及び Cu からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 2.5% 未満、Mo: 0%～2.5% 未満、Cr: 0%～2.5% 未満、Ti: 0%～0.005%、Nb: 0%～0.005%、Sn: 0%～0.40%、Sb: 0%～0.40%、P: 0%～0.400%、並びに Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn 及び Cd からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 0%～0.010% を含有し、質量%での、C 含有量を [C]、Mo 含有量を [Mo]、Cr 含有量を [Cr]、Mn 含有量を [Mn]、Ni 含有量を [Ni]、Cu 含有量を [Cu]、Si 含有量を [Si]、sol. Al 含有量を [sol. Al]、P 含有量を [P] としたときに、以下の (1) 式で定めた変態温度 A_{r_3} (℃) が 750～1050℃であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

を [Ni]、Cu 含有量を [Cu]、Si 含有量を [Si]、sol. Al 含有量を [sol. Al]、P 含有量を [P] としたときに、以下の (1) 式で定めた変態温度 A_{r3} (°C) が 750～1050°C であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

前記中間焼鈍工程後の前記冷間圧延鋼板に対してスキンプス圧延を行って無方向性電磁鋼板の原板を得るスキンプス圧延工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を A_{r3} 温度 + 20°C 超、圧延の完了温度を A_{r3} 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に A_{r3} 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15% 以上、前記最初に A_{r3} 温度を通過する時点から遡って最初に A_{r3} 温度 + 20°C を通過するまでの期間の圧下率を 10% 以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、3 秒後に 300°C 以上 A_{r3} 温度 - 20°C 以下とし、

前記スキンプス圧延工程での圧下率を 5～20% とする、請求項 4 に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法。

$$A_{r3} \text{ (°C)} = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

【請求項 10】

前記冷却工程では、前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板の平均結晶粒径を 3～10 μm とする請求項 8 に記載の無方向性電磁鋼板又は請求項 9 に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法。

【請求項 11】

前記冷間圧延工程での圧下率を 75～95% とする請求項 8 に記載の無方向性電磁鋼板又は請求項 9 に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法。

【請求項 12】

前記中間焼鈍工程では、焼鈍温度を 900°C 以下とする請求項 8 に記載の無方向性電磁鋼板又は請求項 9 に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法。

【請求項 13】

質量%で、C: 0.0100% 以下、Si: 1.50%～4.00%、sol. Al: 0.0001%～1.00%、S: 0.0100% 以下、N: 0.0100% 以下、Mn、Ni 及び Cu からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 2.5% 未満、Mo: 0%～2.5% 未満、Cr: 0%～2.5% 未満、Ti: 0%～0.005%、Nb: 0%～0.005%、Sn: 0%～0.40%、Sb: 0%～0.40%、P: 0%～0.400%、並びに Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn 及び Cd からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 0%～0.010% を含有し、質量%での、C 含有量を [C]、Mo 含有量を [Mo]、Cr 含有量を [Cr]、Mn 含有量を [Mn]、Ni 含有量を [Ni]、Cu 含有量を [Cu]、Si 含有量を [Si]、sol. Al 含有量を [sol. Al]、P 含有量を [P] としたときに、以下の (1) 式で定めた変態温度 A_{r3} (°C) が 750～1050°C であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を $A r_3$ 温度 + 20℃超、圧延の完了温度を $A r_3$ 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に $A r_3$ 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15%以上、前記最初に $A r_3$ 温度を通過する時点から遡って最初に $A r_3$ 温度 + 20℃を通過するまでの期間の圧下率を 10%以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、3 秒後に 300℃以上 $A r_3$ 温度 - 20℃以下とする、請求項 7 に記載の冷間圧延鋼板の製造方法。

$$A r_3 \text{ (}^\circ\text{C)} = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

10

【請求項 14】

前記冷却工程では、前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板の平均結晶粒径を 3 ~ 10 μm とする請求項 13 に記載の冷間圧延鋼板の製造方法。

【請求項 15】

前記冷間圧延工程での圧下率を 75 ~ 95% とする請求項 13 又は 14 に記載の冷間圧延鋼板の製造方法。

【請求項 16】

前記中間焼鈍工程では、焼鈍温度を 900℃以下とする請求項 13 又は 14 に記載の冷間圧延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

20

【技術分野】

【0001】

本開示は、無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板、コア、冷間圧延鋼板、無方向性電磁鋼板の製造方法、無方向性電磁鋼板の原板の製造方法および冷間圧延鋼板の製造方法に関する。

【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。低鉄損及び高い磁束密度を得るための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、<110>方向が圧延方向（RD）に略平行な組織が形成される。

30

【0003】

特許文献 1 ~ 3 には、いずれも {100} <011> 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。

40

【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} <011> 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} <011> 方位が集積した電磁鋼板が製造できると記載されている。

【0006】

50

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。また、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 $\{100\} <011>$ 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 $\{100\} <011>$ 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} 温度以上とする場合に、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。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、スラブ加熱温度を 700°C 以上 1150°C 以下、仕上げ圧延の開始温度を 650°C 以上 850°C 以下、仕上げ圧延の終了温度を 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、無方向性電磁鋼板の製造方法において、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】

また、磁気特性を高める $\{100\}$ 結晶方位の発達を促進するために $\gamma \rightarrow \alpha$ 相変態が起こる成分系での検討が特許文献8～12に示すように種々行われている。

さらに、応力感受性および 45° 方向の優れた磁気特性を有する鋼板が技術文献13に開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0013】

【文献】日本国特開2017-145462号公報

【文献】日本国特開2017-193731号公報

【文献】日本国特開2019-178380号公報

【文献】日本国特許第4218077号公報

【文献】日本国特許第5256916号公報

【文献】日本国特開2011-111658号公報

【文献】日本国特開2019-183185号公報

【文献】特許第4029430号公報

10

20

30

40

50

【文献】特許第6319465号公報

【文献】WO2021/095846

【文献】特開2021-080501号公報

【文献】特開2020-100860号公報

【文献】WO2021/205880

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

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）、特に鉄損の劣化が大きくなっているからであると考えられた。

【0015】

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。

磁気特性を高める $\{100\}$ 結晶方位の発達を促進するために $\gamma \rightarrow \alpha$ 相変態が起こる成分系での検討がなされている特許文献8～12の技術では熱延組織を微細化することが一つのポイントになっている。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相変態温度が低い鋼組成とし低温 γ 域熱延で γ 相に多量の歪を蓄積させ、そこから変態させることで、熱延板時点で細粒の α 相組織を実現する。この実現には、変態温度を低下させるとともに回復再結晶を遅らせて歪の蓄積を促進する観点で、MnやCu、Ni等の γ 安定化元素の添加が活用される。

しかし、Mnは偏析元素として知られ、添加量が増加すると熱延板の板厚中心部に偏析し熱延板の割れの原因となる。またCuは熱間脆性を著しく低下させる。Niに関しては熱間での加工性の問題は小さく、むしろCuによる熱間脆性を改善する効果を有するが、合金コストが高いため積極的に使用するには至らない。

また、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相変態を活用する技術で発達する $\{100\}$ 結晶方位は、面内にランダムになりやすく $\{100\} < 011 >$ 方位が主となるため、面内異方性の低減が十分とは言えず、これまでとは異なる結晶方位制御が求められている。

さらに、応力感受性および 45° 方向の優れた磁気特性を有する鋼板が開示されている特許文献13の技術はMnやCu、Ni等の γ 安定化元素の添加が必須であり熱間脆性や合金コストが問題となる。

【0016】

本開示は上記の問題点を鑑み、熱間脆性および合金コストが問題とならないように、Mn、CuおよびNiなどの γ 安定化元素の含有量を抑制した化学組成を前提として、応力感受性が小さく、特に応力による鉄損劣化率が小さく、 45° 方向の優れた磁気特性を得ることができる無方向性電磁鋼板、それを用いたコア、その無方向性電磁鋼板を製造するための無方向性電磁鋼板の原板、冷間圧延鋼板、無方向性電磁鋼板の製造方法、無方向性電磁鋼板の原板の製造方法および冷間圧延鋼板の製造方法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、圧延面と平行な面における $\{411\} < 011 >$ 方位の結晶粒の割合、平均結晶粒径を制御することが重要であることが分かった。また、これらを制御する場合、熱間圧延後の粒径、冷

10

20

30

40

50

間圧延での圧下率を最適化することが好適であることが明らかになった。具体的には、Mn等のオーステナイト安定化元素の添加量を最低限に抑えて熱間加工性の確保と合金コストの抑制を両立した $\alpha-\gamma$ 変態系の化学組成を前提とし、熱間圧延中に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起き、該変態前後を所定の条件で圧延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スキンプス圧延（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 $\{411\} <011>$ 方位の結晶粒を発達させやすくすることが好適であることが明らかになった。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、以下に示す開示の諸態様に想到した。

【0018】

〔1〕本開示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：1.50%～4.00%、sol. Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の（1）式で定めた変態温度 A_{r3} （℃）が750～1050℃であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の $\{hkl\} <uvw>$ 方位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15.0%以上であり、 $\phi_2 = 45^\circ$ のODFにおいて、 $\phi_1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi = 20^\circ$ 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 $\phi = 5 \sim 35^\circ$ に最大強度を持ち、

平均結晶粒径が50 μ m～150 μ mである。

$$A_{r3} \text{ (}^\circ\text{C)} = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

〔2〕上記〔1〕に記載の無方向性電磁鋼板では、前記鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面を前記SEM-EBSDで測定した際の特定位の結晶粒の全視野に対する面積率について、以下の（2）式及び（3）式の両方を満たしてもよい。

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

$$A_{411-011} / A_{100-011} \geq 2.0 \quad \dots (3)$$

〔3〕上記〔1〕又は〔2〕に記載の無方向性電磁鋼板では、Mn、Ni、Co、Pt、Pb、Au、及びCuから選ばれる1種又は複数種：総計で2.50%未満であってもよい。

〔4〕本開示の別の態様に係る無方向性電磁鋼板の原板では、質量%で、C：0.0100%以下、Si：1.50%～4.00%、sol. Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の（1）式で定めた変態温度 A_{r3} （℃）が750～1050℃

であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の全視野に対するαファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 $A_{s\alpha}$ が20.0%以上であり、

前記SEM-EBSDで測定してODFを作成した際の{100}<011>方位のODF強度が15.0以下であり、

前記SEM-EBSDで測定した際の全視野に対するGOSの個数平均値をGsとしたとき、前記Gsが0.8以上3.0以下である。

$$Ar_3(^{\circ}C) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

10

[5] 本開示の別の態様に係るコアは、[1]～[3]のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板を含む。

[6] 本開示の別の態様に係るコアは、[4]に記載の無方向性電磁鋼板の原板を含む。

[7] 本開示の別の態様に係る冷間圧延鋼板は、[1]～[3]のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板又は[4]に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造に用いられる冷間圧延鋼板であって、

質量%で、C:0.0100%以下、Si:1.50%～4.00%、sol. Al:0.0001%～1.00%、S:0.0100%以下、N:0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上:総計で2.5%未満、Mo:0%～2.5%未満、Cr:0%～2.5%未満、Ti:0%～0.005%、Nb:0%～0.005%、Sn:0%～0.40%、Sb:0%～0.40%、P:0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上:総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度 $Ar_3(^{\circ}C)$ が750～1050℃であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

20

鋼板表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の全視野に対するαファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 $A_{a\alpha}$ が15.0%以上である。

