(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3870625号
(P3870625)
(45)発行日　平成19年1月24日(2007.1.24)　(24)登録日　平成18年10月27日(2006.10.27)

(51)Int.Cl.		F I		
C21D 8/12	(2006.01)	C21D	8/12	B
C21D 9/46	(2006.01)	C21D	9/46	501A
H01F 1/16	(2006.01)	H01F	1/16	A
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	303U
C22C 38/04	(2006.01)	C22C	38/04	

請求項の数 6　(全 22 頁)

(21)出願番号　特願平11-273153
(22)出願日　平成11年9月27日(1999.9.27)
(65)公開番号　特開2001-98330(P2001-98330A)
(43)公開日　平成13年4月10日(2001.4.10)
審査請求日　平成13年11月28日(2001.11.28)

(73)特許権者　000002118
住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜４丁目５番３３号
(74)代理人　100081352
弁理士　広瀬　章一
(72)発明者　佐野　直幸
大阪市中央区北浜４丁目５番３３号　住友金属工業株式会社内
(72)発明者　富田　俊郎
大阪市中央区北浜４丁目５番３３号　住友金属工業株式会社内
(72)発明者　上野谷　繁雄
大阪市中央区北浜４丁目５番３３号　住友金属工業株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】二方向性電磁鋼板の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなる鋼の熱間圧延をおこない、次いで冷間圧延をおこない、そして焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍をおこなう工程を含む二方向性電磁鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延は、ワークロールの直径Ｄ（ｍｍ）と冷間圧延中の鋼板厚さｔ（ｍｍ）との比（Ｄ／ｔ）が、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満す条件でおこなわれることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項２】

質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなる鋼を熱間圧延し、冷間圧延し、焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍する工程を含む二方向性電磁鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延はその途中で、７５０℃以上の（α＋γ）２相域に加熱し、冷却時のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分以下である中間焼鈍を施すものであることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項３】

質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなる鋼を熱間圧延し、冷間圧延し、焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍する工程を含む二方向性電磁

鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延は、ワークロールの直径Ｄ（ｍｍ）と冷間圧延中の鋼板厚さｔ（ｍｍ）との比（Ｄ／ｔ）が、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満し、かつ、その途中で、７５０℃以上の（α＋γ）２相域に加熱し、冷却時のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分以下である中間焼鈍を施すものであることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項４】

冷間圧延の１パスあたりの圧下率を２５％以下とすることを特徴とする請求項１～３のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項５】

冷間圧延時のワークロールと鋼板間の摩擦係数μが０．１０以下になるように潤滑圧延することを特徴とする請求項１～４のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項６】

中間焼鈍の均熱温度（Ｔ、℃）、均熱時間（ｓ、秒）、７５０℃から均熱温度までの平均の加熱速度（Ｖｕ、℃／秒）および均熱温度から７５０℃までの平均の冷却速度（Ｖｄ、℃／秒）から下記式で計算される均熱係数Ｇが４５００（℃＊秒）以上となるようにこれらの条件を選定して中間焼鈍することを特徴とする請求項２～５のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【数１】

$$G=\left\{\frac{(T-750)}{V_u}+\frac{(T-750)}{V_d}+2s\right\}\times(T-750)$$

【発明の詳細な説明】

【０００１】

【発明の属する技術分野】

本発明は、磁気特性に優れた二方向性電磁鋼板の製造方法に関する。

【０００２】

【従来の技術】

従来より電動機、発電機、変圧器などの磁心材料には珪素含有率の高い電磁鋼板が用いられている。この電磁鋼板には、交流磁界中で磁気エネルギー損失が少ないことと高い磁束密度を有することが求められる。これらを実現するには、鋼の電気抵抗を高め、磁化容易方向である体心立方格子の＜００１＞軸が使用磁界方向に集積した集合組織を形成させることが有効とされている。

【０００３】

図１は電磁鋼板の集合組織の説明図である。図１（ａ）は体心立方格子の｛１１０｝面が鋼板表面に平行で、＜００１＞軸が圧延方向のみに集積した組織であり、変圧器の巻き鉄心のように鋼板の圧延方向に磁束が流れる用途に適する。このような集合組織を持つ電磁鋼板は一方向性電磁鋼板と称される。　図１（ｂ）は｛１００｝面が鋼板表面に平行で、＜００１＞軸が特定の方向性を持たずに存在する組織であり、回転機の鉄心のように板面内の様々な方向に磁束が流れる用途に好適である。図１（ｃ）は｛１００｝面が鋼板表面に平行で、＜００１＞軸が圧延方向と幅方向に集積した組織である（以下、単に｛１００｝＜００１＞集合組織とも記す）。

【０００４】

｛１００｝＜００１＞集合組織を有する鋼板は、圧延方向と圧延直角方向共に優れた磁気特性を備えているので二方向性電磁鋼板と称され、巻き鉄心のみならず積み鉄心のように圧延方向と幅方向の互いに直交する二方向に磁束が流れる用途に特に好適である。

【０００５】

本発明者らは｛１００｝面が鋼板表面に平行な集合組織を備えた電磁鋼板およびその効率的な製造方法に関する研究を進め、これまでに以下に述べるような技術を開示した。

【０００６】

特開平７－１７３５４２号公報では、｛１００｝面が鋼板表面に平行な集合組織を有する磁気特性の優れた珪素鋼板の製造方法を開示した。それは、質量％でＣ：１％以下、Ｓｉ：０．２～６．５％、Ｍｎ：０．０５～３％を含有した冷間圧延鋼板をタイトコイル状態もしくは積層状態にし、かつ、脱炭促進物質、もしくは、脱炭促進物質と脱Ｍｎ促進物質の両方を焼鈍分離材として鋼板間に介在させて最終焼鈍する方法であった（以下、この製造方法を「ＭＲＤ法」［Manganese Removal Decarburization Process ］とも記す）。

【０００７】

ＭＲＤ法では、最終焼鈍時の脱炭過程においてオーステナイト（γ）がフェライト（α）に変態する（γ→α変態）際に、表面エネルギー的に安定な｛１００｝面を有する再結晶粒を鋼板表層部に生成させ、その後脱炭を進行させて該再結晶粒を選択的に成長させることにより｛１００｝面集合組織を有する鋼板を得るものである。その際、焼鈍分離材に脱Ｍｎ促進物質を含有させることにより、鋼板表面からのＭｎ昇華を促進し、これによりγ→α変態を促進させて｛１００｝面集合組織の発達を強めることができることも示した。

【０００８】

特開平９－２０９６６号公報では、前記ＭＲＤ法による電磁鋼板に関し、鋼板表面のＭｎ濃度と板厚中心部のＭｎ濃度の比が０．９０以下、かつ厚さ方向でのＭｎ濃度減少割合の最大値が０．０５質量％／μｍ以下である脱Ｍｎ層を有する電磁鋼板を開示した。上記公報には、中間焼鈍を挟む複数回の冷間圧延により最終板厚とした鋼板を最終焼鈍することにより二方向性電磁鋼板が得られることも示した。

【０００９】

国際特許出願ＷＯ９８／２０１７９号公報において、磁気特性がより優れた二方向性電磁鋼板の製造方法として、所定量のＣ、ＳｉおよびＭｎを含有する熱間圧延鋼板を中間焼鈍を含む２回以上の圧延による冷間圧延を施し、その後、鋼板間に焼鈍分離材を介在させて減圧下で焼鈍する二方向性電磁鋼板の製造方法であって、中間焼鈍時の加熱速度を急速加熱とすることにより磁気特性を向上させる方法を開示した。

【００１０】

【発明が解決しようとする課題】

本発明者らのその後の研究によれば、前記各公報に開示された方法では、十分に集積した｛１００｝＜００１＞集合組織が安定して得られず、製造チャンスや鋼板幅方向位置などにより磁気特性の変動が生じることがあるという問題が判明した。

【００１１】

本発明の目的はこれらの問題点を解決し、板面と平行な｛１００｝面と、圧延方向と幅方向に＜００１＞軸とが集積した集合組織が安定して得られ、磁気特性が良好でばらつきも少ない二方向性電磁鋼板の製造方法を提供することにある。

【００１２】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、前記ＭＲＤ法により｛１００｝面方位を優先的に発達させる方法を基にして、二方向性電磁鋼板を安定して製造する方法について種々研究を重ねた。その結果、鋼の冷間圧延条件および／または中間焼鈍条件を特定範囲に限定することにより、安定して良好な｛１００｝＜００１＞集合組織を得ることができることを知った。

