

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016年2月4日(04.02.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/017263 A1

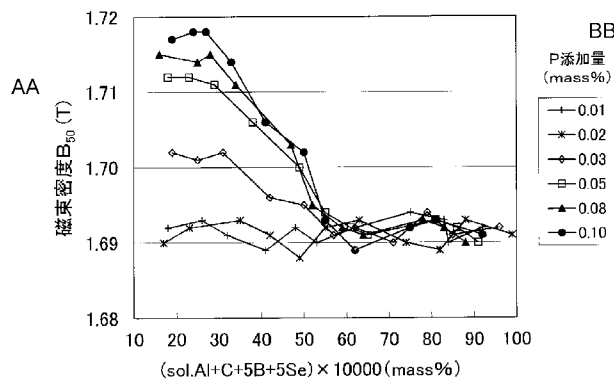
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 8/12 (2006.01) H01F 1/16 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/065761
- (22) 国際出願日: 2015年6月1日(01.06.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2014-155899 2014年7月31日(31.07.2014) JP
特願 2015-031521 2015年2月20日(20.02.2015) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 大久保 智幸 (OKUBO Tomoyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 中西 匡 (NAKANISHI Tadashi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 尾田 善彦 (ODA Yoshihiko); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 小関 新司
- (74) 代理人: 特許業務法人銀座マロニエ特許事務所 (GINZA MARONIE P.C.); 〒1040061 東京都中央区銀座2丁目8番9号木挽館銀座ビル Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR),

[続葉有]

(54) Title: NON-ORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL PLATE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR, AND MOTOR CORE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 無方向性電磁鋼板とその製造方法ならびにモータコアとその製造方法

【図1】



AA Magnetic flux density B₅₀ (T)

BB Amount of P added (mass%)

(57) Abstract: The present invention obtains a non-oriented electromagnetic steel plate with superior magnetic properties by subjecting a slab comprising, in mass%, C: at most 0.005%, Si: 1.0-5.0%, Mn: 0.04-3.0%, sol. Al: at most 0.005%, P: 0.03-0.2%, S: at most 0.005%, N: at most 0.005%, B: at most 0.001% and Se: at most 0.001%; and satisfying sol. Al + C + 5B + 5Se ≤ 0.005 mass% to hot rolling, cold rolling and finish annealing, during which the temperature of the plate on the exit side of a roller is made 100-300 °C for at least one pass in final cold rolling to thereby achieve S, M and C respectively as X-ray intensity ratios of {001} <250>, {111} <112> and {001} <100> in a plate thickness center layer, wherein S/2M is at least 1.0, and S/5C is at least 1.0. Moreover, the steel plate is used to produce a motor core.

(57) 要約:

[続葉有]



WO 2016/017263 A1



OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

mass%でC: 0.005%以下、Si: 1.0~5.0%、Mn: 0.04~3.0%、sol. Al: 0.005%以下、P: 0.03~0.2%、S: 0.005%以下、N: 0.005%以下、B: 0.001%以下、Se: 0.001%以下を含有し、かつ、 $sol. Al + C + 5B + 5Se \leq 0.005 mass\%$ を満たすスラブを熱間圧延し、冷間圧延し、仕上焼鈍する際、最終冷間圧延における少なくとも1パスの圧延機出側の板温を100~300°Cとすることで、板厚中心層における{001} <250>、{111} <112>および{001} <100>のX線強度比をそれぞれS、MおよびCとしたとき、 $S/2M$ が1.0以上、 $S/5C$ が1.0以上の磁気特性に優れる無方向性電磁鋼板を得るとともに、上記鋼板を用いてモータコアを製造する。

明 細 書

発明の名称：

無方向性電磁鋼板とその製造方法ならびにモータコアとその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、モータや変圧器等の鉄心材料に用いられる磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板とその製造方法ならびにその無方向性電磁鋼板を用いたモータコアとその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、環境問題やコストダウンの観点から、多くの分野において、消費エネルギーの削減が強く求められている。これに伴い、モータや変圧器等の鉄心材料として広く用いられている軟磁性材料の無方向性電磁鋼板には、低鉄損化および高磁束密度化が求められるようになってきている。

[0003] 無方向性電磁鋼板の鉄損を低減するには、SiやAl等の成分の添加量を増やして、鋼板の電気抵抗を増大させることが有効である。電気抵抗が増大すると、鋼板が磁化されることによって生じる渦電流損が低減するからである。しかし、SiやAlの多量の添加は、磁束密度の低下を招き、モータのトルクが低下したり、銅損が増加したりするという新たな問題を引き起こす。

[0004] そこで、鋼板の集合組織を改善して磁束密度を高める研究開発が従来から積極的になされている。磁束密度を高めるためには、板面に平行な方向に磁化容易軸である $\langle 001 \rangle$ を増やし、磁化困難軸である $\langle 111 \rangle$ や $\langle 110 \rangle$ を減らす、すなわち、磁気特性が良好な集合組織、具体的には、板面と平行な $\{100\}$ 面が多く、磁化容易軸 $\langle 001 \rangle$ が板面内に多く存在する集合組織を発達させることが有効である。

[0005] このような集合組織を発達させる方法として、例えば、特許文献1には、Al含有量を極力低減した上で温間圧延を施す方法が、また、特許文献2には、鋼中にPを添加し、かつ、冷間圧延前に低温・長時間のバッチ焼鈍を施

す方法が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2002-003944号公報

特許文献2：特開2005-200756号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、発明者らの調査・研究によれば、特許文献1に提案された方法では、ある程度の磁束密度向上効果は得られるものの、近年における厳しい要求に応えるためには、さらなる改善が必要である。また、特許文献2に提案された方法は、低温・長時間のバッチ焼鈍が必要となるため、生産性の低下や製造コストの上昇を招くという問題がある。

[0008] 本発明は、従来技術が抱える上記問題点に鑑みてなされたものであり、その目的は、モータや変圧器等に用いて好適な、磁気特性に優れる無方向性電磁鋼板を、コストアップを極力抑制して安定的に提供するとともに、その無方向性電磁鋼板の有利な製造方法を提案することにある。

課題を解決するための手段

[0009] 発明者らは、無方向性電磁鋼板の磁気特性を改善する方法について鋭意研究を行った。その結果、鋼板にPを添加した上で、P偏析を抑制する元素であるAl、CおよびBの含有量を低減することで、磁気特性に好ましい集合組織を発達させることができ、ひいては、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を得ることができることを見出し、本発明を開発するに至った。

[0010] すなわち、本発明は、C：0.005mass%以下、Si：1.0～5.0mass%、Mn：0.04～3.0mass%、sol. Al：0.005mass%以下、P：0.03～0.2mass%、S：0.005mass%以下、N：0.005mass%以下、B：0.001mass%以下、Se：0.001mass%以下を含有し、かつ、上記sol. A

l, C, BおよびSeが、下記式；

$$\text{sol. } Al + C + 5B + 5Se \leq 0.005 \text{ mass\%}$$

を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、板厚中心層における $\{001\} \langle 250 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{001\} \langle 100 \rangle$ のX線強度比をそれぞれS、MおよびCとしたとき、 $S/2M$ が1.0以上、 $S/5C$ が1.0以上であることを特徴とする無方向性電磁鋼板である。