30

$$Ar_3(^{\circ}C) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

[8] 本開示の別の態様に係る無方向性電磁鋼板の製造方法は、質量%で、C:0.0100%以下、Si:1.50%～4.00%、sol. Al:0.0001%～1.00%、S:0.0100%以下、N:0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上:総計で2.5%未満、Mo:0%～2.5%未満、Cr:0%～2.5%未満、Ti:0%～0.005%、Nb:0%～0.005%、Sn:0%～0.40%、Sb:0%～0.40%、P:0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上:総計で0%～0.010%を含有し、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol. Al含有量を[sol. Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度 $Ar_3(^{\circ}C)$ が750～1050℃であり、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

40

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

50

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

前記中間焼鈍工程後の前記冷間圧延鋼板に対してスキンプス圧延を行って無方向性電磁鋼板の原板を得るスキンプス圧延工程と、

前記スキンプス圧延工程後の前記無方向性電磁鋼板の原板に対して仕上げ焼鈍を行う仕上げ焼鈍工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を $A r_3$ 温度 + 20℃超、圧延の完了温度を $A r_3$ 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に $A r_3$ 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15%以上、前記最初に $A r_3$ 温度を通過する時点から遡って最初に $A r_3$ 温度 + 20℃を通過するまでの期間の圧下率を 10%以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、3 秒後に 300℃以上 $A r_3$ 温度 - 20℃以下とし、

前記スキンプス圧延工程での圧下率を 5～20%とし、

前記仕上げ焼鈍工程では、焼鈍温度を 750℃以上 900℃以下、焼鈍時間を 2 時間以上とする。

$$A r_3 (^\circ C) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

[9] 本開示の別の態様に係る無方向性電磁鋼板の原板の製造方法では、質量%で、C: 0.0100%以下、Si: 1.50%～4.00%、sol. Al: 0.0001%～1.00%、S: 0.0100%以下、N: 0.0100%以下、Mn、Ni 及び Cu からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 2.5%未満、Mo: 0%～2.5%未満、Cr: 0%～2.5%未満、Ti: 0%～0.005%、Nb: 0%～0.005%、Sn: 0%～0.40%、Sb: 0%～0.40%、P: 0%～0.400%、並びに Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn 及び Cd からなる群から選ばれる 1 種以上: 総計で 0%～0.010%を含有し、質量%での、C 含有量を [C]、Mo 含有量を [Mo]、Cr 含有量を [Cr]、Mn 含有量を [Mn]、Ni 含有量を [Ni]、Cu 含有量を [Cu]、Si 含有量を [Si]、sol. Al 含有量を [sol. Al]、P 含有量を [P] としたときに、以下の (1) 式で定めた変態温度 $A r_3$ (℃) が 750～1050℃であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

前記中間焼鈍工程後の前記冷間圧延鋼板に対してスキンプス圧延を行って無方向性電磁鋼板の原板を得るスキンプス圧延工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を $A r_3$ 温度 + 20℃超、圧延の完了温度を $A r_3$ 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に $A r_3$ 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15%以上、前記最初に $A r_3$ 温度を通過する時点から遡って最初に $A r_3$ 温度 + 20℃を通過するまでの期間の圧下率を 10%以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、3 秒後に 300℃以上 $A r_3$ 温度 - 20℃以下とし、

前記スキンプス圧延工程での圧下率を 5～20%とする。

$$A r_3 (^\circ C) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol. Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

[10] 上記 [8] に記載の無方向性電磁鋼板または [9] に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法では、前記冷却工程では、前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板の平均結晶

粒径を $3 \sim 10 \mu\text{m}$ としてもよい。

〔11〕上記〔8〕に記載の無方向性電磁鋼板または〔9〕に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法では、前記冷間圧延工程での圧下率を $75 \sim 95\%$ としてもよい。

〔12〕上記〔8〕に記載の無方向性電磁鋼板または〔9〕に記載の無方向性電磁鋼板の原板の製造方法では、前記中間焼鈍工程では、焼鈍温度を 900°C 以下としてもよい。

〔13〕本開示の別の態様に係る冷間圧延鋼板の製造方法では、質量％で、 $\text{C} : 0.01 \sim 0.00\%$ 以下、 $\text{Si} : 1.50\% \sim 4.00\%$ 、 $\text{sol. Al} : 0.0001\% \sim 1.00\%$ 、 $\text{S} : 0.0100\%$ 以下、 $\text{N} : 0.0100\%$ 以下、 Mn 、 Ni 及び Cu からなる群から選ばれる1種以上：総計で 2.5% 未満、 $\text{Mo} : 0\% \sim 2.5\%$ 未満、 $\text{Cr} : 0\% \sim 2.5\%$ 未満、 $\text{Ti} : 0\% \sim 0.005\%$ 、 $\text{Nb} : 0\% \sim 0.005\%$ 、 $\text{Sn} : 0\% \sim 0.40\%$ 、 $\text{Sb} : 0\% \sim 0.40\%$ 、 $\text{P} : 0\% \sim 0.400\%$ 、並びに Mg 、 Ca 、 Sr 、 Ba 、 Ce 、 La 、 Nd 、 Pr 、 Zn 及び Cd からなる群から選ばれる1種以上：総計で $0\% \sim 0.010\%$ を含有し、質量％での、 C 含有量を $[\text{C}]$ 、 Mo 含有量を $[\text{Mo}]$ 、 Cr 含有量を $[\text{Cr}]$ 、 Mn 含有量を $[\text{Mn}]$ 、 Ni 含有量を $[\text{Ni}]$ 、 Cu 含有量を $[\text{Cu}]$ 、 Si 含有量を $[\text{Si}]$ 、 sol. Al 含有量を $[\text{sol. Al}]$ 、 P 含有量を $[\text{P}]$ としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度 A_{r3} ($^\circ\text{C}$) が $750 \sim 1050^\circ\text{C}$ であり、残部が Fe および不純物からなる化学組成を有する鋼材に対して、熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の前記熱間圧延鋼板を冷却する冷却工程と、

前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って冷間圧延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷間圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う中間焼鈍工程と、

を有し、

前記熱間圧延工程では、圧延の開始温度を A_{r3} 温度 $+20^\circ\text{C}$ 超、圧延の完了温度を A_{r3} 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に A_{r3} 温度を通過するまでの期間の圧下率を 15% 以上、前記最初に A_{r3} 温度を通過する時点から遡って最初に A_{r3} 温度 $+20^\circ\text{C}$ を通過するまでの期間の圧下率を 10% 以上、となるように圧延を実施し、

前記冷却工程では、仕上げ圧延の最終パスから 0.10 秒以上経過してから冷却を開始し、 3 秒後に 300°C 以上 A_{r3} 温度 -20°C 以下とする。

$$A_{r3} (^\circ\text{C}) = 1020 - 325 \times [\text{C}] + 33 \times [\text{Si}] + 287 \times [\text{P}] + 80 \times [\text{sol. Al}] - 120 \times ([\text{Mn}] + [\text{Mo}] + [\text{Cu}]) - 46 \times ([\text{Cr}] + [\text{Ni}]) \quad \dots (1)$$

〔14〕上記〔12〕に記載の冷間圧延鋼板の製造方法は、前記冷却工程では、前記冷却工程後の前記熱間圧延鋼板の平均結晶粒径を $3 \sim 10 \mu\text{m}$ としてもよい。

〔15〕上記〔12〕または〔13〕に記載の冷間圧延鋼板の製造方法は、前記冷間圧延工程での圧下率を $75 \sim 95\%$ としてもよい。

〔16〕上記〔12〕または〔13〕に記載の冷間圧延鋼板の製造方法は、

前記中間焼鈍工程では、焼鈍温度を 900°C 以下としてもよい。

【発明の効果】

〔0019〕

本開示の上記態様によれば、応力感受性が小さく、特に応力による鉄損劣化率が小さく、 45° 方向の優れた磁気特性を備えた無方向性電磁鋼板、それを用いたコア、その無方向性電磁鋼板を製造するための無方向性電磁鋼板の原板、冷間圧延鋼板、無方向性電磁鋼板の製造方法、無方向性電磁鋼板の原板の製造方法および冷間圧延鋼板の製造方法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、本開示の一実施形態に係る無方向性電磁鋼板（本実施形態に係る無方向性電磁鋼板）、無方向性電磁鋼板の原板（本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板）、冷間圧延鋼板（本実施形態に係る冷間圧延鋼板）、及びそれらの製造方法について詳細に説明する。

【0021】

まず、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板及びその製造に用いられる（素材となる）鋼材、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。また、以下の実施形態の各要素は、それぞれの組み合わせが可能であることは自明である。また、無方向性電磁鋼板の化学組成は、皮膜等を除いた母材を100%とした場合の含有量を示す。

また、本明細書中に段階的に記載されている数値範囲において、ある段階的な数値範囲の上限値は、他の段階的な記載の数値範囲の上限値に置き換えてもよく、また、実施例に示されている値に置き換えてもよい。

10

本明細書中に段階的に記載されている数値範囲において、ある段階的な数値範囲の下限値は、他の段階的な記載の数値範囲の下限値に置き換えてもよく、また、実施例に示されている値に置き換えてもよい。

また、本明細書において「無方向性電磁鋼板」、「無方向性電磁鋼板の原板」とは、コイル状または切板状の鋼板はもちろん、モータコアなどの製品（部材）の素材として特定形状に加工された鋼板および原板、さらに加工後に積層されモータコアを構成している鋼板および原板も含む。

【0022】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板、及び冷間圧延鋼板は、フェライト－オーステナイト変態（以下、 α － γ 変態）がある程度生じ得る化学組成（全体が γ に変態しなくても、加熱した際に一定量の γ が生じる化学組成）であって、C：0.0100%以下、Si：1.50%～4.00%、sol. Al：0.0001%～1.00%、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上：総計で2.5%未満、Mo：0%～2.5%未満、Cr：0%～2.5%未満、Ti：0%～0.005%、Nb：0%～0.005%、Sn：0%～0.40%、Sb：0%～0.40%、P：0%～0.400%、並びにMg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdからなる群から選ばれる1種以上：総計で0%～0.010%を含有し、さらに、C、Si、P、sol. Al、Mn、Mo、Cu、CrおよびNiの含有量が後述する所定の条件を満たし、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有する。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。

20

30

【0023】

また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板、及び冷間圧延鋼板において、Mn、Ni、Co、Pt、Pb、Au、及びCuから選ばれる1種又は複数種は、総計で2.50%未満含有することが好ましい。

【0024】

(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、鉄損を高めたり、磁気時効を引き起こしたりする元素である。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。C含有量は、好ましくは0.0050%以下、より好ましくは0.0025%以下である。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、C含有量は、0.0005%以上とすることが好ましい。

40

【0025】

(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元素である。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。

50

一方、S i 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、S i 含有量は4.00%以下とする。

【0026】

(sol. Al: 0.0001%~1.00%)

sol. Alは、電気抵抗を増大させて、渦電流損を減少させ、鉄損を低減する元素である。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元素である。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。sol. Al含有量が0.0001%未満では、これらの作用効果を十分に得られない。また、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0.0001%以上とする。

一方、sol. Al含有量が1.00%超では、磁束密度が低下する。従って、sol. Al含有量は1.00%以下とする。

なお、sol. Alとは、 Al_2O_3 等の酸化物になっておらず、酸に可溶する酸可溶Alを意味する。

【0027】

(S: 0.0100%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として析出し、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0.0100%超で顕著である。このため、S含有量は0.0100%以下とする。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、S含有量は、0.0003%以上とすることが好ましい。

【0028】

(N: 0.0100%以下)