【００１３】

その条件は、（ａ）冷間圧延時のワークロール径を大きくし、１パスあたりの圧下率を低く制限し、潤滑がよい状態で冷間圧延すること、（ｂ）冷間圧延の途中で少なくとも１回のα＋γの２相域の温度での中間焼鈍をおこない、かつ、上記中間焼鈍の内の少なくとも１回は冷却時にＡ１点直上からパーライト変態ノーズ温度までの間を急速冷却すること、であった。

【００１４】

（ａ）冷間圧延条件；

従来、二方向性電磁鋼板を製造する際の冷間圧延に関しては、例えば上記ＷＯ９８／２０１７９号公報では、「中間焼鈍を挟む前後の冷間圧下率が４０～８５％であればよい」と

あり、特開平９－２０９６６号公報には、「積算圧下率で５０％以上、好ましくは７０％以上がよい、さらには（中間焼鈍前の）１回目の圧下率を３０～９０％とするのが望ましい」と記載されているにとどまっている。上記公報での冷間圧延率あるいは積算圧下率は鋼板の初期厚と中間焼鈍をおこなう時点の板厚から求めるものと定義されている。例えば、厚さ３ｍｍの熱延板を０．７５ｍｍまで冷間圧延してから中間焼鈍し、続いて０．３５ｍｍに冷間圧延して最終焼鈍に供したとすれば、中間焼鈍前の冷間圧延（一次冷間圧延）での圧延率（あるいは圧下率）は７５％であり、中間焼鈍後の冷間圧延（二次冷間圧延）のそれは５３％となる。

【００１５】

上記圧下率は上述したように一次冷間圧延または二次冷間圧延の開始前と終了時点との厚さから計算されるものであり、後ほど述べる１パス当りの圧下率ではない。以上述べたように従来の技術では１パス当りの圧下率が集合組織あるいは磁気特性におよぼす影響については何ら言及されていない。

【００１６】

本発明者らは冷間圧延条件の集合組織に対する影響を明らかにするべく種々研究を重ねた。質量％でＣ：０．０６６％、Ｓｉ：２．７８％、Ｍｎ：１．２５％を含有する厚さ：８０ｍｍ、幅：３００ｍｍ、長さ：９００ｍｍのスラブを熱間圧延して厚さ：３ｍｍの熱間圧延鋼板とし、これを酸洗して表面のスケールを除去した後、厚さ：０．７５ｍｍまで一次冷間圧延し、１０５０℃にて３０秒間保持する中間焼鈍をおこない、その後厚さ：０．３５ｍｍまで二次冷間圧延した。

【００１７】

図２（ａ）～（ｃ）上記は二次冷間圧延ままの鋼板表層部のＸ線積分強度の分布と、それを最終焼鈍した後の磁束密度を示すグラフである。

図２（ａ）は冷間圧延時のワークロール直径（以下、単に「ロール径」とも記す）の影響を示すものであり、一次冷間圧延、二次冷間圧延共に圧延油を使用し、１パス当たりの最大圧下率は３０％未満である。ロール径は３８ｍｍ、または１５０ｍｍである。

圧延油を用いないで圧延する（無潤滑圧延）場合にはワークロールと鋼板との間の摩擦係数μは０．２程度であるが、圧延油を用いて圧延する場合（潤滑圧延）のμは０．０５程度にまで低減される。

【００１８】

図２（ｂ）は１パス当たりの最大圧下率の影響を示すもので、一次冷間圧延、二次冷間圧延共に圧延油を使用せず、ロール径は１５０ｍｍである。図２（ｃ）は圧延油使用の効果を示すもので、一次冷間圧延、二次冷間圧延共にロール径を１５０ｍｍとし、１パス当たりの最大圧下率を２０％以下としたものである。いずれの図共に縦軸は各結晶方位の回折強度をランダム試料のＸ線回折強度に対する比率である比強度として示した。

【００１９】

図２（ａ）～（ｃ）に示すようにロール径が大きく、１パスあたりの圧下率が低く、潤滑して圧延されると鋼板の表層部の｛２２２｝集積度が増大し、相対的に｛２００｝集積度が低下している。このような圧延集合組織を備えた冷間圧延鋼板を最終焼鈍すると｛１００｝＜００１＞集合組織が強く形成され、図２（ｄ）に示すように磁束密度B_{10}が１．８Ｔを超えて高い磁気特性に優れた二方向性電磁鋼板が得られる。

【００２０】

本発明者らの研究結果によれば、最終製品の｛１００｝＜００１＞集合組織を発達させるには、ロール径Ｄ（ｍｍ）と板厚ｔ（ｍｍ）との比率Ｄ／ｔを特定の範囲よりも大きくするのがよい。また、１パスあたりの圧下率が２５％を超えない範囲で圧延するのがよい。さらには、潤滑圧延がよい。

【００２１】

冷間圧延鋼板の集合組織のＸ線回折積分強度は、鋼板表層での積分強度のみならず鋼板の厚さ方向での積分強度分布も上記した圧延条件に強く依存する。

以上述べた圧延条件が最終製品の｛１００｝＜００１＞集合組織に影響する理由は以下の

ように考えられる。

【００２２】

図３は、図２で述べたのと同一の熱間圧延鋼板を、厚さ：０．７５ｍｍまで一次冷間圧延した際、無潤滑、かつ、１パス当たりの圧下を強圧下した場合と、潤滑圧延で弱圧下とした場合の一次冷間圧延鋼板の厚さ方向の集合組織変化を調査した結果の例を示すグラフである。

【００２３】

図３（ａ）に示す無潤滑で強圧下圧延した場合には鋼板表面で｛１１０｝集合組織が強く、｛１１１｝や｛１００｝集合組織が弱い。他方、図３（ｂ）に示す潤滑しつつ弱圧下圧延した場合には表層部はもちろん厚さ方向内部でも｛１１１｝や｛１００｝集合組織が強くなっている。

【００２４】

摩擦係数が大きい熱間圧延では、鋼板表層部分で強いせん断応力が働くため、鋼板表層にいわゆるＧｏｓｓ方位｛１１０｝＜００１＞が発達することが知られているが、上記の結果は、冷間圧延においても、無潤滑で強圧下圧延すると鋼板表層部分に強いせん断応力が働いていることを示唆している。

【００２５】

ロール径や１パスあたりの圧下率は鋼板表層部でのせん断変形挙動に影響し、圧延集合組織に影響を及ぼしているものと考えられる。ＭＲＤ法では、最終焼鈍において鋼表面に平行に｛１００｝面を有する再結晶粒の表面エネルギーの差に起因する優先成長を利用しているので、鋼板表層部分での集合組織成分が極めて重要である。鋼板表層部分でせん断変形が強く、圧延集合組織として｛１１０｝集合組織が強い場合には、最終焼鈍で｛１００｝＜００１＞再結晶集合組織が発達しにくいものと考えられる。

【００２６】

（ｂ）中間焼鈍条件；

本発明が規定する化学組成を有する鋼の室温における平衡相はフェライト（α）とセメンタイト（Fe_3C）であり、通常の熱間圧延を経て冷間圧延された鋼板は、圧延方向に展伸して押しつぶされたフェライト粒とセメンタイトからなるバンド状の組織を呈し、セメンタイトの近傍にはフェライトとセメンタイトが層状に交互に重なったパーライトが形成される。

【００２７】

この状態の鋼板を（α＋γ）２相域に加熱して焼鈍すると、セメンタイトが分解して（α＋γ）２相状態となる。これを室温まで冷却するとγ相が変態するが、その際の生成物は冷却条件によって異なり、冷却速度が大きいとマルテンサイトが生じ、冷却速度が小さいとパーライトが生じる。冷却速度がマルテンサイト生成よりもさらに大きい場合にはγ相は残留γとしてそのまま残ることが知られている。

【００２８】

結晶粒は、冷間圧延ままでは圧延方向に押しつぶされて展伸した形態であるが、中間焼鈍後は、数μｍ～１００μｍ程度の粒径の等軸粒からなる再結晶組織となる。中間焼鈍の条件によっては完全な再結晶組織が得られない場合や、正常粒成長から進んでさらに異常粒成長（いわゆる二次再結晶）が生じる場合もある。γ相からの生成物の形態は冷却条件に応じて種々の形となることは前に述べたが、その大部分はフェライトの粒界に分布し、フェライト粒内には殆ど分布しない。このように、中間焼鈍条件を変化させると焼鈍後の結晶組織の相や形態が様々に変化する。