[0011] また、本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、Sn : 0.01~0.2 mass%およびSb : 0.01~0.2 mass%のうちから選ばれる1種または2種を含有することを特徴とする。

[0012] また、本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、REM : 0.0005~0.005 mass%、Mg : 0.0005~0.005 mass%およびCa : 0.0005~0.005 mass%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

[0013] また、本発明の無方向性電磁鋼板は、板厚が0.05~0.30 mmであることを特徴とする。

[0014] また、本発明の無方向性電磁鋼板は、平均結晶粒径が40 μm未満であることを特徴とする。

[0015] また、本発明は、上記のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延した後、均熱温度が800~1200℃、均熱時間が5 min以下の熱延板焼鈍を施し、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚の冷延板とし、仕上焼鈍を施す一連の工程からなる無方向性電磁鋼板の製造方法において、最終冷間圧延における少なくとも1パスの圧延機出側の板温を100~300℃の範囲とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法を提案する。

[0016] また、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法は、最終冷間圧延の圧下率を80%以上とすることを特徴とする。

[0017] また、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法は、上記仕上焼鈍における均

熱温度を600℃以上900℃未満とすることを特徴とする。

[0018] また、本発明は、上記のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板を積層したステータコアとロータコアからなるモータコアであって、ロータコアの平均結晶粒径が40μm未満、ステータコアの平均結晶粒径が40μm以上であることを特徴とするモータコアである。

[0019] また、本発明は、上記に記載の平均結晶粒径が40μm未満である無方向性電磁鋼板を積層したステータコアとロータコアからなるモータコアの製造方法であって、ステータコアに歪取焼鈍を施して平均結晶粒径を40μm以上とすることを特徴とするモータコアの製造方法を提案する。

発明の効果

[0020] 本発明によれば、製造コストの上昇を招くことなく、高い磁束密度を有する無方向性電磁鋼板を安定して製造することができる。

図面の簡単な説明

[0021] [図1] sol. Al, C, BおよびSeの含有量と磁束密度 B_{50} との関係に及ぼすP含有量の影響を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0022] まず、本発明を開発するに至った実験について説明する。

<実験1>

基本成分としてSi:3.35mass%、Mn:0.25mass%を含有し、さらに、C, P, sol. Al, BおよびSeをそれぞれC:0.0005~0.0100mass%、P:0.01~0.2mass%、sol. Al:0.001~0.005mass%、B:0.00001~0.00020mass%およびSe:0.00001~0.00020mass%の範囲で含有する鋼を真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊とした。この際、すべての鋼塊におけるNおよびSの含有量は、0.002~0.003mass%の範囲に制御した。

次いで、上記鋼塊を、1100℃×30分の加熱後、熱間圧延して板厚1.9mmの熱延板とした後、1000℃×30秒の均熱処理後、冷却速度3

0℃/secで室温まで冷却する連続焼鈍を模擬した熱延板焼鈍を施した。その後、酸洗してスケールを除去した後、冷間圧延して最終板厚0.20mmの冷延板とした。

ここで、上記冷間圧延では、素材鋼板（熱延板）を、圧延機出側の板温が150～200℃となるよう事前に加熱しておいてから0.50mmまで圧延する1回目の冷間圧延を行った後、100℃以下の温度で2回目の冷間圧延（最終冷間圧延）を行い、最終板厚0.20mmの冷延板に仕上げた。

[0023] 斯くして得た冷延板に、1000℃×30秒の仕上焼鈍を施した後、エプスタイン試験で磁束密度 B_{50} を測定した。

図1は、上記の測定結果を、横軸に（sol. Al+C+5B+5Se）を、縦軸に磁束密度 B_{50} をとって、Pの含有量別に示したものである。

この図から、Pを0.03mass%以上含有している鋼板では、（sol. Al+C+5B+5Se）を0.005mass%以下に低減することで、磁束密度を高めることができることが明らかとなった。

[0024] 上記のような磁束密度向上効果が得られる原因を調査するため、上記実験に用いた熱延焼鈍板を低温で切断し、その断面をオージェ電子分光法で分析したところ、高い磁束密度が得られた鋼板では、Pが粒界に多く偏析していることがわかった。

また、（sol. Al+C+5B+5Se）が0.00255～0.00275mass%の鋼について、仕上焼鈍後の鋼板の板厚中心部の集合組織をX線で調査した結果を表1に示したが、高い磁束密度を示した鋼板では、 $\{001\} \langle 250 \rangle$ が高く、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ や $\{001\} \langle 100 \rangle$ が低い、すなわち、Sが高く、MおよびCが低い、特徴的な集合組織が得られていることがわかった。

[0025]

[表1]

鋼板 No.	化学成分 (mass%)						磁束密度B ₅₀ (T)	集合組織	
	P	sol.Al	C	B	Se	sol.Al+C+5B+5Se		S/2M	S/5C
1	0.01	0.0011	0.0012	0.00006	0.00001	0.00265	1.693	0.89	0.83
2	0.02	0.0005	0.0017	0.00002	0.00005	0.00255	1.692	0.82	0.84
3	0.03	0.0006	0.0012	0.00008	0.00011	0.00275	1.701	1.11	1.25
4	0.05	0.0009	0.0012	0.00004	0.00008	0.00270	1.712	1.51	1.52
5	0.08	0.0008	0.0014	0.00003	0.00007	0.00270	1.714	1.53	2.15
6	0.10	0.0007	0.0016	0.00002	0.00003	0.00255	1.718	1.65	2.84

[0026] <実験2>

基本成分としてSi : 3.1 mass%、Mn : 0.25 mass%、sol. Al : 0.25 mass%を含有し、さらに、C、P、BおよびSeをそれぞれC : 0.0005~0.0100 mass%、P : 0.01~0.2 mass%、B : 0.00001~0.00020 mass%、Se : 0.00001~0.00020 mass%の範囲で含有する各種成分組成

を有する鋼を真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊とした。この際、すべての鋼塊におけるNおよびSの含有量は、0.002~0.003 mass%の範囲に制御した。

次いで、上記鋼塊を、1100℃×30分の加熱後、熱間圧延して板厚1.9mmの熱延板とした後、1000℃×30秒の均熱処理後、冷却速度30℃/secで室温まで冷却する連続焼鈍を模擬した熱延板焼鈍を施した。その後、酸洗してスケールを除去した後、冷間圧延して最終板厚0.20mmの冷延板とした。ここで、上記冷間圧延では、素材鋼板（熱延板）を事前に加熱し、圧延機出側の板温が150~200℃となるようにして0.50mmまで圧延する1回目の冷間圧延を行った後、100℃以下の温度で2回目の冷間圧延（最終冷間圧延）を行い、最終板厚0.20mmの冷延板に仕上げた。