Nは、TiNやAlN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。そのため、N含有量は低ければ低いほどよい。このような磁気特性の劣化は、N含有量が0.0100%超で顕著であるので、N含有量は0.0100%以下とする。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、0.0010%以上とすることが好ましい。

【0029】

(Mn、Ni及びCuからなる群から選ばれる1種以上: 総計で2.5%未満)

これらの元素は、 α - γ 変態を生じさせるために有効な元素であるが、一方で熱間での加工性を低下させ、合金コストを上昇させることから、これらの元素の含有量を総計で2.5%未満にとどめる必要がある。

また、含有量が総計で2.5%以上になると、磁束密度が低下する場合もある。一方で、これら元素は鉄損を低下させるのに有効であるため、総計で1.5%以上含有することが好ましい。特にNiはCuに起因する熱間脆性の低下を改善する効果が知られており、Mn、Ni及びCuから選ばれる1種以上の含有量の総計が2.5%未満の範囲内で、Cu含有量の1/2程度以下を含有させることが熱間脆性の点で好ましい。

なお、Mnは、 A_{r3} 変態点を低下させ、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の成分系において、相変態による熱延板の結晶粒の微細化を可能とする。Mnは鋼の電気抵抗を高め、鉄損を低減する元素である。そのため、Mnは0.10%以上含有させることが好ましい。この観点からはMnは0.50%以上含有させることがより好ましい。更に好ましくは1.00%以上である。一方、Mnは偏析しやすい元素であり、含有量が増えると、偏析起因の冷間加工割れを起こすだけでなく、飽和磁束密度を低下させ鋼板の磁束密度の上昇を妨げる。また、MnSが過剰に生成して、冷間加工性が低下する。そのため、Mn含有量の上限は、2.5%未満に制限する。具体的な、Mn含有量の上限は、2.3質量%以下が好ましく、2.0質量%以下がより好ましい。

また、Cu含有量の上限は限定されないが、1.5質量%以下が好ましく、1.0質量

10

20

30

40

50

%以下がより好ましい。Cu含有量の下限は特に制限されないが、例えば0.01%以上とすればよい。また、Ni含有量の上限は、1.0質量%以下が好ましく、0.7質量%以下がより好ましい。Ni含有量の下限は特に制限されず、0%としてもよいが、例えば0.01%以上としてもよい。

Mn、Ni及びCuから選ばれる1種以上の含有量の総計は、2.45%以下が好ましく、2.40%以下がより好ましい。Mn、Ni、及びCuの総計の下限値は特に制限されないが、例えば0.10%以上としてもよく、0.50%以上、もしくは、1.00%以上、さらに、2.00%以上としてもよい。

【0030】

(Mn、Ni、Co、Pt、Pb、Au、及びCuから選ばれる1種又は複数種：総計で2.50%未満)

10

上述のMn、Ni、Cuに加えて、Co、Pt、Pb、Auは、熱間での加工性を低下させ、合金コストを上昇させることから、本実施形態ではこれらの元素の含有量を総計で2.50%未満にとどめることが好ましい。また、これらの元素は磁束密度を低下させるため、総計で2.00%未満とすることが好ましい。Mn、Ni、Co、Pt、Pb、Au、及びCuの総計の下限値は特に制限されないが、例えば0.10%以上としてもよく、0.50%以上、もしくは、1.00%以上、さらに、2.00%以上としてもよい。特にCo、Pt、Pb、Auは合金コストが高いことから、積極的な添加は回避すべきである。また、本実施形態の特徴の一つであるAr₃変態点の制御を考慮しても、Mn、Ni、及びCuの含有によりAr₃変態点を制御することが好ましい。このため、Co、Pt、Pb、及びAuの総計は0.5%未満、さらに好ましくは0.1%以下、さらには不可避元素の範囲内での混入に留め、積極的な添加をあえて実施する必要はない(0%としてもよい。))。

20

【0031】

また、α-γ変態が生じ、かつ良好な磁気特性を得る条件として、さらに以下の条件を満たす必要がある。つまり、質量%での、C含有量を[C]、Mo含有量を[Mo]、Cr含有量を[Cr]、Mn含有量を[Mn]、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Si含有量を[Si]、sol.Al含有量を[sol.Al]、P含有量を[P]としたときに、以下の(1)式で定めた変態温度Ar₃(°C)が750~1050°Cを満たす。

30

$$Ar_3(°C) = 1020 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 80 \times [sol.Al] - 120 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad \dots (1)$$

前述の(1)式を満たさない場合には、α-γ変態が生じたとしても変態点が適切な温度範囲にないため、後述の製造方法を適用しても、十分な磁束密度が得られない。Ar₃が750°C未満となると熱間圧延の温度が低温化するために変形抵抗が高くなり圧延機への負荷が大きくなりすぎるとともに、元素の添加量が高くなるために熱延板および冷延板の靱性低下にもつながることからこの値を下限とする。一方Ar₃が1050°C超となると熱間圧延温度が高くなりすぎるために極めて高温加熱が必要となり加熱炉への負荷が高くなる、またはγ→α変態が起こらない成分系になってくるためこの値を上限とする。

40

【0032】

(Mo: 0.0%~2.5%未満)

MoはAr₃変態点を低下させ本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の化学組成において、相変態による熱延板粒径の微細化を可能とする元素である。したがって、Moは必要に応じて含有させてもよく0.1%以上含有することが好ましい。一方で、Moを2.5%以上含有することは冷間加工性を著しく低下させることから、Mo含有量は2.5%未満とする。

【0033】

(Cr: 0.0%~2.5%未満)

CrはAr₃変態点を低下させ本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の化学組成において

50

、相変態による熱延板粒径の微細化を可能とする元素であると共に、強度調整や耐食性の他、特に高周波特性を向上させる効果がある。したがって、Crは必要に応じて含有させてもよく、0.1%以上含有することが好ましい。一方で、Crの過剰な含有は効果が飽和し原料コストを増加させるだけでなく、飽和磁束密度を低下させ鋼板の磁束密度の上昇を妨げる。このため、Cr含有量は、2.5%未満とする。

【0034】

(Ti: 0%~0.005%)

Tiは固溶、またはTiNとして存在することで再結晶が抑制されオーステナイト粒径の微細化に寄与する。したがって、Tiを含有させてもよい。Tiを含有させる場合、Tiは0.001%以上含有することが好ましい。一方、Ti含有量が0.005%を超えると、TiN、TiS、およびTiCなど様々な析出物を生成し、鉄損特性を劣化させることから、0.005%以下とする。

【0035】

(Nb: 0%~0.005%)

Nbは固溶、またはNbNとして存在することで再結晶が抑制されオーステナイト粒径の微細化に寄与する。したがって、Nbを含有させてもよい。Nbを含有させる場合、Nbは0.001%以上含有することが好ましい。一方、Nb含有量が0.005%を超えると、NbNおよびNbCなど様々な析出物を生成し、鉄損特性を劣化させることから、0.005%以下とする。

【0036】

(Sn: 0%~0.40%、Sb: 0%~0.40%)

Sn及びSbは冷間圧延、再結晶後の集合組織を改善して、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。磁気特性等のさらなる効果を付与する場合には、0.02%~0.40%のSn、及び0.02%~0.40%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。

一方、これらの元素が過剰に含まれると鋼が脆化する。したがって、Sn含有量、Sb含有量はいずれも0.40%以下とする。

【0037】

(P: 0%~0.400%)

Pは再結晶後の鋼板の硬度を確保するために有効な元素である。また、Pは、磁気特性への好適な影響を有する元素でもある。そのため、Pを含有させてもよい。これらの効果を得る場合には、P含有量を0.020%以上とすることが好ましい。

一方、Pが過剰に含まれると鋼が脆化する。したがって、P含有量は0.400%以下とする。

【0038】

(Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn、及びCdからなる群から選ばれる1種以上: 総計で0%~0.010%)

Mg、Ca、Sr、Ba、Ce、La、Nd、Pr、Zn及びCdは、溶鋼の鑄造時に溶鋼中の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及びCdを総称して「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の析出物の粒径は1 μ m~2 μ m程度であり、MnS、TiN、AlN、TiC、NbC等の微細析出物の粒径(100nm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の析出物に付着し、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。これらの作用効果を十分に得るためには、これらの元素の総計が0.0005%以上であることが好ましい。より好ましくは0.001%以上である。

一方、これらの元素の総計が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。

【0039】

本実施形態において、上記以外の化学組成の残部はFe及び不純物であってもよい。不純物とは、鋼原料および／又は製鋼過程で混入する元素を意味する。

【0040】

化学組成については、以下の方法で求める。

化学組成については、鋼の一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、化学組成はICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。具体的には、鋼板から採取した試験片を予め作成した検量線に基づいた条件で所定の測定装置にて測定することにより、化学組成が特定される。CおよびSは燃焼-赤外線吸収法を用いて測定し、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用いて測定すればよい。Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法で測定すればよい。

表面に絶縁被膜を有している場合には、ミニターなどにより機械的に除去したのちに分析に供すればよい。

【0041】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板が有する集合組織について説明する。

まず、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、OIM Analysis 7.3 (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、結晶方位の記述においては裕度 10° 以内であるとする。つまり、結晶方位は $\pm 5^\circ$ 以内の裕度があるとする。

【0042】

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： $0.3\ \mu\text{m}$ (中間焼鈍後、スキンプス圧延後)、または $5.0\ \mu\text{m}$ (仕上げ焼鈍後)
- ・倍率： 1000 倍 (中間焼鈍後、スキンプス圧延後)、または 100 倍 (仕上げ焼鈍後)
- ・測定対象：表面から板厚の $1/2$ の深さの圧延面に平行な面
- ・測定領域： $1000\ \mu\text{m}$ 以上 $\times 1000\ \mu\text{m}$ 以上の矩形の領域

【0043】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板においては、上述の要領で、鋼板表面 (表面に絶縁被膜を有している場合には、絶縁被膜を除く鋼板表面、以下同様) 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、 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率 ($\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 方位 (裕度 10° 以内) の結晶粒の全視野に対する面積率を $A_{hkl-uvw}$ と表記したときの、 $A_{411-011}$) を 15.0% 以上とする。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 率が 15.0% 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 15.0% 以上、好ましくは 25.0% 以上とする。上限は特に限定されないが、例えば 60% 以下とする。

【0044】

また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板では、表面をSEM-EBSDで測定した際に、 $\phi 2 = 45^\circ$ のODFにおいて、 $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi = 20^\circ$ 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。

$\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi = 20^\circ$ 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。 $\{411\} \langle 011 \rangle$ 方位は、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 等の $\{411\} \langle uvw \rangle$

方位のうちの他の方位と比べて、 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。

一方で、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、 $\{hkl\} < 011 >$ 方位の中で $\{411\} < 011 >$ 方位付近に最大強度を持つことと同義である。 $\{411\} < 011 >$ 方位は磁気特性に優れ、かつ $\{100\} < 011 >$ 等の $\{hkl\} < 011 >$ 方位のうちの他の方位と比べて応力感受性が低いので、かしめコア等により発生する応力に起因する磁性劣化が少ない。 $\phi 1 = 0^\circ$ 、 $\phi = 0 \sim 90^\circ$ の中で $\phi = 20 \sim 30^\circ$ に最大強度を持つとより好ましい。

【0045】

鋼板における特定方位範囲内の最大強度、特定方位の強度 (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、OIM 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 ($\phi 1$ 、 ϕ の角度にて範囲を規定) 内で ODF value が最大となるところを最大強度とする。また、特定方位 ($\phi 1$ 、 ϕ の角度にて方位を規定) の ODF value を当該方位の ODF 強度とする。