【００２９】

本発明者らはＦｅ－Ｓｉ－Ｍｎ－Ｃ系合金を種々の条件で中間焼鈍し、その条件が最終製品の磁気特性に及ぼす影響について詳細な研究をおこなった。その結果、冷間圧延の途中において７５０℃以上の（α＋γ）２相域に加熱し、かつ、その冷却過程において、Ａ１点直上からパーライト変態ノーズが生じる温度（以下、単に「パーライト変態ノーズ温度」と記す）までの間を２分以内で冷却する中間焼鈍を少なくとも１回施せば、ＭＲＤ法に

おいて最終的な集積度の高い集合組織が安定して形成され、板幅方向に関してもより一様で優れた磁気特性が安定して得られることを知った。

【００３０】

ここで、Ａ１点はγ←→（α＋Fe_3C）なる共析変態が生じる温度であり、鋼の組成や冷却条件から自ずと決定される。また、パーライト変態ノーズ温度は、γを含んだ鋼を種々の温度に急冷して、その温度に保持して恒温変態させた時、パーライト変態が最も短時間で開始する温度である。パーライト変態ノーズ温度は鋼の化学組成によっても変化するが、本発明が規定する化学組成であれば概ね５００～６００℃の範囲にある。従って上記の冷却は、Ａ１点直上から５００℃までの間を２分以内で冷却するのと同一と考えてよい。上記冷却条件は、例えば、この温度範囲を実質的に一定な冷却速度で冷却する場合であれば、冷却速度が２℃／秒以上となるような冷却方法である。

【００３１】

中間焼鈍後２相領域から急速冷却すると、旧γ相であったものの一部あるいはほぼ全部がマルテンサイト変態してフェライト粒界に析出するか、もしくは残留γとしてフェライト粒界に残存する。しかしながら旧γ相がマルテンサイト変態しないほど冷却速度が遅い場合には、フェライト粒界にパーライトが析出する。

【００３２】

この冷却時にフェライト粒界に析出する炭素が濃化した第二相の約７０％以上がパーライトである場合には最終製品の磁気特性が劣化する。つまり、中間焼鈍時に非パーライト粒子の生成比率を高め、パーライトの生成比率を７０％以下にすることにより、最終製品の板幅方向の磁気特性のばらつきが小さく、平均の磁束密度が高い二方向性電磁鋼板が得られる。

【００３３】

中間焼鈍で形成される結晶組織が中間焼鈍後の冷間圧延における冷延集合組織に影響を及ぼすのは、以下の理由によるものと推察される。パーライトはマルテンサイトに比較すると軟質であるために容易に変形し、加工ひずみの集中が緩和される。これに対し、マルテンサイトは基地であるフェライトよりも著しく硬質であり、ここにひずみが集中して冷間圧延中の変形モードや蓄積ひずみ量が変化し、最終焼鈍における再結晶集合組織の発達に好影響を与えるものと考えられる。

【００３４】

残留γは基地のフェライトよりも軟質であるが、室温までもちきたされてもマルテンサイト変態しないことから推察されるように、過剰のＳｉを含有しているため、著しく加工硬化し易くなっており、冷間圧延の初期段階で基地のフェライトよりも硬くなり、マルテンサイトと同様の効果を奏するものと考えられる。

【００３５】

中間焼鈍では、鋼の結晶組織が（α＋γ）２相状態で整粒の再結晶組織となればよい。従って、均熱温度が高いほど、また、高温域での加熱・冷却速度が小さいほど、均熱時間は短時間でよい。すなわち、均熱条件はこれらの条件から定められる均熱係数Ｇがある限界値以上になるようにして中間焼鈍するのが望ましい。

【００３６】

本発明はこれらの新たに得られた知見を基にして完成されたものであり、その要旨は下記（１）～（６）に記載の二方向性電磁鋼板の製造方法にある。

【００３７】

（１）質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有する鋼の熱間圧延をおこない、次いで冷間圧延をおこない、そして焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍をおこなう工程を含む二方向性電磁鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延は、ワークロールの直径Ｄと冷間圧延中の鋼板厚さｔとの比（Ｄ／ｔ）が、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満す条件でおこなわれることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００３８】

（２）質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有する鋼を熱間圧延し、冷間圧延し、焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍する工程を含む二方向性電磁鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延はその途中で、７５０℃以上の（α＋γ）２相域に加熱し、冷却時のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分以下である中間焼鈍を施すものであることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００３９】

（３）質量％で、Ｃ：０．０２～０．２０％、Ｓｉ：２．４～４．０％、Ｍｎ：０．２０～２．０％を含有する鋼を熱間圧延し、冷間圧延し、焼鈍分離材を鋼板間に介在させて減圧下で（α＋γ）２相域で焼鈍する工程を含む二方向性電磁鋼板の製造方法であって、上記冷間圧延は、ワークロールの直径Ｄと冷間圧延中の鋼板厚さｔとの比（Ｄ／ｔ）が、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満し、かつ、その途中で、７５０℃以上の（α＋γ）２相域に加熱し、冷却時のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分以下である中間焼鈍を施すものであることを特徴とする二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００４０】

（４）冷間圧延の１パスあたりの圧下率を２５％以下とすることを特徴とする上記（１）～（３）のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００４１】

（５）冷間圧延時のワークロールと鋼板間の摩擦係数μが０．１０以下になるように潤滑圧延することを特徴とする

上記（１）～（４）のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００４２】

（６）中間焼鈍の均熱温度（Ｔ、℃）、均熱時間（ｓ、秒）、７５０℃から均熱温度までの平均の加熱速度（Ｖｕ、℃／秒）および均熱温度から７５０℃までの平均の冷却速度（Ｖｄ、℃／秒）から下記式で計算される均熱係数Ｇが４５００（℃*秒）以上となるようにこれらの条件を選定して中間焼鈍することを特徴とする上記（２）～（５）のいずれかに記載の二方向性電磁鋼板の製造方法。

【００４３】

【数２】

$$G=\left\{\frac{(T-750)}{V_u}+\frac{(T-750)}{V_d}+2s\right\}\times(T-750)$$

【００４４】

【発明の実施の形態】

以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。なお、以下に述べる％表示は質量％をあらわす。

【００４５】

（Ａ）鋼の化学組成；

Ｃ：最終焼鈍時に、脱炭に伴う（α＋γ）相からのα相への変態を利用した集合組織の制御をおこなうため、熱間圧延に供する鋼（以下、単に「素材鋼」とも記す）のＣ含有量を０．０２％以上とする。Ｃ含有量が０．０２％未満では、最終焼鈍で脱炭する前からすべてα単相となっている場合があり、変態を活用した集合組織形成ができない。Ｃ含有量が０．２０％を超えると、脱炭に長時間を要するうえ、圧延加工が困難になるので、素材鋼のＣ含有量は０．２０％以下とする。Ｃは電磁鋼板の磁気特性を大きく劣化させるので、最終製品中では少ないほどよく、多くても０．００５％以下とするのが望ましい。

【００４６】

Ｓｉ：Ｓｉは電気抵抗を増し、鉄損の一部を構成する渦電流損失を低減させる。Ｓｉはフェライト形成元素であり、Ｓｉ含有量が増すと脱炭によるα相出現の温度を高くする効果

がある。本発明の製造方法では、｛１００｝面方位の形成には（α＋γ）域での高温処理が必要である。脱炭時に高温でα単相となるのが望ましいため、素材鋼のＳｉ含有量は２．４％以上とする。その含有量が４．０％を超えると鋼が脆くなり、変形抵抗が増して圧延が困難になるうえ磁束密度も低下する。これらのことから素材鋼のＳｉ含有量は４．０％以下とする。

【００４７】

Ｍｎ：Ｍｎは鋼の電気抵抗を増し、鉄損を低減させる効果がある。また、最終焼鈍時に脱炭と同時に脱Ｍｎさせることにより、｛１００｝面方位をより一層効果的に発達させることができる。このような効果を得るために、素材鋼のＭｎ含有量は０．２０％以上とする。より安定して優れた磁気特性を得るために望ましくは０．３０％以上とするのがよい。

【００４８】

Ｍｎはオーステナイト形成元素であり、２．０％を超えて含有させると脱炭に伴う（α＋γ）→α変態時に安定化されたγが残留する。残留γは非磁性であり、最終製品の磁気特性を劣化させる。これを避けるために素材鋼のＭｎ含有量は２．０％以下、望ましくは１．５％以下とする。