[0027] 斯くして得た冷延板に、1000℃×30秒の仕上焼鈍を施した後、エプスタイン試験で磁束密度 B_{50} を測定した。その結果、Alを比較的多く含有する鋼板の場合、C、B、PおよびSeの含有量によらず、磁束密度 B_{50} は1.69T程度でほぼ一定であった。また、上記実験に用いた熱延焼鈍板を低温で切断し、その断面をオージェ電子分光法で調査したところ、いずれの鋼板もPの粒界偏析は認められなかった。

[0028] 以上の結果より、鋼板にPを添加し、かつP偏析を抑制する元素であるAl、C、BおよびSe含有量を低減することで、温間圧延やバッチ焼鈍を行うことなく、集合組織を改善できることが明らかとなった。Pは、熱延板焼鈍において結晶粒界に偏析し、粒界強度を高めて、冷間圧延における粒界付近の歪分布を変化し、粒界から核生成する $\{111\} \langle 112 \rangle$ 再結晶粒を低減する。その結果、粒内（変形帯）から核生成する $\{001\} \langle 250 \rangle$ 再結晶粒が相対的に優位となり、 $\{001\} \langle 250 \rangle$ への強い集積が得られるものと考えられる。ここで、変形帯を導入する手段としては、温間圧延が最も効果的である。なお、本発明で得られる鋼板における $\{001\} \langle 250 \rangle$ の集積度は高く、例えば、 $\langle 001 \rangle // ND$ 軸を中心に約20度回

転した $\{001\} \langle 100 \rangle$ にはほとんど集積が認められないことが特徴である。

[0029] 上記のような効果が得られる詳細なメカニズムは明らかでないが、特許文献1には、Alが特定粒界の粒界性格を変化させるとの指摘があることから、Alの低減により粒界構造が変化し、Pが粒界に偏析しやすくなった可能性がある。すなわち、P偏析を阻害するC、B、Seを低減した上で、さらにAlを低減したことにより、Pの粒界偏析が効果的に促進されたものと考えられる。

[0030] 従来、Pの粒界偏析は、比較的低温・長時間の熱処理によって発生すると考えられてきた。例えば、特許文献2によれば、Pを偏析させる熱処理条件は $300 \sim 600^{\circ}\text{C} \times 3 \text{ hr}$ である。しかし、Al、C、BおよびSeを低減した場合には、上記のような高温・短時間の熱延板焼鈍においてもPの偏析が促進されることは、従来の知見からは全く予測ができない現象である。

[0031] 次に、本発明で得られる材料を、モータコアに適用したときのモータ特性を調査するため、リング試験による評価を行った。

C : 0.0013 mass%、Si : 3.4 mass%、Mn : 0.08 mass%、sol. Al : 0.0008 mass%、P : 0.08 mass%、S : 0.0018 mass%、N : 0.0022 mass%、B : 0.00001 mass%、Se : 0.00001 mass%およびSn : 0.03 mass%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成の鋼A、および、C : 0.0011 mass%、Si : 3.4 mass%、Mn : 0.09 mass%、sol. Al : 0.0010 mass%、P : 0.01 mass%、S : 0.0019 mass%、N : 0.0020 mass%、B : 0.00002 mass%、Se : 0.00001 mass%およびSn : 0.03 mass%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成の鋼Bを、それぞれ真空溶解炉で溶製し、鑄造して鋼塊とした。

次いで、上記鋼塊を $1120^{\circ}\text{C} \times 30$ 分の加熱後、熱間圧延して板厚1.

6 mmの熱延板とした後、1050℃×30秒の均熱処理後、30℃/secで室温まで冷却する熱延板焼鈍を施した。その後、酸洗してスケールを除去した後、冷間圧延して最終板厚0.05~0.50 mmの冷延板とした。ここで、上記冷間圧延では、素材鋼板（熱延板）を事前に加熱し、圧延機出側の板温が150~200℃となるようにして0.50 mmまで圧延する1回目の冷間圧延を行った後、100℃以下の温度で2回目の冷間圧延（最終冷間圧延）を行い、最終板厚の冷延板に仕上げた。

[0032] 次いで、上記冷延板に1000℃×30秒の仕上焼鈍を施し、得られた焼鈍後の鋼板から外径45 mm、内径33 mmの寸法のリング試料を打ち抜き、これを10枚積層した後、1次巻線および2次巻線をそれぞれ100ターン巻いて、磁束密度 B_{50} を測定した。また、仕上焼鈍後の鋼板の板厚中心部における集合組織を、X線で測定した。

[0033] 上記磁束密度の測定結果を表2に示した。この結果から、Pの含有量が高い鋼Aから得た鋼板では、冷間圧延後の最終板厚が薄くなるほど磁束密度が高くなっているのに対して、Pの含有量が低い鋼Bから得た鋼板では、最終板厚による影響は認められないことがわかる。

また、 $\{001\} \langle 250 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{001\} \langle 100 \rangle$ のX線強度比を、それぞれS、M、Cとしたときの $S/2M$ および $S/5C$ の値を表2に併せて示したが、鋼Aから得た鋼板では、 $S/2M$ および $S/5C$ の値が、最終板厚が薄くなるほど高くなっているのに対して、鋼Bから得た鋼板では、そのような傾向は認められない。この結果から、Pの粒界偏析による集合組織の先鋭化は、特に最終板厚が薄いときに顕著となることがわかる。

[0034] これは、圧延集合組織の先鋭度が高まることによって、再結晶集合組織の主方位 $\{001\} \langle 250 \rangle$ の先鋭度が高まるためと推定される。このような集合組織の発達により、リング磁気特性が改善される理由については、第一に、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ が低下することにより、板面と平行な磁化困難軸が減少すること、第二に、 $\{001\} \langle 250 \rangle$ の発達により、板面と平

行な磁化容易軸<100>が増加すること、第三に、{001}<100>は板面内に等価な<100>方位を4つ有するのに対して、{001}<250>は板面内に等価な<100>方位を8つ有するため、{001}<250>は{001}<100>よりも面内異方性の低減に有利であること、によるものと考えられる。

本発明は、上記の新規な知見に基いて開発したものである。

[0035] [表2]

鋼板 No.	鋼記号	最終板厚 (mm)	磁束密度 B ₅₀ (T)	集合組織	
				S/2M	S/5C
1	A	0.50	1.692	1.26	1.63
2		0.45	1.693	1.22	1.55
3		0.40	1.691	1.24	1.59
4		0.35	1.692	1.23	1.62
5		0.30	1.701	1.32	1.85
6		0.25	1.704	1.40	1.89
7		0.20	1.711	1.51	2.21
8		0.15	1.714	1.59	2.34
9		0.10	1.715	1.61	2.32
10		0.05	1.711	1.53	2.26
11	B	0.50	1.673	0.93	0.91
12		0.45	1.672	0.94	0.88
13		0.40	1.669	0.92	0.92
14		0.35	1.667	0.91	0.89
15		0.30	1.663	0.89	0.79
16		0.25	1.661	0.87	0.81
17		0.20	1.659	0.88	0.82
18		0.15	1.657	0.85	0.75
19		0.10	1.655	0.82	0.78
20		0.05	1.654	0.76	0.81