【0046】

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: Orthotropic (Rolled sheet)
- ・ Bunge Euler Angles : $\phi 1 = 0 \sim 90^\circ$ 、 $\phi 2 = 45^\circ$ 、 $\phi = 0 \sim 90^\circ$

【0047】

さらに、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板では、SEM-EBSD で測定した際の全視野 (視野全体) 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 (2) 式及び (3) 式の両方を満たすことが好ましい。

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

$$A_{411-011} / A_{100-011} \geq 2.0 \quad \dots (3)$$

【0048】

(2) 式について、 $\{411\} < 011 >$ 方位は、 $\{411\} < 148 >$ 等の $\{411\} < uvw >$ 方位のうちの他の方位と比べて、 45° 方向磁気特性に優れる。よって、 $\{411\} < 011 >$ 率が $\{411\} < 148 >$ 率を、上回ることが好ましく、 $\{411\} < 011 >$ 率が $\{411\} < 011 >$ 率の 1.1 倍以上である ($A_{411-148}$ に対する $A_{411-011}$ の比が、1.1 以上である) ことがより好ましい。 $A_{411-148}$ に対する $A_{411-011}$ の比の上限は、制限はないが、例えば、50 以下とする。

また、(3) 式について、磁気特性の応力感受性は、 $\{411\} < 011 >$ 方位の方が $\{100\} < 011 >$ 方位と比べて低いため、 $\{411\} < 011 >$ 率が $\{100\} < 011 >$ 率を上回ることが好ましく、 $\{411\} < 011 >$ 率が $\{100\} < 011 >$ 率の 2.0 倍以上である ($A_{411-011}$ に対する $A_{100-011}$ の比の 2.0 以上である) ことがより好ましい。 $A_{411-011}$ に対する $A_{100-011}$ の比の上限は、制限はないが、例えば、50 以下とする。

【0049】

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。結晶粒が粗大化せずに平均結晶粒径が小さすぎると、鉄損が悪化する。一方、結晶粒が過度に粗大化して平均結晶粒径が大きすぎると、加工性が悪化するだけではなく、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 $50 \mu\text{m} \sim 150 \mu\text{m}$ とする。粒径の測定方法は、例えば、鋼板表面から板厚の $1/2$ の深さの圧延面に平行な面において、J

10

20

30

40

50

IS G 0 5 5 1 (2 0 2 0) の切断法にて測定する。

【 0 0 5 0 】

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、0.10～0.50mm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0.10mm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。板厚のより好ましい下限値は0.12mm、さらに好ましい下限値は0.14mmである。また、板厚が0.50mm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上限値は0.35mm、さらに好ましい上限値は0.25mmである。

10

【 0 0 5 1 】

上述の無方向性電磁鋼板は、後述する、熱間圧延、冷却、冷間圧延、中間焼鈍、スキンプス圧延、及び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。

【 0 0 5 2 】

次に、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原板の特徴を説明する。

【 0 0 5 3 】

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の原板は、以下のGOS (Grain Orientation Spread) 値を有している。SEM-EBSDで測定した際の全視野に対するGOS (以下「GOS値」とも称する) 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値の個数平均値Gsを3.0以下とする。

20

一方、GOS値の個数平均値Gs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値の個数平均値Gsは0.8以上3.0以下とする。

【 0 0 5 4 】

30

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 Analysis 7.3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。

GOS値を算出する際には結晶粒 (Grain Size) を定義する必要があり、その詳細は次の通りである。

Grain Tolerance Angle : 5 °

Minimum Grain Size : 2

Minimum Confidence Index : 0

この定義に基づき決定された個々の結晶粒のGOS値の個数平均値Gsを求める。OIM Analysis 7.3ではChart機能でGOSのヒストグラムを求めることで同時に個数平均値 (ソフト上の表記はNumber) を求めることが出来る。

40

【 0 0 5 5 】

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の原板においては、SEM-EBSDで測定した際の全視野に対するαファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率Asα (以下「αファイバー率」とも称する) が大きいほど仕上げ焼鈍後の磁気特性が優位になる。そのため、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の原板において、αファイバー率 (Asα) は20.0%以上とする。Asαは、好ましくは25.0%以上である。αファイバー率 (Asα) の上限は、特に限定されないが、例えば、70%以下とする。αファイバー率 (Asα) の下限は、25.0%以上としてもよく、30.0%以上とすることが好ましい。

50

本実施形態では α ファイバーは $\{hkl\} \langle 011 \rangle$ 方位とする。

【0056】

α ファイバー率の測定方法について説明する。

表面から板厚の $1/2$ の深さのSEM-EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis 7.3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。SEM-EBSDによる測定領域（つまり全視野）は、板幅中央部の板厚方向断面、大きさ $1000\mu m$ 以上 $\times 1000\mu m$ 以上とする。SEM-EBSDによる測定条件は、上記方位粒の面積率を求める測定条件に記載した条件とする。

【0057】

また、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の原板においては、SEM-EBSDで測定してODFを作成した際の $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位のODF強度を 15.0 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 15.0 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。 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位のODF強度の下限は、特に制限はないが、例えば、 -0.1 とする。

【0058】

$\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位をはじめとする特定方位のODF強度は、上述の無方向性電磁鋼板と同様の方法で求める。

【0059】

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。コアの用途は、例えば次のとおりである。

- (A) 電機機器に用いられるサーボモータ、ステッピングモータ、コンプレッサー
- (B) 電気ビークル、ハイブリッドビークルに用いられる駆動モータ。ここで、ビークルとは、自動車、自動二輪車、鉄道等を含む。
- (C) 発電機
- (D) 種々の用途の鉄心、チョークコイル、リアクトル
- (E) 電流センサー、等

【0060】

本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、上記用途以外の用途にも適用可能である。本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は特に、鋼板の圧延方向から 45° 方向をコアの主たる磁化方向とするように設計される分割コアとしての利用に好適であり、さらに、 1000Hz 以上の高周波数域に適用される、電気ビークル又はハイブリッドビークルの駆動モータの分割コア等に好適である。

【0061】

ここで注意すべきは、上記の工業的なメリットは、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板を打ち抜き、積層しコアを形成する場合だけでなく、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板を打ち抜き、積層しコアを形成し引き続き適切な熱処理を実施した場合にも得ることが可能である。このため、本開示においては、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板を積層し形成されるコア、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板を積層し形成されるコアの両方を本開示の対象とする。

これらは後述の「仕上げ焼鈍」をコア形成前の鋼板の状態を実施するのか、コアを形成した後のコアの状態を実施するのかの、生産プロセス内での実施タイミングの違いに過ぎないものであり、どちらの場合も好適な効果を楽しむことができる。「仕上げ焼鈍」の実施タイミングの詳細については後述する。

なお、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板を積層し形成されるコアを、仕上焼鈍せずに使用することも可能である。この場合、磁気特性は特別に良好ということにはならないが、スキンプス圧延による歪が蓄積され耐力が高くなっている。このため、磁気特性より高速回転に伴う遠心力による変形の抑制が重要視されるロータコアとしての好ましい適用が考えられる。

【0062】

次に、本実施形態に係る冷間圧延鋼板について説明する。

本実施形態に係る冷間圧延鋼板は、上述した無方向性電磁鋼板の製造に用いられる冷間圧延鋼板である。

【0063】

冷間圧延鋼板から無方向性電磁鋼板を製造する際に、化学組成は実質的に変化しないので、本実施形態に係る冷間圧延鋼板の化学組成は、上述した本実施形態に係る無方向性電磁鋼板と同じ範囲とする。

【0064】

また、本実施形態に係る冷間圧延鋼板は、鋼板表面から板厚の $1/2$ の深さの圧延面に平行な面をSEM-EBSDで測定した際の全視野に対する α ファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 $A_{\alpha\alpha}$ が 15.0% 以上である。

$A_{\alpha\alpha}$ が 15.0% 未満の場合、軽圧下冷間圧延（スキンプス圧延）後の α ファイバー率（ $A_{s\alpha}$ ）が 20.0% 以上とならず、また、仕上げ焼鈍後の $\{411\} <011>$ 率が 15.0% 以上とならない。

α ファイバーの結晶方位を有する結晶粒の面積率 $A_{\alpha\alpha}$ の上限は、特に制限はないが、例えば、 70% 以下とする。 $A_{\alpha\alpha}$ の下限は、 20.0% 以上としてもよく、 25.0% 以上とすることが好ましい。

なお、結晶方位に関する測定方法は、上述の無方向性電磁鋼板と同様である。

【0065】

次に、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板および冷間圧延鋼板の製造方法の一例について説明する。本実施形態に係る無方向性電磁鋼板は、熱間圧延工程、冷却工程、冷間圧延工程、中間焼鈍工程、スキンプス圧延工程（軽圧下冷間圧延工程）、仕上げ焼鈍工程を含む製造方法によって得られる。

また、仕上げ焼鈍前までの工程（熱間圧延工程、冷却工程、冷間圧延工程、中間焼鈍工程、スキンプス圧延工程）によれば、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板が得られる。

また、中間焼鈍前までの工程（熱間圧延工程、冷却工程、冷間圧延工程、中間焼鈍工程）によれば、本実施形態に係る冷間圧延鋼板が得られる。

以下、各工程の好ましい条件について説明する。

なお、 A_{r3} 温度は、上記（1）式で定めた変態温度 A_{r3} （ $^{\circ}\text{C}$ ）である。

【0066】

（熱間圧延工程）

熱間圧延工程では、上述の化学組成を満たす鋼材に対して熱間圧延を行って熱間圧延鋼板を得る。熱間圧延工程は、加熱過程と、圧延過程とを備える。

【0067】

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（その後の工程では化学組成は実質的に変化しない）。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。

【0068】

加熱過程では、上述の化学組成を有する鋼材を $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 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 $30\sim 200$ 時

10

20

30

40

50

間である。

【0069】

圧延過程では、加熱過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、熱間圧延鋼板を製造する。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。

10

【0070】

圧延過程（粗圧延および仕上げ圧延）での圧延は、上述した鋼材を加熱し、熱間圧延を施す。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る。スラブの加熱は $A r_3$ 温度以上とし鋼組織が γ 相となる温度域とする。熱間圧延は鋼組織が γ 相となる温度域（以降、この温度域を γ 域と記述することがある）で開始され、仕上げ圧延の最終パスを含む必要な数パスを除いて γ 域で実施し、最終パスを含む必要な数パスを鋼組織に α 相が存在する温度域（以降、この温度域を α 域と記述することがある）で実施して完了させる。一般的には、粗圧延及び仕上げ圧延の前段～中段を γ 域で行い、仕上げ圧延の後段を α 域で行うこととなる。

本実施形態では、圧延の開始温度（つまり圧延前の鋼材の加熱温度）を $A r_3$ 温度+20℃超、圧延の完了温度（つまり仕上げ圧延温度 $F T$ ）を $A r_3$ 温度未満、圧延の完了時点から遡って最初に $A r_3$ 温度を通過するまでの期間の圧下率（つまり、最終的な α 域での仕上げ圧延温度 $F T$ 以上 $A r_3$ 温度未満の温度域での合計圧下率）を15%以上、前記最初に $A r_3$ 温度を通過する時点から遡って最初に $A r_3$ 温度+20℃を通過するまでの期間の圧下率（つまり、最終的な α 域での圧延の直前の $A r_3$ 温度以上 $A r_3 + 20^\circ C$ 以下の温度域での合計圧下率）を10%以上、となるように圧延を実施する。

20

このように、最終的な α 域での圧延の直前の $A r_3$ 温度以上 $A r_3 + 20^\circ C$ 以下の温度域での合計圧下率を10%以上とする。この圧下率の上限は、制限はないが、例えば、40%以下とする。