【００４９】

Ｍｎは最終焼鈍時に脱炭と平行して鋼板から昇華して減少するので、最終製品でのＭｎ量は、素材鋼のＣ量に依存して、すなわち脱炭に要する時間に依存して変化する。電気抵抗および鉄損の観点からは、最終製品において０．１０％以上のＭｎを含有しているのが好ましい。

【００５０】

その他の元素：

Ａｌは一般的に、鋳片の健全性確保やＮの固定などを目的として鋼に添加される場合が多く、電気抵抗を増して磁気特性を改善する効果もある。しかしながらＡｌは窒化物を形成し、脱炭最終焼鈍時の表面で酸化物を形成して｛１００｝面方位の形成を阻害して磁気特性を損なうことがある。このため、本発明においてはＡｌ含有量は少ないほどよい。多くとも０．２０％以下とするのが望ましい。

【００５１】

不可避的に混入する不純物は加工性または磁気特性を劣化させるので少ない方が好ましいが、Ｐ、Ｓ、ＮｂおよびＣｕに関しては各々０．５％以下、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｖ、Ｗ、ＣｏおよびＭｏに関しては各々１％以下、Ｎに関しては０．０５％以下、Ｂに関しては０．００５％以下であれば含有していても本発明の効果を損なうことはない。

【００５２】

製鋼後の熱間圧延～冷間圧延～中間焼鈍～冷間圧延の工程では、鋼の化学組成の変化は無視しうる程度に小さいとみなしてよく、本発明の規定する鋼の化学組成は製鋼終了後の鋼材の化学組成と同等であるとしてよい。

【００５３】

（Ｂ）圧延と中間焼鈍；

熱間圧延：熱間圧延の素材としては、鋳塊を分塊圧延したスラブ、連続鋳造によるスラブ、あるいは連続鋳造した薄鋳片などいずれでもよい。化学組成が上記の範囲を満足する鋼材は、７５０～１０００℃の温度範囲でα＋γの２相組織となり、通常の熱間連続圧延の後段では（α＋γ）２相域での圧延となる。成分の組み合わせによっては、より高温でも２相状態になる。

【００５４】

熱間圧延時の圧延集合組織は、高温のγ相域での圧延では形成され難いが、α相域または（α＋γ）２相域での圧延では顕著に形成される。従って、化学組成が上記の範囲を満足する鋼材では、熱間圧延温度条件は特に設定しなくても、仕上げ圧延過程で圧延による集合組織の形成が可能である。また、熱間圧延後には熱間圧延集合組織を安定化させるなどの目的で熱延板焼鈍を施しても構わない。

【００５５】

冷間圧延：冷間圧延においては、圧延機のワークロール径（Ｄ）と圧延中の鋼板の厚さ（ｔ）との比（Ｄ／ｔ）が、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満足する条件で圧延するのがよい。より望ましくは、Ｄ／ｔ≧１００またはＤ／ｔ≧１００／ｔを満す条件、さらに望ましくはＤ／ｔ≧１２０またはＤ／ｔ≧１００／ｔを満す条件とするのがよい。

【００５６】

圧延の進行に応じてｔが小さくなるが、ｔの減少に応じてワークロール径Ｄを変更しても良いし、上記条件を満たす範囲内で１種類のワークロール径で最終板厚まで圧延してもよい。圧延機のロール段数や圧延速度など上記以外の条件は特に規定するものではなく、Ｄ／ｔ以外は通常使用される公知の圧延機でよい。

【００５７】

熱延鋼板を最終板厚まで冷間圧延する場合に、大圧下圧延は磁気特性にとって好ましい集合組織の形成を阻害するとして、従来は１パスあたりの圧下率を低め（１０～１５％）に抑制する場合が多かった。しかしながらＤ／ｔが上記のような条件を満足していれば、１パスあたりの圧下率を２５％まで増大させることができる。従って本発明の方法によれば従来よりも高い圧下率での冷間圧延が可能となり、磁気特性を阻害しないで効率のよい圧延ができる。

【００５８】

しかしながら、本発明で規定するような大きなワークロール径の圧延機を用いる場合においても、１パスあたりの圧下率は、より望ましくは２０％以下、さらに望ましくは１０％以下とするのがよい。１パスあたりの圧下率が２５％以下である限り、各パスでの圧下率はパスごとに変動しても構わない。

【００５９】

冷間圧延を中間焼鈍を挟んだ複数回の圧延としておこなう場合の、それぞれの圧延における圧下率（積算圧下率、例えば一次冷間圧延であれば、一次冷間圧延の開始前の厚さと終了時の厚さから計算される圧下率）は特に限定するものではなく、通常採用される４０～８５％の範囲であればよい。

【００６０】

冷間圧延時にはワークロールと鋼板間の摩擦係数μを０．１以下にして圧延するのが望ましい。さらに望ましくは０．０５以下がよい。摩擦係数を低下させる方法は特に限定するものではなく、圧延油や潤滑剤を使用するなど公知の方法が適用できる。圧延速度は公知の範囲でよいが、圧延速度の増大はワークロールと鋼板との摩擦係数を低める効果もあるので、圧延速度を増大させることはむしろ好ましい。

【００６１】

中間焼鈍：冷間圧延工程では圧延途中に中間焼鈍をおこなうのがよい。中間焼鈍により冷間圧延が容易になるとともに磁気特性を向上させる効果がある。最終製品の厚さが薄い場合などでは中間焼鈍を２回以上おこなってもよい。

【００６２】

中間焼鈍の均熱温度は７５０℃以上の（α＋γ）２相域がよい。より安定した磁気特性を得るには８５０℃以上とすればなおよい。鋼が（α＋γ）２相状態であれば温度は高くてもよいが、設備や操業上の限界から１２００℃程度以下とするのが好ましい。

【００６３】

中間焼鈍後の冷却はＡ１点直上から５００℃までの冷却時間を２分以下とするのがよい。均熱温度からＡ１点直上まで、および５００℃以下での冷却速度は特に限定するものではない。

【００６４】

中間焼鈍の際の加熱速度は特に限定するものではない。工業的に効率的な生産をおこなうために、急速加熱・急速冷却が可能な連続焼鈍法のような焼鈍方法を用いる場合、前記したような冷却条件となるような通板条件をそのまま適用して昇温しても、もちろん構わないし、冷却条件と別個に加熱速度を設定しても構わない。

【００６５】
均熱時間は、均熱温度が下限の７５０℃近傍である場合には数分～数十分が望ましいが、９００℃以上の温度域で焼鈍する場合には、１０秒以上、より望ましくは３０秒以上がよい。連続焼鈍法などの工業的製造の効率化の観点から均熱時間は５分程度以下が好ましい。
【００６６】
図４は中間焼鈍における均熱係数Ｇと均熱温度、均熱時間、加熱冷却速度の関係を模式的に示すグラフである。中間焼鈍では鋼の圧延組織が整粒の再結晶組織となるように焼鈍すればよい。従ってその条件は、高温域での加熱・冷却速度が小さいほど、均熱温度が高いほど、均熱時間は短時間でよい。すなわち、均熱温度をＴ（℃）、均熱時間をｓ（秒）、７５０℃から均熱温度までの平均の加熱速度をＶｕ（℃／秒）、均熱温度から７５０℃までの平均の冷却速度をＶｄ（℃／秒）とすれば、下記式で表される均熱係数Ｇ（℃＊秒）が４５００以上となる条件で焼鈍すれば十分な再結晶組織が得られる。従ってＧ≧４５００となる範囲で諸条件を設定するのが効率的でよい。
【００６７】
【数３】