[0036] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板（製品板）の成分組成について説明する。

C : 0.005 mass %以下

Cは、0.005 mass %を超えて含有すると、熱延板焼鈍におけるP偏析が抑制され、Pによる磁束密度を向上する効果が失われる。また、磁気時効によって鉄損が劣化する。よって、C含有量の上限は0.005 mass %とする。好ましくは0.002 mass %以下である。

[0037] Si : 1.0 ~ 5.0 mass %

Siは、鋼の比抵抗を増加させ、鉄損を低減する効果があるので、1.0 mass %以上添加する。しかし、5.0 mass %を超えて添加すると、鋼が脆くなり、冷間圧延で破断を起こすようになる。したがって、Si含有量は1.0 ~ 5.0 mass %の範囲とする。好ましくは2.5 ~ 4.0 mass %の範囲である。

[0038] Mn : 0.04 ~ 3.0 mass %

Mnは、鋼の熱間脆性を防止する効果を有するとともに、MnS等の析出物を粗大化させて粒成長性を改善し、さらに、比抵抗を増加させて鉄損を低減する効果があるので、0.04 mass %以上添加する。しかし、3.0 mass %を超えて添加しても、上記の効果が飽和し、コストアップとなるので、Mn含有量は0.04 ~ 3.0 mass %の範囲とする。好ましくは0.1 ~ 1.0 mass %の範囲である。

[0039] sol. Al : 0.005 mass %以下

Alは、含有量がsol. Alで0.005 mass %を超えると、熱延板焼鈍におけるP偏析が抑制され、Pの磁束密度改善効果が失われる。また、微細なAlNが増加し、粒成長性が低下する。よって、Alの含有量は、sol. Alで0.005 mass %以下に制限する。好ましくは0.002 mass %以下である。

[0040] P : 0.03 ~ 0.2 mass %

Pは、本発明においては最も重要な元素の一つであり、熱延板焼鈍の際に粒界偏析し、仕上焼鈍板の集合組織を改善する効果を有するため0.03 mass %以上の添加を必須とする。しかし、0.2 mass %を超えて添加すると、上記効果が飽和し、また、鋼が脆化して冷間圧延で破断を起こし易くなる。よって、P含有量は0.03 ~ 0.2 mass %の範囲とする。好ましくは0.05 ~ 0.1 mass %の範囲である。

[0041] S : 0.005 mass %以下

Sは、含有量が0.005 mass %を超えると、MnS等の析出物が増

加し、粒成長性を阻害する。したがって、S含有量の上限は0.005 mass%とする。好ましくは0.003 mass%以下である。

[0042] N : 0.005 mass%以下

Nは、含有量が0.005 mass%を超えると、AlN等の析出物が増加し、粒成長性を阻害する。したがって、N含有量の上限は0.005 mass%とする。好ましくは0.003 mass%以下である。

[0043] B : 0.001 mass%以下

Bは、含有量が微量でも、P偏析に影響を与えるため、厳しい規制が必要である。特に、Bの含有量が0.001 mass%を超えると、熱延板焼鈍におけるP偏析が抑制され、Pの磁束密度改善効果が失われる。したがって、B含有量の上限は0.001 mass%とする。好ましくは0.0003 mass%以下である。

[0044] Se : 0.001 mass%以下

Seは、Bと同様、微量でも集合組織に影響を与えるため、厳しい規制が必要である。特に、Seの含有量が0.001 mass%を超えると、熱延板焼鈍におけるP偏析が抑制され、Pの磁束密度改善効果が失われる。したがって、Se含有量の上限は0.001 mass%とする。好ましくは0.0003 mass%以下である。

[0045] 本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分組成を満たして含有することに加えて、Pの粒界偏析を阻害するsol、Al、C、BおよびSeが、下記の式を満たして含有することが必要である。

$$\text{sol} + \text{Al} + \text{C} + 5\text{B} + 5\text{Se} \leq 0.005 \text{ mass\%}$$

上記式の左辺の値が0.005 mass%を超えた場合には、熱延板焼鈍におけるPの粒界偏析が抑制され、磁束密度向上効果が得られなくなる。好ましくは0.003 mass%以下である。なお、上記左辺を0.001 mass%未満に低減するのは、製鋼コストが顕著に増加するため、下限は0.001 mass%程度とするのが好ましい。

[0046] 本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分以外の残部は、Feおよび不可避

的不純物である。ただし、磁気特性等の向上を目的として、上記の必須成分に加えて、以下の成分のうちから選ばれる1種または2種以上を含有していてもよい。

S n, S b : それぞれ0.01~0.2mass%

S nおよびS bは、再結晶集合組織の{111}結晶粒を低減して磁束密度を高める効果があるので、それぞれ0.01mass%以上添加することができる。しかし、0.2mass%を超えて添加しても、上記効果が飽和する。よって、S nおよびS bの含有量は、それぞれ0.01~0.2mass%の範囲とするのが好ましい。より好ましくは、それぞれ0.02~0.1mass%の範囲である。

[0047] R E M, M g, C a : それぞれ0.0005~0.005mass%

R E M, M gおよびC aは、硫化物を粗大化し、粒成長性を改善する効果があるので、それぞれ0.0005mass%以上添加することができる。しかし、0.005mass%を超えて添加すると、却って粒成長性が悪化するため、R E M, M g, C aは、それぞれ0.0005~0.005mass%の範囲とするのが好ましい。より好ましくは、それぞれ0.001~0.003mass%の範囲である。

[0048] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。

本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法は、上記した成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延した後、熱延板焼鈍を施し、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚の冷延板とし、仕上焼鈍を施す一連の工程からなる。

[0049] まず、上記に説明した成分組成に調整した鋼は、通常の前処理プロセスで溶製することができる。この際、C, A l, BおよびS eは、製鋼プロセスで混入しやすい元素であるので、スクラップ等の原料は厳格な管理が必要である。続く、鋼素材(スラブ)を製造する方法は、造塊一分塊法や連続鑄造法によるのが一般的であるが、上記方法ではなく、直接鑄造法で100mm以下の厚さの薄鑄片を製造してもよい。