さらに、最終的な α 域での仕上げ圧延温度 $F T$ 以上 $A r_3$ 温度未満の温度域での圧下率は、複数パスで圧延する場合も考慮して合計で15%以上とする。この合計圧下率の上限は、制限はないが、例えば、40%以下とする。

30

ここで、圧延の開始温度の上限は特に制限はないが、例えば、1200℃以下とする。

また、圧延の完了温度（つまり仕上げ圧延温度 $F T$ ）の下限は特に制限はないが、例えば、 $A r_3$ 温度-100℃以上とする。

なお、圧延の開始温度（つまり圧延前の鋼材の加熱温度）とは、粗圧延の開始温度であって、粗圧延前に鋼材を加熱したときの鋼材の表面温度を指す。

圧延の完了温度（つまり仕上げ圧延温度 $F T$ ）とは、仕上げ圧延直後の熱間圧延鋼板の表面温度を指す。

その他、 $A r_3$ 温度等の温度は、鋼材又は鋼板の表面温度を示す。

40

【0071】

最終的な α 域での圧延の直前での $A r_3 + 20^\circ C$ 超の温度域での圧延は相変態前の加工 γ 粒の粒径への影響がほとんどなく、変態後に粗大な加工 α 粒が形成され、最終製品での $\{411\} <011>$ への集積とは無関係となる。圧延温度の下限は $A r_3$ 温度となる。

最終的な α 域での圧延の直前の $A r_3$ 温度以上 $A r_3 + 20^\circ C$ 以下の温度域での圧延率が10%未満となると相変態前の加工 γ 粒への歪の蓄積が不足し、粗大な加工 α 粒が形成され、最終製品での $\{411\} <011>$ への集積が起こりづらくなる。 $A r_3$ 温度以上 $A r_3 + 20^\circ C$ 以下の温度域での圧延率は、好ましくは15%以上、より好ましくは20%以上とする。圧下率の合計の上限は規定しないが、40%超えとすることは圧延機の負荷が高くなりすぎることから、40%を上限とすることが好ましい。

50

最終的な α 域での仕上げ圧延温度 $F T$ 以上 $A r_3$ 温度未満の温度域での圧下率が15%未満となると加工 γ 粒から相変態した後の加工 α 粒に α 域での加工歪を十分に蓄積することができず、最終製品での $\{411\} <011>$ 結晶方位への集積が起こりづらくなる。仕上げ圧延温度 $F T$ 以上 $A r_3$ 温度未満の温度域での圧下率は、好ましくは20%以上、より好ましくは25%以上とする。圧下率の上限は規定しないが、40%を超えとすることは圧延機の負荷が高くなりすぎることから、40%を上限とすることが好ましい。

【0072】

本実施形態では、熱間圧延における圧下率 $R R O$ は、次のとおり定義される。

圧下率 $R R O (\%) = (1 - \text{熱間圧延での最終パスの該当温度域での圧延後の板厚} / \text{熱間圧延での1パス目の該当温度域での圧延前の板厚}) \times 100$

【0073】

上記の α 域での圧延の下限温度については特に限定するものではないが、圧延温度が低下すると圧延機の負荷が高くなることから、600℃以上とすることが好ましい。

なお、上記の圧延温度は、ロール接触および冷却潤滑剤による温度低下と加工による温度上昇が競合し、圧延パスの加工途中で規定の判定温度($A r_3$ 温度、または $A r_3 + 20^\circ\text{C}$)の上下で変動することが考えられる。本実施形態ではこのような状況を次のように処理する。

圧延パスにおいて、入側の温度を $T P I (^\circ\text{C})$ 、入側の板厚を $T C I (\text{mm})$ 、出側の温度を $T P O (^\circ\text{C})$ 、出側の板厚を $T C O (\text{mm})$ とし、さらに圧延パス中の板厚変化と温度変化は単純に直線的な関係を有したまま変化すると仮定する。つまり、圧延パス中の特定時点での板厚を $T C a (\text{mm})$ 、温度を $T P a (^\circ\text{C})$ とすると、圧延パス中は以下の式が常に成り立つものと仮定する。

$$(T C a - T C O) / (T C I - T C O) = (T P a - T P O) / (T P I - T P O)$$

これにより本製造法における規定の判定温度($A r_3$ 温度、または $A r_3 + 20^\circ\text{C}$)に圧延パス中に到達した場合でも、その時点での板厚を決定することが可能となる。

すなわち圧延パス途中に特定の温度 $T P a (^\circ\text{C})$ に到達した時点での板厚 $T C a (\text{mm})$ は、

$$T C a = T C O + (T C I - T C O) \times (T P a - T P O) / (T P I - T P O)$$

により得ることができる。

【0074】

ここで、注意すべきは、上記仮定は圧延パスの出側温度が入側温度よりも高くなることも想定したものである。すなわち当該パスの入側温度 $T P I$ が $A r_3$ 温度未満であった鋼板が当該パス内での加工発熱により温度上昇して $A r_3$ 温度以上の出側温度 $T P O$ で排出される状況においても、当該パス内の後半で本開示に必要な γ 域($A r_3$ 温度以上 $A r_3 + 20^\circ\text{C}$ 以下の温度域)での圧延が施されたと判断する。

また、 $A r_3$ 温度を挟んだ温度の変動が複数パスに亘って生じることも考えられる。このような場合、本実施形態においては、 α 域の圧延条件については、「 α 域での最終の圧延加工」を対象とする。また、 γ 域の圧延条件については、「上記『 α 域での最終の圧延加工』」の直前の γ 域での圧延加工」を対象とする。つまり、 γ 域で熱間圧延を開始した後の圧延温度が、 γ 域(熱延開始) $\Rightarrow \alpha$ 域1 $\Rightarrow \gamma$ 域1 $\Rightarrow \alpha$ 域2 $\Rightarrow \gamma$ 域2 $\Rightarrow \alpha$ 域3(熱延終了)のように変動した場合、 α 域3と γ 域2が本実施形態の条件に合致すれば、本実施形態の鋼板を得ることが可能である。

【0075】

各パスでの圧延温度は、例えば対象パスの圧下を行う圧延スタンドの入側または出側に設置された測温計により、測温可能である。また、温度域が本実施形態範囲内となる圧延スタンドの入側および出側のすべてに測温計を設置する必要はなく、その前後に適宜設置された測温計の実績温度から計算により途中の圧延スタンドでの圧延温度を計算しても良い。むしろ、現状の熱間圧延では、このような計算による温度を用いた制御が行われることが通常である。

【0076】

(冷却工程)

冷却工程では、熱間圧延工程後の熱間圧延鋼板を冷却する。この冷却によって、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から0.10秒後以降に(0.10秒以上経過してから)冷却を開始し、3秒後に熱間圧延鋼板の表面温度が300℃以上Ar₃温度-20℃以下となるように、冷却する。ここで、熱間圧延鋼板を直後急冷しないようにする。つまり、仕上げ圧延の最終パスから0.10秒以上経過してから冷却を開始し、3秒後に300℃以上Ar₃温度-20℃以下とする。ここで、仕上げ圧延の最終パス通過とは、圧延出側を鋼板の前端部が通過した時点の意味する。冷却開始とは、鋼板の前端部が冷却装置の冷却ゾーンに入り、自然空冷を超える加速冷却を開始することを意味する。また、冷却開始の経過時間の上限は特に制限はないが、例えば、仕上げ圧延の最終パスから30秒以内で冷却を開始すればよく、3.0秒以内で冷却を開始することが好ましい。なお、自然空冷とは、冷却速度1~10℃/sの冷却である。

10

このように直後急冷を回避することによって、特殊な急冷装置が不要となり、製造(コスト)上のメリットにもなる。また、熱間圧延鋼板の集合組織は、直後急冷すると過剰な熱歪が導入され、その後の仕上げ焼鈍後の組織において{411}<148>方位や{100}<011>方位に集積し、{411}<011>方位への優先的な集積を弱めることにもなる。

また、冷却条件としては、冷却工程後、つまり冷間圧延前の熱間圧延鋼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。

20

【0077】

冷間圧延前の熱間圧延鋼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Ar₃温度-20℃以下の温度とすればよい。

仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の鋼板の温度が、300℃未満であると、熱間圧延鋼板での平均結晶粒径が過度に微細化される。そのため、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の鋼板の温度を300℃以上とする。当該温度は、600℃以上としてもよい。

なお、仕上げ圧延の最終パスを通過後の鋼板の冷却を停止する温度も、300℃未満であると、熱間圧延鋼板での平均結晶粒径が過度に微細化される。そのため、仕上げ圧延の最終パスを通過後の鋼板の冷却を停止する温度を300℃以上とする。当該温度は、600℃以上としてもよい。

30

なお、冷間圧延前の熱間圧延鋼板での平均結晶粒径は、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の平均結晶粒径と同様に測定する。

上述のように、γ相組織への適切な加工歪を付与した状態で変態させ、さらにα相組織に適切な加工歪をし、その加工歪の回復を抑制しつつ熱歪の導入を回避した適切な冷却を実施することで、過度に微細化されることのない好適な結晶組織とできる。この結晶組織に、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npas、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。この時点での結晶組織が適切なものでないと、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{411}<011>率が得られない場合がある。

40

【0078】

熱間圧延鋼板温度(特に仕上げ圧延温度)、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の熱間圧延鋼板の表面温度は、次の方法で測定する。

電磁鋼板の製造に用いられる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、熱間圧延鋼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。そのため、熱間圧延温度、仕上げ圧延の最終パスを通過してから3秒後の熱間圧延鋼板の表面温度は、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。

50

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。冷却装置は一般に複数配置され、冷却装置の入側には、それぞれ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。

【0079】

その後、熱間圧延鋼板への焼鈍（熱延板焼鈍）は行わずに、熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行う。

【0080】

（冷間圧延工程）

冷間圧延工程では、冷却工程後の熱間圧延鋼板に対して冷間圧延を行って圧延鋼板を得る。具体的には、熱間圧延鋼板に対して、熱延板焼鈍を実施することなく巻き取り、熱間圧延板に対して冷間圧延を行って圧延鋼板を得る。ここでいう熱延板焼鈍とは、例えば、昇温温度が900℃以下であって、300℃以上の熱処理を意味する。

冷間圧延は、例えば、一列に並んだ複数の圧延スタンド（各圧延スタンドは一對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、一對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。

【0081】

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。パスとパスの間に焼鈍を行うと、後述する工程で所望の方位を発達させることができない。

冷間圧延は、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。

【0082】

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

【0083】

（中間焼鈍工程）

中間焼鈍工程では、圧延鋼板に対して中間焼鈍を行う。本実施形態では、焼鈍温度（中間焼鈍温度T1）（℃）を900℃以下に制御することが好ましい。中間焼鈍の温度がAc1温度を超えると、鋼板の組織の一部がオーステナイトに変態してしまい、変態にともなう結晶方位変化に起因して、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、磁束密度が高くなり、また応力感受性が小さくならない場合がある。

一方、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、磁束密度が高くなり、また応力感受性が小さくならない場合がある。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く、700℃以上とすることがより好ましい。

中間焼鈍温度T1（℃）は、焼鈍炉の抽出口近傍での板温（表面の温度）とする。

【0084】

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、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、これに限定

10

20

30

40

50

されない。

【0085】

中間焼鈍時の雰囲気は特に限定されないが、例えば、体積率で20%の 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、例えば5.0～60.0℃/秒である。