$$G=\left\{\frac{(T-750)}{V_u}+\frac{(T-750)}{V_d}+2s\right\}\times(T-750)$$

【００６８】
中間焼鈍の雰囲気は、露点を制御した水素雰囲気や窒素やアルゴン等の不活性ガス雰囲気など、非酸化性のものなら常圧あるいは減圧下のいずれでもよい。中間焼鈍は少なくともその内の１回を上述の条件でおこなえばその効果があるが、複数回中間焼鈍する場合に全ての中間焼鈍を上述の条件でおこなえばなおよい。
【００６９】
（ｃ）最終焼鈍
最終焼鈍は鋼板の形態が長尺である場合はコイル状に巻き、切板状の場合は積層して、１．３×10^4 Ｐａ以下の減圧下ないしは真空中でおこなう。鋼板と鋼板との間には、脱炭促進物質、もしくは脱炭促進物質と脱Ｍｎ促進物質（以下、これらを総称して「反応促進物質」とも記す）を含む焼鈍分離材を介在させて最終焼鈍する。一般的には焼鈍分離材は鋼板同士の焼付きを防止することを目的とするが、本発明では、焼鈍分離材に脱炭もしくは脱炭と脱Ｍｎを促進する機能を持たせる。なお、最終焼鈍での再結晶過程を安定化させるなどの目的で最終焼鈍前の冷間圧延鋼板に急速加熱急速冷却からなる熱処理を施しても構わない。その場合の加熱温度は中間焼鈍と同様であり、７５０℃以上の（α＋γ）２相域とするのがよく、またその上限は１２００℃程度とするのがよい。
【００７０】
脱炭促進物質としては例えばSiO_2、Cr_2O_3、TiO_2、ＦｅＯ、V_2O_3、V_2O_5、ＶＯ等の酸化物などがある。これらの酸化物は単独で使用してもよいし、２種以上を混合して用いてもよい。これらの酸化物を鋼板表面に接触させ、減圧下で高温にすれば、酸化物が分解して放出された酸素と鋼中の炭素が反応して一酸化炭素となる等の反応により脱炭が進行するものと考えられる。反応生成　物としてのＣＯはガスとして系外に排除される。
【００７１】
脱Ｍｎ促進物質としては、最終焼鈍中に鋼板から昇華するＭｎを吸収する作用を有し、かつ、脱炭反応や鋼板の表面エネルギー状態に悪影響を及ぼさないものを用いる。このような物質としては例えばTiO_2、Ti_2O_3、SiO_2、ZrO_2などがある。これら物質は単独でもよいし２種以上の混合物として用いてもよい。脱炭促進物質と脱Ｍｎ促進物質とを混合して用いてもよい。

【００７２】
適切な雰囲気中では鋼板のＭｎは表面から昇華し、鋼板表面近傍にＭｎの欠乏した層（脱Ｍｎ層）が形成される。例えば脱Ｍｎ促進物質としてTiO_2を用いる場合、TiO_2は鋼板から昇華したＭｎを吸収し、結合して複合酸化物（$TiMnO_2$）を形成する。これにより脱Ｍｎが促進される。上記の脱Ｍｎ促進物質のうち、SiO_2やTiO_2には脱炭促進作用もあるので、これら単独でも脱炭と脱Ｍｎの双方を促進することができる。
【００７３】
さらに、必須ではないが、これらの反応促進物質に加えて、高温で安定な無機物、例えば、Al_2O_3、ＣａＯ、ZrO_2、ＭｇＯなどの酸化物、ＳｉＣなど
の炭化物、ＢＮなどの窒化物またはホウ化物のうちの１種または２種以上を混合して含有させても構わない。これにより、反応促進物質の活性度の調整や、取り扱いを容易にするための固体状、スラリー状あるいはペースト状などへの成形が容易になり、また、鋼板への接触性が改善されるなどの効果が得られる。
【００７４】
焼鈍分離材を鋼板間に介在させる方法は任意であり、例えば粉末や液体状（スラリー状あるいはペースト状も含む）にして鋼板に塗布したり、焼鈍分離材組成物を繊維状、さらにはそれをシート状に加工したり、それらの繊維やシートにさらに粉末などを混入させたものを用いてもよい。焼鈍分離材組成物を繊維状またはさらにシート状に加工しておけば取り扱いが容易になるうえ、繊維間に生じる空隙が一酸化炭素の除去やＭｎの昇華を促進する効果も期待できるので好適である。
【００７５】
焼鈍雰囲気は減圧雰囲気ないしは真空がよく、その圧力は1.3×10^4 Ｐａ以下が望ましい。雰囲気の圧力が1.3×10^4 Ｐａを超えると一酸化炭素など反応生成物が鋼板表面から除去されにくいために反応速度が低下する。一層望ましいのは1.3×10^3 Ｐａ以下である。雰囲気圧力は低いほどよく、すなわち真空度は高いほどよいが、工業的に実施するには自ずから限界があるため、下限は1.3×10^{-3}Ｐａ程度である。
【００７６】
鋼板表面への酸化物の生成や内部酸化を抑止し磁気特性の低下を避けるには全板厚にわたって脱炭が完了するまで上記減圧雰囲気で焼鈍するのがよい。しかしながら焼鈍分離材を用いて減圧下で脱炭する主たる目的は、鋼板表面に数μｍ以上の｛１００｝＜００１＞方位の再結晶粒の層を生じさせることにあるので、該再結晶粒層が生じた後は、水素を含む湿性雰囲気で、より高い圧力、ないしは常圧で脱炭しても構わない。
【００７７】
最終焼鈍では（α＋γ）２相域に均熱保持する。この温度領域での脱炭に伴う相変態により鋼板の結晶組織はα単相に変化する。均熱温度の下限は、好ましくは工業的製造が可能な脱炭速度が実現できる８５０℃以上である。その上限は、脱炭してα単相となる限りいくら高温でもよいが、１３００℃を超える高温は工業的に実現するのが困難であるので、最終焼鈍温度の上限は１３００℃程度がよい。最も効果的に｛１００｝＜００１＞方位を形成できる温度は９００～１２００℃である。なお、鋼板表面に｛１００｝＜００１＞方位の再結晶粒の層が生じた後は、脱炭が進行する温度であれば上記のような高温でなくてもよい。
【００７８】
均熱保持時間は３０分～１００時間の範囲とするのが望ましい。３０分未満では脱炭や脱Ｍｎが不十分で表面の｛１００｝＜００１＞方位の再結晶粒の発達が不十分であり、また鋼板の結晶粒成長も十分ではない。保持時間が１００時間を超えると焼鈍効果が飽和するうえ、結晶粒が大きくなりすぎて磁気特性が損なわれることがある。
【００７９】
最終焼鈍を終えた鋼板には、鋼板の平坦度を改善するための焼鈍や、絶縁コーティングや張力コーティング等を施すことは何ら差し支えがない。その方法は任意であり、従来、無方向性電磁鋼板や方向性電磁鋼板にて採用されているのと同様の公知の方法でよい。例え

ばコーティングであれば、リン酸塩系やクロム酸塩系の溶液を塗布し焼き付ける無機質系や、上記無機質系溶液にポリアクリルタイプエマルジョン等の有機樹脂を混合したものを塗布し焼き付ける有機－無機混合系のコーティングが考えられる。これらの皮膜は絶縁性を有するとともに、焼付け後の冷却時の熱収縮により板面内に等方的な張力を付加することができる。

【００８０】

【実施例】

（実施例１）

表１に示す鋼Ｃを真空鋳造し、鋳塊を熱間鍛造して８０ｍｍ厚のスラブとし、１２００℃に加熱し、熱間圧延し、酸洗して厚さ３．０ｍｍ、幅２５０ｍｍの熱延鋼板とし、次いで冷間圧延して最終厚さ０．３５ｍｍの鋼板とした。

【００８１】

【表１】

鋼	化学組成（質量％、残：Ｆｅおよび不可避的不純物）						Ａ１（℃）
	C	Si	Mn	P	S	Al	
A	0.048	2.86	1.16	<0.001	0.0017	0.003	732
B	0.050	2.98	0.98	0.0017	<0.001	<0.001	735
C	0.061	2.78	1.25	<0.001	<0.001	<0.001	729
D	0.052	3.10	1.35	<0.001	<0.001	<0.001	729

【００８２】

冷間圧延時のロール径（Ｄ）は、３８ｍｍ、６８ｍｍ、１０５ｍｍ、１５０ｍｍおよび２００ｍｍの４種類の中から適宜選択した。冷間圧延はいずれも圧延油を用いた潤滑圧延とし、中間焼鈍をしないで最終板厚まで圧延した場合と、１～２回の中間焼鈍を挟んだ２～３回の冷間圧延により最終板厚まで圧延した場合とについておこなった。冷間圧延時の摩擦係数μはロール周速と鋼板の出側速度との差を基に求める先進法により調査した結果０．０５～０．２の範囲であった。１パスあたりの圧下率は全て２５％以下とした。それぞれの圧延におけるパス回数は５～１０パスの範囲であった。

【００８３】

図５は上記圧延途中における板厚（ｔ）とＤ／ｔの関係を示すグラフである（圧延経路図とも記す）。図５で太線はＤ／ｔ＝８０またはＤ／ｔ＝１００／ｔの関係を示し、この線上および線の上部が磁気特性が良好になる範囲である。