- [0050] 次いで、上記スラブを加熱炉で再加熱して熱間圧延に供するが、鑄造後、再加熱することなく直ちに熱間圧延に供してもよい。熱間圧延条件は、特に制限はなく、常法に従って行なえばよい。なお、薄鑄片の場合には、熱間圧延しても良いし、熱間圧延を省略して、そのまま以後の工程に進めてもよい。
- [0051] 熱間圧延に続く熱延板焼鈍は、均熱温度を800~1200℃、均熱時間を5min以下として行う。均熱温度が800℃未満では、熱間圧延におけるバンド組織が残留してリジングが発生しやすく、一方、1200℃を超えると、効果が飽和するだけでなく、焼鈍コストが上昇するからである。また、均熱時間は生産性を確保する観点から、5min以下とする。より好ましくは、均熱温度は900~1100℃、均熱時間は2min以下である。なお、均熱後の冷却速度は、磁気特性に大きな影響を及ぼさないため、特に規定しないが、1~100℃/secの冷却速度で冷却するのが、生産性や製造コストの観点からは好ましい。なお、焼鈍炉は、バッチ焼鈍炉では生産性が低いため、連続焼鈍炉を用いることが好ましい。
- [0052] 熱延板焼鈍後の鋼板は、その後、酸洗してから、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚の冷延板とする。中間焼鈍を挟む場合は、熱延板焼鈍と同様に連続焼鈍炉で、均熱温度を800~1200℃、均熱時間を5min以下として施すことが好ましい。なお、より好ましい均熱温度は900~1100℃、均熱時間は1sec~2minの範囲である。
- [0053] なお、本発明において、この冷間圧延は重要な工程であり、最終冷間圧延における少なくとも1パスの圧延機出側材料温度（板温）を100~300℃の範囲とすることが好ましい。より好ましくは130~200℃の範囲である。この処理によって、変形帯の形成を促進し、{001} <250>集合組織を発達させることができる。100℃未満では{111}方位の発達が強くなり、一方、300℃を超えると逆に集合組織がランダム化する傾向がある。なお、圧延機出側の板温は、放射温度計や接触式温度計で測定することができる。

- [0054] また、最終冷間圧延の圧下率は、80%以上とすることが好ましい。圧下率を80%以上とすることで、集合組織の先鋭性を高め、リング磁気特性を改善することができる。圧下率の上限は、特に規制しないが、98%を超えると、圧延コストが顕著に増加するので、98%以下とするのが好ましい。より好ましくは85～95%の範囲である。
- [0055] なお、最終板厚、すなわち、製品板厚は、圧下率を高くするため、0.05～0.30mmの範囲とするのが好ましい。より好ましくは0.10～0.20mmの範囲である。
- [0056] 最終冷間圧延後の冷延板は、その後、仕上焼鈍を施し、必要に応じて絶縁コーティングを施して製品板とする。絶縁コーティングは公知のものを用いることができ、無機コーティング、有機コーティング、無機-有機混合コーティングなどを、要求される特性や目的に応じて使い分ければよい。
- [0057] 上記製造方法により得られる本発明の無方向性電磁鋼板は、板厚中心層における $\{001\} \langle 250 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{001\} \langle 100 \rangle$ のX線強度比をそれぞれS、M、Cとしたとき、Sが高くM、Cが低い特徴的な集合組織が得られ、特に、 $S/2M$ および $S/5C$ が1.0以上の集合組織とすることで、優れた磁気特性が得られ、 $S/2M$ および $S/5C$ をそれぞれ1.5以上とすることで、より優れた磁気特性とすることができる。なお、本発明では、上記集合組織は、板厚中心部に対して規定する。表層付近の集合組織は、圧延時の摩擦係数の変動の影響を受けるため、バラツキが大きく、磁気特性との相関がよくないためである。
- [0058] ここで、上記集合組織を測定するには、例えば $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極点図から選んだ複数の極点図（好ましくは3つ以上）を用い、級数展開法やADC法でODFを計算すればよい。本発明で規定する $\{001\} \langle 250 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{001\} \langle 100 \rangle$ 方位の強度は、例えば、ODFにおける、オイラー角 (Φ , ϕ_1 , ϕ_2) でそれぞれ (0° , 23° , 45°) (55° , 90° , 45°) (0° , 45° , 45°) の値を用いればよい。なお、集合組織の測定方法は、

上記の方法に限るものではなく、その他の公知の方法を用いてもよい。

[0059] 上記に説明した方法で製造した本発明の無方向性電磁鋼板は、面内異方性が小さく、磁束密度が高いため、モータコアの材料として好適に用いることができる。しかし、上記鋼板を高速回転モータに適用した場合には、ロータコアのブリッジ部が疲労破壊しやすいという問題がある。この原因は、まだ十分に明らかとなっていないが、Pは再結晶後の結晶粒界へ偏析しやすい成分であるため、製品板の粒界強度が低く、コアを打抜加工する際、端面付近に微細な粒界割れが生じ、これが疲労破壊の起点になっているものと推察している。

[0060] 上記結晶粒界へのPの偏析を抑制するためには、仕上焼鈍温度を低くすることが有効である。具体的には、仕上焼鈍温度を900℃未満とするのが好ましく、800℃未満とするのがより好ましい。なお、仕上焼鈍温度の下限は、再結晶率を100%とし、かつ、転位密度を十分に低減して、鉄損を改善する観点から600℃とするのが好ましい。より好ましくは700℃以上である。

[0061] また、上記のように仕上焼鈍温度を低くすると、結晶粒径が微細化し、引張強度が向上する。一般に、疲労強度（疲労限度）は、引張強さや降伏応力（0.2%耐力）が高いほど高くなるので、結晶粒径の微細化を介しても疲労強度を向上することができる。上記効果を得るためには、仕上焼鈍後の鋼板に結晶粒径は40 μ m未満とするのが好ましい。ここで、上記結晶粒径は、光学顕微鏡で撮影した圧延方向の断面組織写真から、圧延方向と板厚方向について切断法で測定した平均結晶粒径のことをいう。なお、より好ましくは30 μ m未満、さらに好ましくは20 μ m未満である。

[0062] しかし、結晶粒径が40 μ m未満になると、鉄損が増加し、モータ効率が低下するという問題がある。しかし、この問題は、例えば、ハイブリッド自動車（HEV）の動力源に用いられるSPMやIPM等の永久磁石型モータのコアのように、ロータコアの鉄損が小さく、ステータコアの鉄損が支配的である場合には、ロータコアは結晶粒が小さいままとする一方、ステータコア

のみに歪取焼鈍を施して結晶粒を大きくし、鉄損を低減することが有効である。上記の鉄損低減効果を得るためには、歪取焼鈍後の結晶粒径を $40\mu\text{m}$ 以上とするのが好ましい。より好ましくは $70\mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは $90\mu\text{m}$ 以上である。なお、上記歪取焼鈍は、一般的な条件、例えば、均熱温度が $700\sim 900^\circ\text{C}$ 、均熱時間が $10\sim 300\text{min}$ の条件で行うことができる。