【0086】

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15.0%以上となった、本実施形態に係る冷間圧延鋼板が得られる。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15.0%以上とするためには、適正な化学組成（（1）式で得られる変態温度 A_{r3} 、およびMn、Ni、Cu等の含有量が所定範囲）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、特に仕上げ圧延の最終段階での温度および圧下率およびその後の冷却条件が重要である。 $\{411\} <011>$ 方位を生成しやすい α ファイバーは、熱間圧延の最終段階で部分再結晶オーステナイトからフェライトに変態させ、さらにフェライトを適度に加工した上で加工歪を維持しつつ熱歪の導入を回避するよう冷却し、熱間圧延後の平均結晶粒径が3～10 μm とした熱間圧延鋼板を冷間圧延し、その後中間焼鈍することで発達する。前述したように、 A_{r3} 温度直上での圧下量が過剰にな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を行うことにより本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板となり、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となる。

【0087】

（スキンプス圧延工程）

スキンプス圧延工程では、中間焼鈍工程後の前記冷間圧延鋼板に対してスキンプス圧延を行って無方向性電磁鋼板の原板を得る。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。スキンプス圧延によって、無方向性電磁鋼板（スキンプス圧延後、仕上げ焼鈍前）が得られる。

【0088】

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。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。

【0089】

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、 $\{411\} <011>$ 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。

【0090】

本実施形態では、スキンプス圧延における圧下率 RR_2 を5～20%とする。ここで、圧下率 RR_2 は、次のとおり定義される。

圧下率 RR_2 (%) = (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

【0091】

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 $\{111\} <112>$ が成長してしまう。よって、圧下率 $RR2$ を 5 ~ 20 % とする。

【0092】

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。

【0093】

前述したように適正な化学組成を有し、適切な熱間圧延および冷間圧延を実施した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 値の個数平均値 G_s 、及び α ファイバー率が得られる。

本実施形態において実施するスキンプス圧延は、仕上げ焼鈍後に行うスキンプス圧延とは効果が大きく異なる。熱間圧延、冷却、冷間圧延、中間焼鈍、スキンプス圧延、仕上げ焼鈍を所定の条件でこの順で行うことで、所定の組織を得ることができる。

【0094】

（仕上げ焼鈍工程）

仕上げ焼鈍工程では、スキンプス圧延工程後の無方向性電磁鋼板の原板に対して仕上げ焼鈍を行う。この仕上げ焼鈍により、スキンプス圧延による結晶方位毎の歪差を駆動力にしたバルジングが生じ、目的とする $\{411\} <011>$ 方位粒が優先的に成長し、目的とする結晶方位の分布とすることが可能となる。この焼鈍条件は当業者であればバルジングの発生を確認しつつ適宜設定することが可能であり、特に限定するものではない。バルジングにより適切かつ十分に粒成長させるには、バッチ焼鈍が好ましく、一例として 750 °C 以上 900 °C 以下で、2 時間以上の時間を挙げることができる。好ましくは 800 °C で 2 時間の焼鈍を挙げることができる。仕上げ焼鈍温度 $T2$ (°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きにくい。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 $T2$ (°C) が 900 °C 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、温度によってはバルジングによる粒成長が十分に起きない場合があり、 $\{411\} <011>$ 方位の集積度が低下してしまう。仕上げ焼鈍の焼鈍時間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。

【0095】

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い。40 °C / 時間以上、200 °C / 時間未満が例示されるが、この範囲に限定されない。

【0096】

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。

【0097】

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、例えば体積率で 20 % H_2 を含有し、残部が N_2 からなる雰囲気ガス（乾燥）や、100 % 水素雰囲気などとすればよい。仕上げ焼鈍後の鋼板の冷却速度は特に限定されない。冷却度は、例えば 0.05 ~ 20 °C / 秒が例示されるが、この範囲に限定されない。

【0098】

この仕上げ焼鈍は、例えば鋼板製造メーカーでスキンプス圧延に引き続き実施しても良いが、スキンプス圧延工程の次工程として仕上げ焼鈍を行わず、鋼板をコア加工メーカー

10

20

30

40

50

に出荷し、コア加工メーカーでスキンプラス圧延後の無方向性電磁鋼板の原板を打ち抜き、及び／または積層を行い、その後、750℃以上900℃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を行ってもよい。この場合は、一般的にコア加工メーカーまたはモータ製造メーカーでモータコアに対して行われる「歪取焼鈍」を兼ねて実施できるため効率的である。もちろん、仕上げ焼鈍を行った鋼板を打ち抜き、及び／または積層を行い、コア部材またはコア形状にした後、歪取焼鈍を施してもよい。

【0099】

以上の製造方法によれば、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板（打ち抜き、積層、歪取焼鈍を行った場合にはコアの一部としての無方向性電磁鋼板である場合を含む）を製造することができる。

【0100】

本実施形態に係る製造方法では、たとえば、上記製造工程のうち、冷却工程後であって、冷間圧延工程前に、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。冷却工程後であって、冷間圧延工程前に、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、冷却工程後であって冷間圧延工程前に、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。冷却工程後であって冷間圧延工程前に、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。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、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。

【0101】

（絶縁被膜形成工程）

本実施形態による電磁鋼板の製造方法はさらに、仕上げ焼鈍工程後にコーティングによって、仕上げ焼鈍後の鋼板（無方向性電磁鋼板）の表面に、絶縁被膜を形成してもよい。絶縁被膜形成工程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。

【0102】

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。

【0103】

本実施形態による無方向性電磁鋼板、無方向性電磁鋼板の原板、冷間圧延鋼板は、上述の製造方法に限定されない。所定の化学組成を有し、結晶方位など規定項目が所定範囲内であれば、上記製造方法に限定されない。

【0104】

本実施形態に係るコアは、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板または無方向性電磁鋼板の原板を、公知の方法でコアに加工することで得られる。

例えば、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板を、打ち抜き、及び／または積層を行うことで製造することができる。

また、本実施形態に係る無方向性電磁鋼板の原板を、打ち抜き、及び／または積層を行い、750℃以上900℃以下の焼鈍温度で2時間以上の仕上げ焼鈍を行うことでコアを製造することができる。前述の通り、この場合の仕上げ焼鈍は、一般的にコアに対して実施されている歪取焼鈍として実施することができる。

10

20

30

40

50

【0105】

上記のいずれの方法においても、コアを形成する無方向性電磁鋼板または無方向性電磁鋼板の原板は、かしめ、溶接、接着剤や接着能を発揮する絶縁コーティングなど公知の方法によりコアとして一体化されてもよい。打ち抜き、積層の方法としては、例えば、ロータとともに一体コアとしてステータを打ち抜き、積層する方法、ロータとともに一体コアとして打ち抜いたステータを回し積みする方法、分割コアとして鋼板の磁気特性に優れた方向とティース及び／またはヨークの方向を合わせて打ち抜き積層する方法などが挙げられる。

【実施例】

【0106】

次に、本開示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、本開示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、本開示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。

【0107】

溶鋼を鑄造することにより、表1に示す化学組成を有するインゴットを作製した。なお、表1の「Co等」は、Co、Pt、Pb、Auの各含有量を示す。その後、表2に示す条件で、作製したインゴットを加熱して熱間圧延を行った。なお、本実施例では、粗圧延の開始温度であるインゴットの加熱温度（つまり圧延直前の鋼材の加熱温度）を、圧延の開始温度とした。

そして、最終パスを通過してから表2に示す冷却条件（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、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。

【0108】

ここで、冷却後に集合組織を調査するため、鋼板の一部を切除し、表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面において、JIS G0551（2020）の切断法にて平均結晶粒径を測定した。その測定結果を表2に示す。

【0109】

次に、熱間圧延鋼板において熱延板焼鈍を行わず、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、体積率で、水素20%、窒素80%からなる雰囲気中で、昇温速度を15.0℃/秒、中間焼鈍温度T1を表2に示す温度に制御して30秒間保持する中間焼鈍を行った。

【0110】

ここで、スキンプス圧延を行う前の冷間圧延鋼板の集合組織（中間焼鈍後の集合組織）を調査するため、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。そして、その加工面のSEM-EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis 7.3を用いて、 $\{hkl\} <011>$ 方位を抽出（裕度10°以内）し、その抽出した面積を測定領域の面積で割り、 α ファイバー率 A_{α} を求めた。その結果を表3に示す。

【0111】

次に、表2に示す圧下率RR2にてスキンプス圧延を行った。

【0112】

仕上げ焼鈍を行う前に、スキンプス圧延後の無方向性電磁鋼板の原板の集合組織（スキンプス圧延後集合組織）を調査するため、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。そして、前述した手順と同様に、加工面の α ファイバー率 A_{α} を求めた。また、 $\{100\} <011>$ 方位のODF強度に関しては、加工面のSEM-EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis 7.3を用いて、前述の条件でODFを作成し、作成したODFのデータを出力して、 $\{100\} <011>$ 方位のODF valueをODF強度とした。さらに、Gsに関しては、SEM-EBSDデータを用いてOIM Analysis 7.3で解析することによりGOS値の個数平均値をGsとして求めた。それぞれの結果を表3に示す。

10

20

30

40

50

【0113】

次に、スキンプス圧延後の鋼板を、水素100%の雰囲気中で昇温速度を100℃/時間、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での保持時間を2時間とした。

【0114】

仕上げ焼鈍後の無方向性電磁鋼板の集合組織（仕上げ焼鈍後集合組織）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}<011>率、A411-011/A411-148及びA411-011/A100-011に関しては、加工面の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、{411}<uvw>方位の中で最大強度を示す $\phi 1$ (°)及び、{hkl}<011>方位の中で最大強度を示す ϕ (°)（最大強度の $\phi 1$ 及び ϕ ）に関しては、加工面のSEM-EBSDによる測定領域にて、OIM Analysis 7.3を用いて、前述の条件でODFを作成し、作成したODFのデータを出力して、特定方位範囲内でODF valueが最大となるところを最大強度の $\phi 1$ 、最大強度の ϕ とした。

また、鋼板の一部を切除し、表面から板厚の1/2の深さの圧延面に平行な面において、JIS G0551(2020)の切断法にて平均結晶粒径を測定した。

それぞれの結果を表3に示す。

【0115】

また、仕上げ焼鈍後の磁気特性を調査するために、磁束密度B50、鉄損W10/400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W10/50の鉄損劣化率を求めた。磁束密度B50に関しては、測定試料として55mm角の単板磁気特性試験用試料を圧延方向に0°と45°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、45°方向の値を45°方向の磁束密度B50(45°)とし、圧延方向に対して、0°、45°、90°、135°の平均値を磁束密度B50(全周)の全周平均とした。鉄損W10/400(45°)に関しては、上記測定試料で、圧延方向に45°の方向に採取したものをを用いた。さらに、45°方向の、圧縮応力下での鉄損W10/50の鉄損劣化率 W_x [%]に関しては、応力なしでの鉄損W10/50(45°方向)をW10/50(0)、10MPaの圧縮応力下での鉄損W10/50(45°方向)をW10/50(10)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。

$$W_x = \{W10/50(10) - W10/50(0)\} / W10/50(0)$$

磁束密度B50(全周)が16.15T以上であれば、全周の磁気特性に優れると判断した。

圧延方向に対して45°方向の磁束密度B50(B50(45°))が1.70T以上、圧延方向に対して45°方向の鉄損W10/400(W10/400(45°))が13.8W/kg以下、圧延方向に対して45°方向の圧縮応力下でのW10/50の鉄損劣化率が、40%以下であれば、45°方向の磁気特性に優れると判断した。