【００８４】

中間焼鈍は連続焼鈍シミュレータを利用した。均熱温度はいずれも（α＋γ）２相域である。焼鈍後の冷却速度はＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分以内の場合とそれよりも徐冷した場合の２種類とした。冷却は液体窒素ボンベから取り出した冷たい窒素ガスを鋼板に吹き付けておこなった。表２に中間焼鈍条件を示す。

【００８５】

【表２】

条件	均熱温度（℃）	均熱時間（秒）	加熱速度 V_u（℃/秒）	冷却速度 V_d（℃/秒）	A1点～500℃の冷却時間	正味加熱 G（℃*秒）
a	1000	10	10	10	23～27秒	17500
b	1000	10	10	0.2	19～22分	324000

【００８６】

最終厚さに冷間圧延した鋼板から最終焼鈍用に長さ１００ｍｍ、幅３０ｍｍの短冊状の試験片を、図６に示すように、その長手方向が圧延方向と平行、または幅方向と平行になる

ように採取した。

【００８７】

焼鈍分離材として、Al_2O_3：４８質量％、SiO_2：５１質量％を組成物とする繊維化した脱炭促進物質を４０ｇ／m^2と、脱Ｍｎ促進作用があるTiO_2粉末を２０ｇ／m^2とを使用し、これらを試験片の間に挟んで積層した。最終焼鈍では、０．１３Ｐａ以下の真空中で１℃／分の速度で昇温し、１０７５℃で２４時間保持した。焼鈍後は炉の電源を切断した炉内で冷却した。最終焼鈍後の鋼板を化学分析した結果、Ｃ含有量は全ての試料について０．００２５％以下であった。最終焼鈍後の各試験片の磁気特性は単板磁化特性測定装置で測定した。

【００８８】

表３に圧延経路および中間焼鈍条件と対応させて最終焼鈍後の各試験片から得られた磁気特性を示す。

【００８９】

【表３】

試番	圧延経路と中間焼鈍条件	B_{10}(T)	
		圧延方向	幅方向
1	Ｃ→0.35mm	1.651	1.632
2	Ａ→Ａ1→ｂ→Ａ3→ａ→0.35mm	1.855	1.842
3	Ｂ→Ｂ2→ａ→0.35mm	1.864	1.851
4	Ｂ→Ｂ2→ｂ→0.35mm	1.724	1.713
5	Ｃ→Ｃ3→ａ→0.35mm	1.862	1.853
6	Ｃ→Ｃ3→ａ→Ｄ3→0.35mm	1.697	1.680
7	Ｃ→Ｃ1→ａ→Ｃ3→ｂ→0.35mm	1.756	1.748
8	Ｅ→0.35mm	1.514	1.503
9	Ａ→Ａ1→ｂ→Ｅ1→Ｅ2→ｂ→0.35mm	1.522	1.527
10	Ｂ→Ｂ2→ｂ→Ｅ2→0.35mm	1.536	1.529

注）圧延経路は図５の、中間焼鈍条件は表２の符号を使用。

【００９０】

表３で英語の大文字は図５の大文字に対応するものであり、これから圧延時のワークロール径とＤ／ｔがわかる。英語の小文字は表２の中間焼鈍条件符号に対応する。例えば表３試験番号１に記載の「Ｃ→０．３５ｍｍ」は、図５に記載したように、厚さ３ｍｍの鋼板をロール径１０５ｍｍの圧延機で中間焼鈍無しで最終厚さまで圧延したことを表す。試験番号２に記載の「Ａ→Ａ１→ｂ→Ａ３→ａ→０．３５ｍｍ」は、厚さ３ｍｍの鋼板をロール径２００ｍｍの圧延機で１．６ｍｍに一次圧延し、条件ｂで中間焼鈍し、同一ロール径で０．７５ｍｍに２次圧延し、条件ａで中間焼鈍した後同一ロール径で最終厚さに圧延したことを表す。

【００９１】

試験番号１０に記載の「Ｂ→Ｂ２→ｂ→Ｅ２→０．３５ｍｍ」は、厚さ３ｍｍの鋼板をロール径１５０ｍｍの圧延機で１．６ｍｍに一次圧延し、条件ｂで中間焼鈍し、ロール径３８ｍｍの圧延機で０．３５ｍｍに２次圧延したことを表す。

【００９２】

表３からわかるように、Ｄ／ｔ≧８０またはＤ／ｔ≧１００／ｔなる関係を満す条件で冷間圧延した試験番号１～７では、圧延方向、幅方向共に磁束密度B_{10}が１．６０以上となり、二方向性電磁鋼板として良好な磁気特性が得られた。特に中間焼鈍条件ａを挟んで冷間圧延した場合の磁気特性が良好であった。Ｄ／ｔが上記関係から外れるＥ、Ｅ１、Ｅ２などの圧延経路を経て冷間圧延した試験番号８～１０では、平均磁束密度が低くなった。

【００９３】

（実施例２）

表１に示す鋼Ｂを真空鋳造して得た鋳塊を実施例１と同様の条件で厚さ３．０ｍｍに熱間圧延し、酸洗して、厚さ：０．７５ｍｍまで一次冷間圧延し、中間焼鈍した後最終圧延して厚さ：０．３５ｍｍの冷間圧延鋼板を得た。圧延は一次圧延、最終圧延共に潤滑圧延とし、１パスあたりの最大圧下率はいずれも２５％以下とした。圧延経路は、一次圧延、最終圧延共に１０５ｍｍφロールのみを用いて圧延する場合と、３ｍｍから１．２ｍｍまでを１５０ｍｍφロールで圧延し、その後３８ｍｍφロールで０．７５ｍｍに一次圧延し、その後、３８ｍｍφロールで０．３５ｍｍに最終圧延する２種類とした。図５からわかるように後者はＤ／ｔが好ましくない場合である。中間焼鈍は連続焼鈍シミュレータを利用し、均熱条件や冷却速度を種々変化させた。冷間圧延後は図６に示すように長さ１００ｍｍ、幅３０ｍｍの短冊状の磁化測定用試験片を採取し、実施例１に記載したのと同一条件で焼鈍分離剤を介在させた最終焼鈍を施した。その後、実施例１に記載したのと同様に単板磁気特性測定装置で試験片の磁気特性を測定した。表４に圧延経路、中間焼鈍条件および磁気特性測定結果をまとめて示す。

【００９４】

【表４】

試験番号	圧延経路	中間焼鈍条件				圧延方向			幅方向	
		均熱条件		冷却速度 V_d (℃/秒)	A1点から500℃迄の冷却時間	B_{10}		W17/50	B_{10}	W17/50
		温度 (℃)	時間 (秒)			平均値 (T)	ΔB_{10} (T)	平均値 (W/kg)	平均値 (T)	平均値 (W/kg)
21	C→C3→An→0.35mm	720	600	10	23秒	1.668	0.105	1.68	1.659	1.67
22	C→C3→An→0.35mm	760	600	10	23秒	1.715	0.088	1.52	1.707	1.53
23	C→C3→An→0.35mm	800	30	30	8秒	1.710	0.081	1.52	1.702	1.54
24	C→C3→An→0.35mm	850	30	10	23秒	1.815	0.048	1.37	1.801	1.39
25	C→C3→An→0.35mm	900	20	5	46秒	1.845	0.031	1.28	1.840	1.31
26	C→C3→An→0.35mm	900	30	2	1分55秒	1.732	0.069	1.49	1.724	1.53
27	C→C3→An→0.35mm	1000	20	10	23秒	1.887	0.020	1.13	1.878	1.17
28	C→C3→An→0.35mm	1000	20	30	8秒	1.893	0.012	1.14	1.885	1.17
29	B→B2→E2→E3→An→0.35mm	1000	30	10	23秒	1.765	0.051	1.42	1.751	1.43
30	B→B2→E2→E3→An→0.35mm	1000	30	30	8秒	1.781	0.063	1.39	1.771	1.40
31	C→C3→An→0.35mm	1100	10	0.2	19分10秒	1.674	0.091	1.63	1.668	1.65
32	B→B2→E2→0.35mm	—	—	—	—	1.520	0.147	2.86	1.508	2.90

注）圧延経路欄の符号は図5に記載した符号である。また「An」は中間焼鈍を意味する。

【００９５】

磁気特性の幅方向での変化を見るために、圧延方向の磁束密度について、板幅方向両端部２枚（図６における「１」と「８」）の平均値から、板幅方向中央部２枚（図６における「４」と「５」）の平均値を差し引いた値（ΔB_{10}）も示した。幅方向のB_{10}平均値は、幅方向試験片３枚（図６における「９」、「１０」および「１１」）の平均値を表す。