実施例 1

- [0063] 表3に示した各種成分組成を有するスラブを $1100^\circ\text{C}\times 30$ 分の再加熱後、熱間圧延して板厚 1.8mm の熱延板とし、連続焼鈍炉で、 $1020^\circ\text{C}\times 20$ 秒の均熱処理後、 $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ で冷却する熱延板焼鈍を施した後、酸洗してスケールを除去し、冷間圧延して最終板厚 0.20mm の冷延板とした。ここで、上記冷間圧延では、4スタンドのタンデム式圧延機を用い、#2スタンドの出側板温が 160°C となるように圧延速度とクーラント量を調節して圧延を行った。次いで、上記冷延板に対して、乾燥窒素-水素雰囲気中で $1000^\circ\text{C}\times 30$ 秒の仕上焼鈍を施し、絶縁コーティングを塗布して製品板とした。
- [0064] 斯くして得た製品板について、エプスタイン試験で磁束密度 B_{50} と鉄損 $W_{10/400}$ を測定するとともに、仕上焼鈍板の板厚中心部における集合組織をX線で測定し、($\{001\}\langle 250\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ および $\{001\}\langle 100\rangle$ のX線強度比を、それぞれS, M, Cとしたときの $S/2M$ 、 $S/5C$ を求めた。その結果を表3に併記した。この結果から、本発明に適合する成分組成を有する鋼板は、優れた磁気特性を有することがわかる。
- [0065]

[表3]

鋼板 No.	化学成分 (mass%)										磁気特性		集合組織		備考	
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	B	Se	その他元素	sol.Al-C+ 5B+5Se	磁束密度 B ₉₀ (T)	鉄損 W _{10/400} (W/kg)	S/2M		S/5C
1	0.0019	3.34	0.12	0.0007	0.01	0.0012	0.0015	0.00003	0.00002	-	0.0029	1.663	10.68	0.85	0.79	比較例
2	0.0012	3.32	0.15	0.0005	0.03	0.0016	0.0014	0.00008	0.00001	-	0.0022	1.675	10.23	1.21	1.18	発明例
3	0.0021	3.34	0.09	0.0008	0.03	0.0015	0.0013	0.00012	0.00010	-	0.0040	1.669	10.31	1.16	1.08	発明例
4	0.0028	3.39	0.14	0.0016	0.03	0.0014	0.0016	0.00018	0.00016	-	0.0061	1.664	10.65	0.87	0.82	比較例
5	0.0011	3.34	0.12	0.0006	0.07	0.0009	0.0011	0.00003	0.00005	-	0.0021	1.691	9.67	1.63	2.03	発明例
6	0.0019	3.29	0.11	0.0009	0.07	0.0011	0.0008	0.00014	0.00004	-	0.0037	1.683	9.97	1.48	1.89	発明例
7	0.0023	3.26	0.08	0.0012	0.07	0.0014	0.0009	0.00042	0.00021	-	0.0067	1.665	10.72	0.86	0.82	比較例
8	0.0015	3.31	0.13	0.0007	0.14	0.0011	0.0016	0.00004	0.00006	-	0.0027	1.688	9.95	1.58	1.99	発明例
9	0.0022	3.41	0.15	0.0011	0.14	0.0016	0.0014	0.00013	0.00003	-	0.0041	1.682	10.05	1.42	1.83	発明例
10	0.0027	3.36	0.15	0.0016	0.14	0.0015	0.0012	0.00015	0.00042	-	0.0072	1.664	10.62	0.86	0.85	比較例
11	0.0012	3.35	0.16	0.0008	0.24	0.0018	0.0016	0.00012	0.00005	-	0.0029	冷間延びで発生のため測定せず				比較例
12	0.0015	3.31	1.24	0.0011	0.06	0.0001	0.0013	0.00002	0.00001	-	0.0023	1.682	9.31	1.61	1.92	発明例
13	0.0013	3.35	0.09	0.0004	0.08	0.0012	0.0015	0.00001	0.00001	Sn:0.05	0.0018	1.705	9.53	1.81	2.25	発明例
14	0.0016	3.41	0.35	0.0006	0.08	0.0007	0.0021	0.00003	0.00005	Sb:0.06	0.0026	1.702	9.59	1.79	2.13	発明例
15	0.0015	3.35	0.21	0.0011	0.07	0.0015	0.0026	0.00005	0.00001	REM:0.0015	0.0029	1.688	9.42	1.55	1.81	発明例
16	0.0021	3.35	0.55	0.0005	0.07	0.0021	0.0018	0.00002	0.00001	Mg:0.0012	0.0028	1.689	9.45	1.57	1.85	発明例
17	0.0016	3.40	0.08	0.0003	0.08	0.0019	0.0016	0.00003	0.00006	Ca:0.0018	0.0024	1.691	9.38	1.61	1.91	発明例
18	0.0013	3.36	0.09	0.0007	0.06	0.0022	0.0009	0.00010	0.00004	Sn:0.05, Ca:0.0025	0.0027	1.704	9.31	1.86	2.18	発明例
19	0.0022	3.36	0.54	0.0004	0.06	0.0015	0.0018	0.00001	0.00001	Sb:0.06, REM:0.0021	0.0027	1.703	9.35	1.83	2.21	発明例
20	0.0022	3.26	0.06	0.0006	0.06	0.0063	0.0012	0.00001	0.00001	-	0.0029	1.671	12.15	1.05	1.09	比較例
21	0.0012	3.31	0.19	0.0010	0.06	0.0018	0.0065	0.00004	0.00004	-	0.0026	1.668	11.98	0.99	0.98	比較例
22	0.0061	3.25	0.08	0.0005	0.07	0.0012	0.0013	0.00002	0.00001	-	0.0068	1.661	11.24	0.86	0.86	比較例
23	0.0022	3.29	0.12	0.0063	0.06	0.0014	0.0009	0.00001	0.00001	-	0.0086	1.659	12.56	0.81	0.75	比較例
24	0.0016	3.34	0.18	0.0002	0.06	0.0014	0.0009	0.0016	0.00001	-	0.0099	1.662	12.23	0.86	0.78	比較例
25	0.0018	3.31	0.16	0.0004	0.07	0.0008	0.0011	0.00001	0.0016	-	0.0103	1.662	12.23	0.86	0.78	比較例

実施例 2

[0066] C : 0.0015 mass%、Si : 3.2 mass%、Mn : 0.18 mass%、sol. Al : 0.0008 mass%、P : 0.07 mass%、S : 0.0015 mass%、N : 0.0018 mass%、B : 0.00001 mass%、Se : 0.00001 mass% および Sn : 0.06 mass% を含有し、残部が Fe および不可避不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを 1100℃×30 分の再加熱後、熱間圧延して板厚 1.6 mm の熱延板とした後、連続焼鈍炉で、1050℃×60 秒の均熱処理後、25℃/sec で冷却する熱延板焼鈍を施した後、酸洗してスケールを除去した後冷間圧延して最終板厚 0.05~0.50 mm の冷延板とした。ここで、上記冷間圧延は、4 スタンドのタンデム式圧延機を用い、圧延速度とクーラント量を調節して、#3 スタンド出側の板温を表 4 に示したように調整した。次いで、上記冷延板に対して、乾燥窒素-水素雰囲気中で 1000℃×10 秒の仕上焼鈍を施し、絶縁コーティングを塗布して製品板とした。