熱間脆性について、熱延板コイルの最外周の長手方向先端から圧延方向に10mの位置から圧延方向長さ10m、熱延板コイルの最外周の長手方向先端からコイル全長に対して約1/4, 1/2, 3/4位置を中心とする圧延方向長さ10m、コイルの最内周の長手方向先端から圧延方向に10mの位置から圧延方向長さ10mの範囲において板幅方向両側端面の板厚を貫通する深さ(板幅方向長さ)1mm以上の割れの個数を評価した。具体的には熱延板コイルの全長は800mであったため、コイル最外周の長手方向先端から、圧延方向に10~20m、195~205m、395~405m、595~605mおよび780~790m(コイル最内周の長手方向先端から10~20m)の位置で目視にて評価を実施した。そして、両側端面とも割れの個数が10個未満の場合、「Y」と表記し、両側端面のうちいずれか一方の端面もしくは両方の端面で割れの個数が10個以上の場合、「N」と表記した。

なお、本実施例では熱延板コイルを熱間脆性の評価対象としたが、熱延コイルから切り

出された鋼板を評価する場合は、鋼板圧延方向における5か所以上の異なる位置において、上記と同様に板幅方向両側端面を観察してもよい。例えば、鋼板の圧延方向長さに対して約1/10、1/4、1/2、3/4、9/10位置を中心とする、鋼板の圧延方向全長の約1/10の範囲で観察すればよく、鋼板の圧延方向全長は1m以上とすればよい。

コストについて、Mn、Ni及びCuの合計量が2.5%未満の場合、「Y」と表記し、Mn、Ni及びCuの合計量が2.5%超えの場合、「N」と表記した。

【0116】

【表1-1】

	化学組成(残部はFeおよび不純物)									
鋼種	C	Si	sol.Al	S	N	P	Mn	Cu	Ni	Mn,Cu,Ni 合計
	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]
A01	0.0013	2.90	0.31	0.0018	0.0022	0.100	0.60	0.02		0.62
A02	0.0015	3.00	0.30	0.0021	0.0018	0.100	2.30	0.02		2.32
A03	0.0021	3.40	0.62	0.0033	0.0024	0.100	2.70	0.02		2.72
A04	0.0016	3.10	0.30	0.0021	0.0011	0.100	1.50	0.50	0.30	2.30
A05	0.0013	3.00	0.30	0.0043	0.0038	0.100	1.80	0.50	0.30	2.60
A06	0.0037	3.10	0.30	0.0021	0.0011	0.100	0.20	1.20	0.70	2.10
A07	0.0087	2.80	0.30	0.0038	0.0042	0.100	2.30	1.20		3.50
A08	0.0022	3.10	0.30	0.0021	0.0011	0.100	2.30	0.02		2.32
A09	0.0013	3.30	0.40	0.0056	0.0026	0.100	2.40	0.02		2.42
A10	0.0062	3.10	0.30	0.0021	0.0018	0.100	2.30	0.02		2.32
A11	0.0033	2.70	0.30	0.0062	0.0035	0.100	2.20	0.03		2.23
A12	0.0016	3.10	0.30	0.0021	0.0023	0.100	2.30	0.02		2.32
A13	0.0042	3.10	0.30	0.0034	0.0011	0.100	2.10	0.05		2.15
B01	0.0023	1.60	0.01	0.0019	0.0019	0.060	0.50	0.02		0.52
B02	0.0018	1.80	0.03	0.0016	0.0043	0.060	2.30	0.02		2.32
B03	0.0045	1.60	0.01	0.0019	0.0012	0.060	2.40	0.02		2.42
B04	0.0021	2.50	0.40	0.0012	0.0023	0.010	2.40	0.02		2.42
B05	0.0023	2.00	0.10	0.0095	0.0018	0.015	2.30	0.02		2.32
B06	0.0019	3.10	0.10	0.0021	0.0092	0.010	2.40	0.02		2.42
B07	0.0021	1.60	0.92	0.0007	0.0022	0.020	2.40	0.02		2.42

【0117】

10

20

30

40

50

【表 1 - 2】

化学組成(残部はFeおよび不純物)										
鋼種	Co等	Mn,Cu,Ni,Co, Pt,Pb,Au合計	Ti	Nb	Mo	Cr	Sn	Sb	Mg等	Ar3温度
	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	[mass%]	°C
A01		0.62					—	—	—	1094
A02		2.32	0.002				—	—	—	893
A03		2.72		0.004			—	—	—	883
A04		2.30					0.02	—	—	921
A05		2.60					—	0.01	—	881
A06		2.10			0.3		—	—	—	938
A07		3.50					—	—	—	742
A08		2.32				0.2	—	—	Mg:0.005	887
A09		2.42					—	—	Mg:0.002, Pr:0.002	899
A10		2.32		0.003			—	—	Ca:0.002,Ce:0.002	895
A11	Co:0.05	2.28					—	—	Sr:0.002, Cd:0.002	893
A12	Pb:0.02	2.34				0.6	—	—	Ba:0.002, Zn:0.002	868
A13		2.15					—	—	La:0.002, Nd:0.002	916
B01		0.52					—	—	—	1028
B02		2.32					0.005	—	—	820
B03		2.42			0.5		—	—	—	739
B04		2.42								846
B05	Pt:0.01	2.33					0.06			819
B06		2.42								842
B07	Au:0.01	2.43								861

【0 1 1 8】

【表 2 - 1】

No.	鋼種	変態点	熱間圧延工程				冷却工程			冷間圧延工程	中間焼鈍工程	スキンパス圧延工程	仕上げ焼鈍工程
		Ar3温度	加熱温度 (圧延開始温度)	Ar3+2 0°CからAr 3での圧下率	Ar3未満 からFTでの 圧下率	仕上げ圧延 温度FT (圧延完了 温度)	冷却開始 までの時間	3秒後 温度	冷却後 平均結晶 粒径	圧下率 RR1	焼鈍温度 T1	圧延圧下率 RR2	焼鈍温度 T2
		[°C]	[°C]	[%]	[%]	[°C]	秒	[°C]	[μm]	[%]	[°C]	[%]	[°C]
1	A01	1094	1300	20	25	1069	0.10	1009	13	86	700	10	800
2	A02	893	1150	20	25	863	0.10	803	7	86	700	10	800
3	A03	883	1150	20	25	855	0.10	795	6	86	700	10	800
4	A04	921	1150	20	25	886	0.10	826	7	86	700	10	800
5	A05	881	1150	20	25	856	0.10	796	7	86	700	10	800
6	A06	938	1150	20	25	907	0.10	847	8	86	700	10	800
7	A07	742	1150	20	25	710	0.10	650	8	86	700	10	800
8	A8	887	1150	20	25	853	0.10	793	7	86	700	10	800
9	A9	899	1150	20	25	866	0.10	806	8	86	700	10	800
10	A10	895	1150	20	25	866	0.10	806	7	86	700	10	800
11	A11	893	1150	20	25	858	0.10	798	6	86	700	10	800
12	A12	868	1150	20	25	835	0.10	775	8	86	700	10	800
13	A13	916	1150	20	25	884	0.10	824	7	86	700	10	800
14	B01	1028	1250	20	25	995	0.10	935	9	86	700	10	800
15	B02	820	1150	20	25	794	0.10	734	5	86	700	10	800
16	B03	739	1150	20	25	710	0.10	650	4	86	700	10	800
17	B04	846	1150	20	25	800	0.10	730	4	86	700	10	800
18	B05	819	1020	20	28	760	0.10	690	6	86	700	10	800
19	B06	842	1150	20	25	750	0.10	650	4	86	700	10	800
20	B07	861	1150	20	25	820	0.10	752	6	86	700	10	770

【0 1 1 9】

10

20

30

40

50

【表 2 - 2】

		変換点	熱間圧延工程				冷却工程			冷間圧延工程	中間焼鈍工程	スキンパス圧延工程	仕上げ焼鈍工程
No.	鋼種	Ar3温度	加熱温度 (圧延開始温度)	Ar3+20℃ からAr3での 圧下率	Ar3未満 からFTでの 圧下率	仕上げ圧延 温度FT (圧延完了 温度)	冷却開始 までの時間	3秒後 温度	冷却後 平均結晶 粒径	圧下率 RR1	焼鈍温度 T1	圧延圧下率 RR2	焼鈍温度 T2
		[℃]	[℃]	[%]	[%]	[℃]	秒	[℃]	[μm]	[%]	[℃]	[%]	[℃]
21	A02	893	1150	8	25	850	0.10	650	11	86	700	15	800
22	A02	893	1150	10	25	850	0.10	650	6	86	700	15	800
23	A02	893	1150	30	25	850	0.10	650	7	86	700	15	800
24	A02	893	1150	20	12	850	0.10	650	7	86	700	15	800
25	A02	893	1150	20	15	850	0.10	650	6	86	700	15	800
26	A02	893	1150	20	30	850	0.10	650	6	86	700	15	800
27	A02	893	1150	20	25	850	0.05	650	2	86	700	15	800
28	A02	893	1150	20	25	850	0.10	650	6	86	700	15	800
29	A02	893	1150	20	25	850	0.50	650	7	86	700	15	800
30	A02	893	1150	20	25	850	0.10	200	2	86	700	15	800
31	A02	893	1150	20	25	850	0.10	650	6	86	700	3	800
32	A02	893	1150	20	25	850	0.10	650	7	86	700	5	800
33	A02	893	1150	20	25	850	0.10	650	7	86	700	25	800
34	B02	820	1150	8	25	790	0.10	650	5	86	700	15	800
35	B02	820	1150	20	12	790	0.10	650	4	86	700	15	800
36	B02	820	1150	20	25	790	0.05	650	2	86	700	15	800
37	B02	820	1150	20	25	800	0.50	790	10	86	700	15	800
38	B02	820	1150	20	25	790	0.10	630	5	86	910	15	800
39	B02	820	1150	20	25	790	0.10	630	6	86	610	15	800
40	B04	846	1150	18	27	820	0.10	630	6	86	700	15	890
41	B04	846	1150	20	25	820	0.10	640	5	86	700	5	890
42	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	5	92	850	15	800
43	B04	846	1150	20	25	830	0.10	640	7	78	700	18	800
44	B04	846	1150	22	20	820	0.10	630	6	72	700	13	820
45	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	5	86	890	15	800
46	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	5	80	720	21	800
47	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	6	94	700	8	800
48	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	5	97	700	8	800
49	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	5	83	720	6	800
50	B04	846	1150	22	20	820	0.10	630	5	87	720	19	800
51	B04	846	850	荷重オーバーで熱延中止									
52	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	6	86	700	13	920
53	B04	846	1150	20	25	820	0.10	630	7	86	700	15	740
54	B04	846	1150	15	15	840	1.00	830	12	85	700	15	800