【００９６】
表４からわかるように、750 ℃以上の（α＋γ）２相域に加熱した後、Ａ１点真上から500 ℃までを２分以下で冷却する中間焼鈍を施した試験番号22～30は、圧延方向、板幅方向共に、1.70Ｔを超える高い磁束密度を有し、磁束密度の板幅方向分布を示すΔＢ$_{10}$は0.10Ｔ以下で幅方向での磁束密度の変動も小さく、二方向性電磁鋼板として極めて良好な磁気特性を有していた。
【００９７】
中でも中間焼鈍の均熱温度が高く冷却速度も大きい試験番号２７と２８は磁束密度レベルおよびその変動共に特に良好な特性を示した。試験番号２９と３０は、中間焼鈍条件は試験番号２７、２８とほぼ同様であったが、冷間圧延時のＤ／ｔが十分には好ましい範囲でなかったために、その磁気特性は試験番号２７、２８に比較するとやや劣った結果となった。中間焼鈍の均熱温度が低すぎた試験番号２１、あるいは、中間焼鈍後のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分を超えた試験番号３１は、二方向性電磁鋼板として良好な磁気特性を有していたが、試験番号２３～３０に比較するとやや劣った結果となった。冷間圧延時のＤ／ｔが好ましくなく、中間焼鈍をおこなわなかった試験番号３２は磁気特性が著しく劣るうえ、二方向性が実現されなかった。
【００９８】
（実施例３）
表１に示す鋼Ｂと鋼Ｄについて実施例１と同様の条件で加熱、熱間圧延、酸洗し、厚さ：０．７５ｍｍまで一次冷間圧延した。冷間圧延のワークロール径は１０５ｍｍ、Ｄ／ｔは１００／ｔ以上であった。１パスあたりの圧下率は２５％以下とした。その後、連続焼鈍シミュレータを利用し、焼鈍後の冷却速度を種々変更した以外は、表２の焼鈍条件番号ａに記載したのと同一の条件で中間焼鈍を施した。その後、ワークロール径：１０５ｍｍ、１パスあたりの圧下率は２５％以下とする条件で二次冷間圧延して厚さ：０．３５ｍｍの冷間圧延鋼板とした。
【００９９】
この冷間圧延鋼板から図６に示した方法で圧延方向または幅方向を長手方向とする長さ１００ｍｍ、幅３０ｍｍの短冊状の磁化測定用試験片を採取した。
その後、実施例１に記載したのと同一の条件で焼鈍分離材を鋼板間に介在させて積層し、０．１３Ｐａ以下の真空中で１℃／分の速度で昇温し、１０７５℃で１６時間保持する最終焼鈍を施した。冷却は焼鈍炉加熱用電源を切断した炉内で冷却した。最終焼鈍後の試験片のＣ含有量は全ての試料について０．００２５％以下であった。最終焼鈍後、各試験片の磁気特性を実施例１に記載したのと同様に単板磁気特性測定装置で測定した。
【０１００】
図７は、最終焼鈍後の試験片の圧延方向の磁束密度Ｂ$_{10}$に対する中間焼鈍後のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間の影響を示すグラフであり、図７（ａ）は鋼Ｂについて、図７（ｂ）は鋼Ｄについてのものである。
【０１０１】
図８（ａ）、（ｂ）は同様にそれぞれ鋼Ｂおよび鋼Ｄの幅方向の磁束密度Ｂ$_{10}$に対する中間焼鈍後のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間の影響を示すグラフである。
【０１０２】
図７および図８からわかるように、中間焼鈍後のＡ１点直上から５００℃までの冷却時間を２分以内とした場合には、鋼Ｂ、Ｄ共に１．７Ｔ以上の高い磁束密度が得られた。しかしながら、上記冷却時間が２分を超えるように徐冷した場合には、板幅方向中央部分での磁束密度が低下し、上記冷却時間が１０分であった場合にはその低下が著しく、平均磁束密度も低かった。
【０１０３】
別途、上記中間焼鈍直前および直後の微細組織を走査電子顕微鏡（ＳＥＭ）により観察し、αフェライト粒界の炭素が濃化した第二相粒の形態を調査し、同時に第二相粒にスジ状のコントラストが観察される部分の第二相粒全体に対する面積率を画像解析装置により計

算した。

【０１０４】

Ａ１点の直上の温度から５００℃までの冷却時間が２分以内の場合には、αフェライト粒界に白色のコントラストをもった団塊状の残留γあるいはマルテンサイトが観察された。冷却時間が２分を超えて長い場合には、それらの領域の大部分はスジ状のコントラストが観察され、これはパーライトになっていると判断された。すなわち、中間焼鈍での冷却においてＡ１点直上から５００℃までの冷却時間を２分以内とすれば、中間焼鈍後の微細組織には残留γあるいはマルテンサイトが現れ、αフェライト粒界の炭素が濃化した第二相粒の内３０％以上が残留γあるいはマルテンサイトになっていた。２分を超えて徐冷するとαフェライト粒界にはパーライトが多量に生成し、残留γあるいはマルテンサイトの生成比率は３０％に満たなかった。

【０１０５】

（実施例４）

表１に示す鋼ＡとＢについて、実施例１と同様の方法で熱間圧延および酸洗して厚さが３．０mmの熱延鋼板を得た。鋼Ａは直径１０５mmのワークロールにより、鋼Ｂは直径２００mmのワークロールにより、共に厚さ０．７５mmまで一次冷間圧延し、いずれも表２に記載の条件ａで中間焼鈍をおこない、二次冷間圧延して最終厚さ０．３５mmの冷間圧延鋼板とした。いずれの二次冷間圧延とも、１パスあたりの最大圧下率を３水準に変更して圧延した。最大圧下率を低くしたケースでは、当然のことながらパス回数は大きくなった。最終焼鈍はいずれも焼鈍分離材の適用方法を含めて実施例１に記載の条件と同一とし、実施例１に記載したのと同様の方法で最終焼鈍後の鋼板の磁気特性を測定した。

表５に得られた磁気特性を二次冷間圧延でのパス回数に対応させて示した。

【０１０６】

【表５】

条件番号	二次冷間圧延条件			B_{10}	
	ロール径 (D) (mm)	最大圧下率 (%)	パス回数	圧延方向 (T)	幅方向 (T)
41	105	30	4	1.742	1.725
42	105	20	8	1.760	1.751
43	105	10	11	1.767	1.756
44	105	5	32	1.821	1.803
45	200	30	7	1.742	1.718
46	200	20	15	1.781	1.772
47	200	10	21	1.847	1.832
48	200	3	40	1.845	1.831

【０１０７】

表５に示されているように、１パスあたりの最大圧下率が３０％に達する強圧下をおこなった試験番号４１および４５ではB_{10}が１．７５Ｔ以下の低い平均磁束密度しか得られなかった。１パスあたりの最大圧下率を２０％以下に低下させたものの磁気特性が良好であった。

【０１０８】

（実施例５）

表１に示す鋼Ｄについて、実施例１と同様の方法で熱間圧延および酸洗して厚さが３．０mmの熱延鋼板を得た。これを直径１０５mmのワークロールにより潤滑または無潤滑にて冷間圧延し、最終厚さ０．３５mmの冷延鋼板を得た。冷間圧延の圧延経路は表３に記載の試番５と同一とした。１パスあたりの最大圧下率は２５％以下とした。パス回数は一次圧延が１０～１２回、二次圧延が１０～１１回であった。実施例１と同様の方法で最終

焼鈍し、磁気特性を測定した。冷間圧延時に潤滑を施さなかった場合のワークロールと鋼板との摩擦係数μは０．２と推定された。その場合の平均磁束密度B_{10}は１．６７Ｔであった。これに対し、ワークロールと鋼板とに圧延油を塗布して一次および二次冷間圧延した場合の平均磁束密度B_{10}は１．８３Ｔであった。

【０１０９】

（実施例６）

表１に示す鋼Ａについて、実施例１と同様の条件で厚さ３．０ｍｍに熱間圧延し、酸洗して、厚さ：０．７５ｍｍまで一次冷間圧延し、中間焼鈍した後最終圧延して厚さ：０．３５ｍｍの冷間圧延鋼板を得た。圧延は一次冷間圧延、最終冷間圧延共に１０５ｍｍφロールのみを用いた潤滑圧延とし、１パスあたりの最大圧下率はいずれも２５％以下とした。中間焼鈍は連続焼鈍シミュレータを利用し、均熱条件や冷却速度を種々変化させた。冷間圧延後は実施例２と同様に短冊状の磁化測定用試験片を採取し、実施例１に記載したのと同一条件で焼鈍分離剤を介在させた最終焼鈍を施した。その後、実施例１に記載したのと同様に単板磁気特性測定装置で試験片の磁気特性を測定した。表６に圧延経路、中間焼鈍条件および磁気特性測定結果をまとめて示す。