[0067] 斯くして得た製品板から、外径 45 mm、内径 33 mm の寸法のリング試料を打ち抜き、これを 10 枚積層した後、1 次巻線および 2 次巻線をそれぞれ 100 ターン巻いて、磁束密度 B_{50} および鉄損 $W_{10/400}$ を測定した。また、仕上焼鈍後の鋼板の板厚中心層における集合組織 (S/2M、S/5C) を X 線で測定し、それらの結果を表 4 に併記した。この結果から、本発明に適合する条件で製造した鋼板は、磁束密度が高く、優れた磁気特性を有していることがわかる。

[0068]

[表4]

鋼板 No.	冷延条件		磁気特性		集合組織		備考
	#3std 出側板温 (°C)	最終板厚 (mm)	磁束密度B ₅₀ (T)	鉄損W _{10/400} (W/kg)	S/2M	S/5C	
1	50	0.50	1.678	31.59	1.05	1.04	発明例
2	100	0.50	1.688	30.12	1.21	1.59	発明例
3	200	0.50	1.692	29.51	1.26	1.63	発明例
4	300	0.50	1.690	29.92	1.23	1.64	発明例
5	400	0.50	1.681	31.21	1.07	1.08	発明例
6	200	0.30	1.701	12.65	1.36	1.86	発明例
7	200	0.20	1.712	9.63	1.53	2.04	発明例
8	200	0.15	1.715	9.16	1.62	2.24	発明例
9	200	0.10	1.716	8.52	1.65	2.43	発明例
10	200	0.05	1.709	7.21	1.56	2.18	発明例

実施例 3

[0069] 表5に示した成分組成を有するスラブを、1120°Cの温度に20分間の再加熱した後、熱間圧延して板厚1.7mmの熱延板とした。次いで、連続焼鈍炉で990°C×40秒の均熱後、23°C/secで冷却する熱延板焼鈍を施し、酸洗し、冷間圧延して最終板厚が0.14mmの冷延板とした。この際、上記の冷間圧延においては、4スタンドのタンデム圧延機を用い、2パス目の出側温度が150°Cとなるように、圧延速度とクーラント量を調節した。次いで、上記冷延板に対して、乾燥窒素-水素雰囲気中で、表5に示す温度で30秒間均熱する仕上焼鈍を施した後、絶縁被膜を被成して製品板とした。

[0070] 上記のようにして得た製品板について、エプスタイン試験で磁束密度B₅₀と鉄損W_{10/400}を測定した。

また、上記製品板の圧延方向断面の平均結晶粒径を切断法で測定するとともに、板厚中心層における集合組織(S/2M、S/5C)をX線で測定した。

また、JIS5号引張試験片および疲労試験片(平行部の幅10mm、長さ200mm、平行部を800番のエメリー紙で研磨)を作製し、室温で引張試験を行い、0.2%耐力を測定するとともに、疲労試験を実施し、疲労

限度を測定した。ここで、上記疲労限度の測定は、応力比0.1（引張－引張）、周波数20Hz、最大繰返し数10⁷回の条件とした。

さらに、上記製品板に、N₂雰囲気下で780℃×2hrの歪取焼鈍を施し、上記と同様にして、磁気特性、平均結晶粒径および集合組織（S／2M、S／5C）を測定した。

[0071] 上記の測定結果を表5中に併記した。この結果から、本発明に適合する成分組成の鋼板は、仕上焼鈍温度が900℃以上では疲労限が低下しているが、仕上焼鈍温度を900℃未満とすることで、高い疲労限度を確保できていることがわかる。また、上記鋼板は、歪取焼鈍後により、優れた鉄損と磁束密度を得ることができている。

[0072]

[表5]

鋼板 No.	表3の 鋼No.	仕上焼鈍 温度 (°C)	製品板の特性					至取焼鈍後の特性					備考		
			結晶 粒径 (μm)	磁束密度 B ₅₀ (T)	鉄損 W _{10/400} (W/kg)	0.2% 耐力 (MPa)	疲労 限度 (MPa)	S/2M	S/5C	平均 結晶粒径 (μm)	磁束密度 B ₅₀ (T)	鉄損 W _{10/400} (W/kg)		S/2M	S/5C
1	1	750	17	1.654	18.21	501	440	0.82	0.76	104	1.654	9.27	0.81	0.74	比較例
2		1000	104	1.653	9.36	399	380	0.81	0.75	106	1.653	9.24	0.80	0.76	比較例
3	5	760	16	1.693	18.01	499	450	1.65	2.02	103	1.693	9.13	1.82	2.03	発明例
4		840	25	1.691	14.26	447	380	1.61	1.99	105	1.696	9.12	1.68	2.02	発明例
5		930	52	1.694	11.92	423	330	1.63	2.03	106	1.695	9.15	1.64	2.01	発明例
6	7	990	101	1.692	9.23	392	320	1.64	2.04	102	1.694	9.14	1.63	2.06	発明例
7		750	15	1.654	18.22	503	440	0.81	0.75	102	1.661	9.21	0.82	0.76	比較例
8		820	22	1.656	14.96	453	420	0.80	0.77	99	1.660	9.19	0.79	0.76	比較例
9		940	56	1.655	12.01	413	390	0.79	0.74	101	1.663	9.23	0.81	0.75	比較例
10		1000	99	1.653	9.42	395	380	0.81	0.76	100	1.662	9.22	0.82	0.77	比較例
11		13	770	18	1.704	17.52	502	440	1.82	2.13	100	1.704	9.18	1.80	2.18
12	880		38	1.701	13.37	434	380	1.81	2.16	101	1.703	9.19	1.83	2.13	発明例
13	930		55	1.704	11.83	422	320	1.79	2.17	99	1.706	9.21	1.78	2.15	発明例
14	1000		95	1.703	9.54	405	310	1.80	2.14	98	1.705	9.23	1.82	2.16	発明例
15	17	750	15	1.691	18.12	505	430	1.57	1.85	104	1.693	9.08	1.58	1.83	発明例
16		830	26	1.692	14.16	445	400	1.57	1.88	105	1.693	9.11	1.59	1.84	発明例
17		920	59	1.689	11.52	415	320	1.59	1.86	103	1.695	9.09	1.57	1.87	発明例
18		990	105	1.690	9.12	396	300	1.58	1.88	105	1.694	9.06	1.60	1.85	発明例
19	18	780	19	1.703	16.40	489	440	1.83	2.14	101	1.703	9.07	1.86	2.11	発明例
20		890	38	1.706	13.16	442	420	1.81	2.11	103	1.706	9.11	1.82	2.14	発明例
21		930	61	1.705	11.46	418	330	1.85	2.09	102	1.706	9.08	1.84	2.11	発明例
22	19	1010	104	1.704	9.13	395	310	1.82	2.12	105	1.705	9.05	1.83	2.08	発明例
23		760	16	1.698	18.33	495	420	1.82	2.13	101	1.699	9.09	1.82	2.14	発明例
24		840	27	1.701	14.32	455	410	1.84	2.17	102	1.702	9.14	1.81	2.15	発明例
25		950	73	1.699	10.70	413	330	1.82	2.14	99	1.703	9.13	1.84	2.16	発明例
26		990	101	1.702	9.21	402	320	1.81	2.16	101	1.702	9.11	1.83	2.12	発明例