【 0 1 2 0 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 1 - 1】

	中間焼鈍後 集合組織	スキンパス圧延後集合組織			仕上げ焼鈍後集合組織				
No.	α ファイバー 率 $A_{\alpha\alpha}$	α ファイバー 率 $A_{s\alpha}$	{100}<011> ODF強度	Gs	{411}<011> 率	{411}<uvw> ODF max ϕ 1	{hkl}<011> ODF max Φ	A411-011 /A411-148	A411-011 /A100-011
	[%]	[%]	[-]	[-]	[%]	[°]	[°]	[-]	[-]
1	10	12.1	8.8	1.2	10.5	20	20	0.7	1.1
2	32.1	32.5	8.9	1.3	25.4	0	20	1.4	2.8
3	32.1	32.9	9.2	1.1	23.8	0	20	1.7	1.8
4	32.1	33.5	9.5	1.5	29.2	0	20	1.5	3.0
5	32.1	33.0	9.3	2.5	28.4	0	20	1.4	1.9
6	32.1	28.9	6.4	1.3	32	0	20	1.1	6.9
7	30	29.8	2.1	1.7	27	0	20	1.6	1.5
8	32	33.0	3.1	1.7	28	0	20	1.8	4.2
9	29	30.2	2.8	1.5	25	0	20	1.5	3.9
10	28	30.5	3.3	1.7	29	0	20	1.4	4.1
11	31.2	31.2	6.9	1.6	20	0	20	1.3	4.2
12	31.2	32.2	7.7	2.1	27.5	0	20	1.6	4.6
13	29.8	30.4	6.8	1.7	30.2	0	20	1.5	3.5
14	28.9	29.9	7.0	1.7	30.2	0	20	1.4	3.3
15	30.1	31.1	6.7	1.6	31.5	0	20	1.6	3.7
16	29.3	33.4	18.0	1.6	34.8	0	20	1.8	1.8
17	32.1	33.2	4.5	1.5	32.5	0	20	1.7	3.8
18	32.8	33.4	6.2	1.6	30.4	0	20	1.8	3.5
19	31.5	34.2	7.7	1.5	33.4	0	20	1.6	3.7
20	28.9	30.1	6.8	1.6	29	0	15	1.7	2.1

【 0 1 2 1 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 1 - 2】

		ミクロ組織	磁気特性						
No.	板厚	平均結晶 粒径	B50 (全周)	B50 (45°)	W10/400 (45°)	鉄損 劣化率 W _x	熱間脆性	コスト	評価
	[mm]	[μm]	[T]	[T]	[W/kg]	[%]			
<u>1</u>	0.30	58.6	1.560	1.600	14.2	52.1	Y	Y	比較例
2	0.30	65.2	1.640	1.750	13.3	34.2	Y	Y	開示例
<u>3</u>	0.30	66.9	1.600	1.780	13.4	45	N	N	比較例
4	0.30	69.2	1.670	1.753	13.1	30.3	Y	Y	開示例
<u>5</u>	0.30	58.3	1.630	1.832	13.5	41.2	N	N	比較例
6	0.30	71.7	1.660	1.750	13.2	23.6	Y	Y	開示例
<u>7</u>	0.30	59.2	1.630	1.790	13.5	42.3	N	N	比較例
8	0.30	66.7	1.670	1.760	13.2	31.3	Y	Y	開示例
9	0.30	62.3	1.650	1.730	13.1	29.6	Y	Y	開示例
10	0.30	59.7	1.650	1.730	13.0	28.5	Y	Y	開示例
11	0.30	62.5	1.660	1.750	13.0	29.8	Y	Y	開示例
12	0.30	71.1	1.640	1.740	12.9	28.2	Y	Y	開示例
13	0.30	70.8	1.650	1.740	12.9	32.3	Y	Y	開示例
14	0.30	72.6	1.660	1.740	12.9	30.5	Y	Y	開示例
15	0.30	73.1	1.650	1.780	13.2	29.8	Y	Y	開示例
<u>16</u>	0.30	70.3	1.650	1.740	13.0	43	N	Y	比較例
17	0.30	67.2	1.660	1.760	13.1	30.8	Y	Y	開示例
18	0.30	71.3	1.650	1.756	12.8	29.5	Y	Y	開示例
19	0.30	82	1.670	1.782	12.6	28.5	Y	Y	開示例
20	0.30	56.3	1.620	1.723	13.4	34.2	Y	Y	開示例

【 0 1 2 2 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 2 - 1】

	中間焼鈍後 集合組織	スキンパス圧延後集合組織			仕上げ焼鈍後集合組織				
No.	α ファイバー 率 $A_{\alpha\alpha}$	α ファイバー 率 $A_{s\alpha}$	$\{100\}\langle 011 \rangle$ ODF強度	Gs	$\{411\}\langle 011 \rangle$ 率	$\{411\}\langle uvw \rangle$ ODF max $\phi 1$	$\{hk\}\langle 011 \rangle$ ODF max Φ	A411-011 /A411-148	A411-011 /A100-011
	[%]	[%]	[--]	[--]	[%]	[°]	[°]	[--]	[--]
21	32.0	32.1	8.8	1.3	12.3	0	20	1.1	1.5
22	31.8	32.5	8.9	1.4	21.3	0	20	1.3	2.1
23	30.9	32.9	9.2	1.5	32.5	0	20	1.7	3.3
24	32.1	33.5	9.5	1.4	8.9	0	20	0.8	1.9
25	32.1	33.0	9.3	1.5	22.3	0	20	1.4	2.8
26	32.1	28.9	8.7	1.6	31.5	0	20	1.5	3.4
27	32.5	28.9	7.8	1.4	13.8	20	0	0.9	0.9
28	33.0	34.0	9.2	1.5	25.1	0	20	1.5	2.9
29	30.5	32.6	7.9	1.3	27.2	0	20	1.6	3.0
30	29.5	29.8	8.3	1.7	13.3	20	0	1.1	1.5
31	31.2	31.2	8.5	0.2	11.2	20	55	1.3	2.1
32	31.2	32.2	8.5	0.9	27.5	0	20	1.6	2.9
33	29.8	30.4	6.7	3.2	30.2	0	55	1.5	3.9
34	28.9	29.9	7.1	1.7	12.3	0	20	1.1	1.8
35	30.1	31.1	6.9	1.6	9.9	0	20	1.0	1.7
36	29.3	33.4	6.6	1.6	12.6	20	0	1.8	3.9
37	28.9	30.2	7.6	1.5	15.2	0	20	1.2	2.1
38	21.5	22.3	5.9	1.8	18.3	10	20	1.2	7.2
39	33.2	35.3	14.8	2.8	26.5	0	5	1.6	2.1
40	31.8	33.2	6.3	1.6	19.6	0	34	1.5	7.8
41	29.8	30.3	7.2	1.2	18.7	0	30	1.5	8.0
42	23.5	25.2	3.8	1.5	15.9	8	20	1	2.3
43	16.2	20.1	4.8	2.5	17.8	0	20	1.7	2.1
44	13.8	15.2	1.8	1.6	14.3	0	20	1.3	1.9
45	18.2	20.5	2.3	1.7	17.3	10	20	1.5	3.1
46	17.6	18.9	4.0	3.1	13.6	0	45	1.1	6.9
47	22.5	23.5	14.8	1.2	15.9	0	10	1.5	2
48	35.3	37.3	16.5	1.2	8.2	0	0	1.7	0.8
49	32.5	34.2	5.3	0.8	23	0	20	1.3	3.1
50	30.5	32.3	4.9	2.9	27.6	0	30	1.3	2.7
51	荷重オーバーで熱延中止								
52	29.8	32.3	5.1	1.6	11.3	0	40	1.1	1.6
53	31.3	33.3	4.7	1.5	30.5	0	20	1.5	3.2
54	16.2	16.7	2.8	1.6	14	0	20	1.2	1.8

【 0 1 2 3 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 2 - 1】

No.	板厚	マイクロ組織	磁気特性				熱間脆性	コスト	評価
		平均結晶 粒径	B50 (全周)	B50 (45°)	W10/400 (45°)	鉄損 劣化率 W _x			
	[mm]	[μm]	[T]	[T]	[W/kg]	[%]			
21	0.30	65.3	1.580	1.600	13.3	43.4	Y	Y	比較例
22	0.30	66.9	1.620	1.720	13.4	37.2	Y	Y	開示例
23	0.30	67.2	1.670	1.730	13.2	30.9	Y	Y	開示例
24	0.30	67.5	1.570	1.650	13.5	41.2	Y	Y	比較例
25	0.30	68.3	1.620	1.740	13.3	34.5	Y	Y	開示例
26	0.30	71.2	1.650	1.730	12.8	30.8	Y	Y	開示例
27	0.30	60.3	1.550	1.690	13.5	53.6	Y	Y	比較例
28	0.30	63.2	1.630	1.733	13.0	31.5	Y	Y	開示例
29	0.30	68.5	1.650	1.710	13.1	34.3	Y	Y	開示例
30	0.30	59.7	1.560	1.590	13.5	45.2	Y	Y	比較例
31	0.30	40.2	1.570	1.630	14.5	37.9	Y	Y	比較例
32	0.30	66.5	1.640	1.740	12.6	33.3	Y	Y	開示例
33	0.30	48.2	1.550	1.590	13.9	28.8	Y	Y	比較例
34	0.30	59.8	1.580	1.690	13.6	41.5	Y	Y	比較例
35	0.30	62.5	1.570	1.720	13.6	40.3	Y	Y	比較例
36	0.30	65.2	1.580	1.720	13.5	29.9	Y	Y	比較例
37	0.30	58.6	1.620	1.720	13.6	23.5	Y	Y	開示例
38	0.30	63.5	1.618	1.721	13.2	35.3	Y	Y	開示例
39	0.30	60.5	1.618	1.750	13.5	28.9	Y	Y	開示例
40	0.30	130	1.623	1.723	13.7	36.5	Y	Y	開示例
41	0.30	149	1.620	1.721	13.8	37.6	Y	Y	開示例
42	0.50	60.3	1.632	1.715	13.4	28.5	Y	Y	開示例
43	0.30	59.3	1.618	1.703	13.5	30.8	Y	Y	開示例
44	0.30	68.3	1.621	1.673	13.3	32.3	Y	Y	比較例
45	0.30	72.5	1.618	1.703	13.1	33.6	Y	Y	開示例
46	0.30	69	1.653	1.663	13.3	38.2	Y	Y	比較例
47	0.20	65	1.625	1.703	12.6	28.6	Y	Y	開示例
48	0.18	67	1.613	1.692	12.8	39.5	Y	Y	比較例
49	0.30	65	1.623	1.719	13.4	33.3	Y	Y	開示例
50	0.30	62	1.621	1.703	13.5	29.8	Y	Y	開示例
51	荷重オーバーで熱延中止								比較例
52	0.30	31.3	1.59	1.62	16.8	45.3	Y	Y	比較例
53	0.30	38.3	1.642	1.743	14.8	30	Y	Y	比較例
54	0.30	65.2	1.62	1.64	13.4	32.5	Y	Y	比較例

【0124】

表1～表3中の下線は、本開示の範囲から外れた条件を示している。

開示例は、磁束密度B50（全周）、磁束密度B50（45°）、鉄損W10／400（45°）のすべてで良好な値で、応力感受性が小さいことがわかる。また、開示例は、熱間脆性および合金コストに問題がないこともわかる。

【0125】

なお、日本国特許出願第2023-001934号の開示はその全体が参照により本明細書に取り込まれる。

本明細書に記載された全ての文献、特許出願、および技術規格は、個々の文献、特許出

10

20

30

40

50

願、および技術規格が参照により取り込まれることが具体的かつ個々に記された場合と同程度に、本明細書中に参照により取り込まれる。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類		F I	
H 0 1 F	3/02 (2006.01)	H 0 1 F	3/02
C 2 1 D	9/00 (2006.01)	C 2 1 D	9/00 S

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 葉子

- (56)参考文献
- 特開2020-139198 (JP, A)
 - 特開2021-134383 (JP, A)
 - 特開2006-219692 (JP, A)
 - 国際公開第2020/153387 (WO, A1)
 - 国際公開第2022/196805 (WO, A1)
 - 国際公開第2021/205880 (WO, A1)
 - 特開平06-220537 (JP, A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
- C 2 2 C 38/00-38/60
 - C 2 1 D 8/12, 9/46
 - H 0 1 F 1/12- 1/38, 1/44