請求の範囲

[請求項1] C : 0.005 mass % 以下、Si : 1.0 ~ 5.0 mass %、Mn : 0.04 ~ 3.0 mass %、sol. Al : 0.005 mass % 以下、P : 0.03 ~ 0.2 mass %、S : 0.005 mass % 以下、N : 0.005 mass % 以下、B : 0.001 mass % 以下、Se : 0.001 mass % 以下を含有し、かつ、上記 sol. Al, C, B および Se が、下記式を満たして含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成を有し、板厚中心層における {001} <250>、{111} <112> および {001} <100> の X 線強度比をそれぞれ S、M および C としたとき、 $S/2M$ が 1.0 以上、 $S/5C$ が 1.0 以上であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

記

$$\text{sol. Al} + \text{C} + 5\text{B} + 5\text{Se} \leq 0.005 \text{ mass \%}$$

[請求項2] 上記成分組成に加えてさらに、Sn : 0.01 ~ 0.2 mass % および Sb : 0.01 ~ 0.2 mass % のうちから選ばれる 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の無方向性電磁鋼板。

[請求項3] 上記成分組成に加えてさらに、REM : 0.0005 ~ 0.005 mass %、Mg : 0.0005 ~ 0.005 mass % および Ca : 0.0005 ~ 0.005 mass % のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の無方向性電磁鋼板。

[請求項4] 板厚が 0.05 ~ 0.30 mm であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の無方向性電磁鋼板。

[請求項5] 平均結晶粒径が 40 μm 未満であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の無方向性電磁鋼板。

[請求項6] 請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の成分組成を有する鋼スラブを熱

間圧延した後、均熱温度が800～1200℃、均熱時間が5min以下の熱延板焼鈍を施し、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚の冷延板とし、仕上焼鈍を施す一連の工程からなる無方向性電磁鋼板の製造方法において、最終冷間圧延における少なくとも1パスの圧延機出側の板温を100～300℃の範囲とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

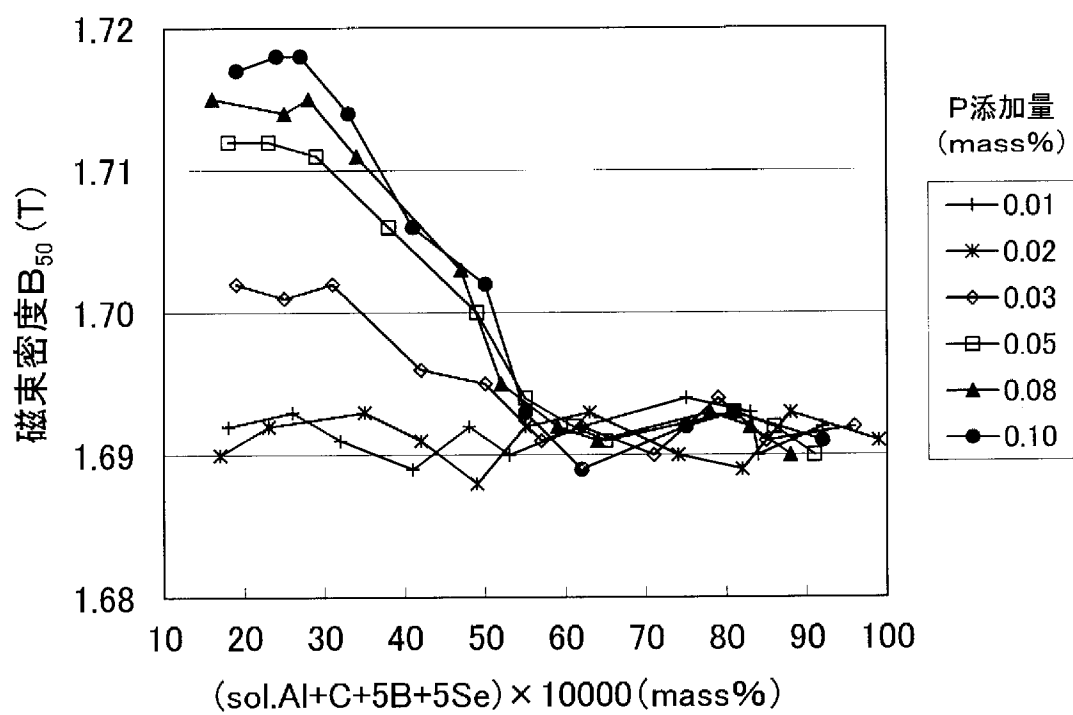
[請求項7] 最終冷間圧延の圧下率を80%以上とすることを特徴とする請求項6に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項8] 上記仕上焼鈍における均熱温度を600℃以上900℃未満とすることを特徴とする請求項6または7に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項1～4のいずれか1項に記載の無方向性電磁鋼板を積層したステータコアとロータコアからなるモータコアであって、ロータコアの平均結晶粒径が40μm未満、ステータコアの平均結晶粒径が40μm以上であることを特徴とするモータコア。

[請求項10] 請求項5に記載の無方向性電磁鋼板を積層したステータコアとロータコアからなるモータコアの製造方法であって、ステータコアに歪取焼鈍を施して平均結晶粒径を40μm以上とすることを特徴とするモータコアの製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/065761

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/12(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, H01F1/16
(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-38/60, C21D8/12, H01F1/16

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2012-149337 A (JFE Steel Corp.), 09 August 2012 (09.08.2012), No.L (Family: none)	6-8 1-5, 9, 10
A	JP 2004-339537 A (JFE Steel Corp.), 02 December 2004 (02.12.2004), examples (Family: none)	1-10
A	JP 2004-292829 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 21 October 2004 (21.10.2004), test no.3 (Family: none)	1-10

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 21 August 2015 (21.08.15)	Date of mailing of the international search report 01 September 2015 (01.09.15)
--	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.
--	---

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/12(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, H01F1/16(2006.01)i			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/12, H01F1/16			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号	
X A	JP 2012-149337 A (J F E スチール株式会社) 2012. 08. 09, No. L (ファミリーなし)	6-8 1-5, 9, 10	
A	JP 2004-339537 A (J F E スチール株式会社) 2004. 12. 02, 実施例 (ファミリーなし)	1-10	
A	JP 2004-292829 A (住友金属工業株式会社) 2004. 10. 21, 試番 3 (ファミリーなし)	1-10	
<input type="checkbox"/> C 欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願		の日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 21. 08. 2015		国際調査報告の発送日 01. 09. 2015	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 佐藤 陽一	4 K 9 7 3 1
		電話番号 03-3581-1101 内線 3435	