【０１１０】

【表６】

試験番号	中間焼鈍条件						圧延方向			幅方向	
	加熱速度 V_u (℃/秒)	均熱条件 温度 (℃)	均熱条件 時間 (秒)	冷却速度 V_d (℃/秒)	A1点から500℃迄の冷却時間	Gの値 (℃*秒)	B_{10} 平均値 (T)	ΔB_{10} (T)	W17/50 平均値 (W/kg)	B_{10} 平均値 (T)	W17/50 平均値 (W/kg)
61	2	850	30	2	1分55秒	16000	1.722	0.076	1.55	1.704	1.60
62	5	900	20	5	46秒	15000	1.812	0.058	1.38	1.807	1.39
63	10	1000	10	10	23秒	17500	1.836	0.032	1.31	1.822	1.33
64	30	1100	5	30	8秒	11667	1.841	0.045	1.32	1.832	1.33
65	10	900	5	10	23秒	6000	1.791	0.055	1.37	1.784	1.40
66	10	850	10	10	23秒	4000	1.664	0.102	1.63	1.652	1.64
67	30	900	5	30	8秒	3000	1.670	0.113	1.61	1.655	1.64
68	10	1000	20	1	3分50秒	78750	1.584	0.132	2.30	1.513	2.77
69	5	1000	10	0.5	7分40秒	142500	1.533	0.162	2.59	1.502	2.92

【０１１１】

表６からわかるようにＡ１点直上から５００℃までを２分以内で冷却した試験番号６１～６７は二方向性電磁鋼板として良好な磁気特性を有していた。しかしながら、均熱係数Ｇが４５００に満たなかった試験番号６６および６７は磁気特性がやや悪かった。Ａ１点直上から５００℃までの冷却時間が２分を超えた試験番号６８および６９は、磁気特性がよくなかった。

【０１１２】

【発明の効果】

本発明によれば、｛１００｝面が板面に平行で、圧延方向とそれに直交する方向の二方向の磁気特性に優れた二方向性電磁鋼板を安定的かつ工業的に効率よく製造することができる。従って電気機器の小型化や高効率化に大きく寄与する。

【図面の簡単な説明】

【図１】電磁鋼板の集合組織の説明図であり、同図（ａ）は｛１１０｝面が板面に平行で、＜００１＞軸が圧延方向のみに集積した組織、同図（ｂ）は｛１００｝面が板面に平行で、＜００１＞軸が板面内に特定の方向性を持たずに存在する組織、同図（ｃ）は｛１００｝面が板面に平行で、＜００１＞軸が板面内の圧延方向と幅方向に集積した組織を示す。

【図２】図２（ａ）～（ｄ）は、冷間圧延直後の二次冷間圧延鋼板表層部の集合組織およびこれらを最終焼鈍した後の磁気特性に対する各冷間圧延条件の影響を示すグラフである。

【図３】図３（ａ）および（ｂ）は、一次冷間圧延条件をそれぞれ強圧下・無潤滑圧延と弱圧下・潤滑圧延とした場合の一次冷間圧延鋼板の厚さ方向での集合組織の変化を示すグラフである。

【図４】　中間焼鈍のヒートパターンを模式的に示すグラフである。

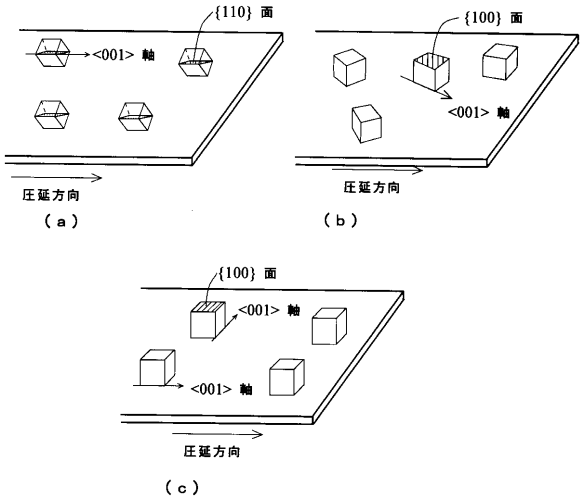
【図５】冷間圧延時の圧延経路を板厚ｔとＤ／ｔとの関係で示すグラフである。

【図６】磁気特性測定用の単板磁化測定用試料の採取位置を示す図である。

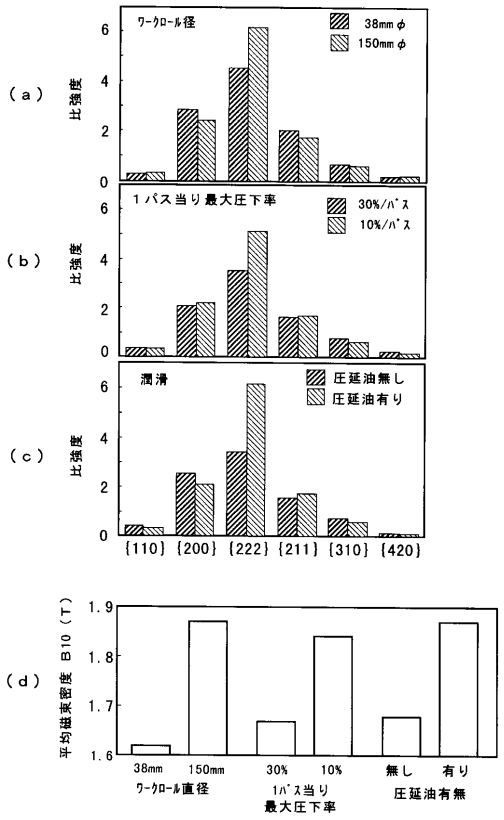
【図７】図７（ａ）および（ｂ）は、鋼Ｂまたは鋼Ｄの圧延方向の磁束密度B_{10}の幅方向分布例を示すグラフである。

【図８】図８（ａ）および（ｂ）は、鋼Ｂまたは鋼Ｄの幅方向の磁束密度B_{10}の幅方向分布例を示すグラフである。

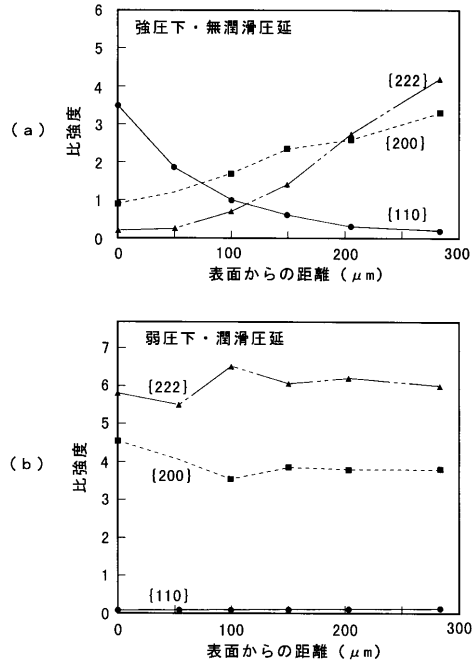
【図１】



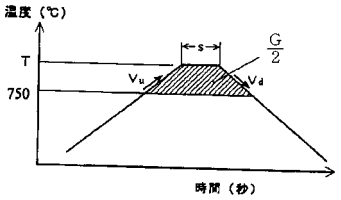
【図２】



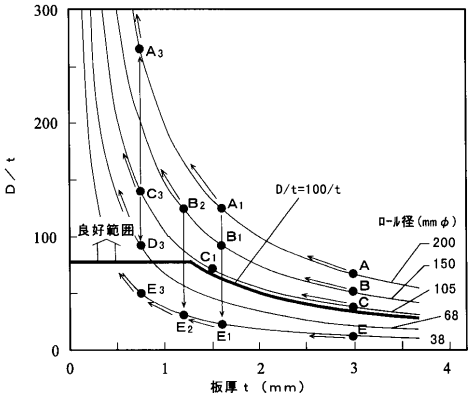
【図３】



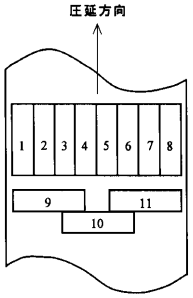
【図４】



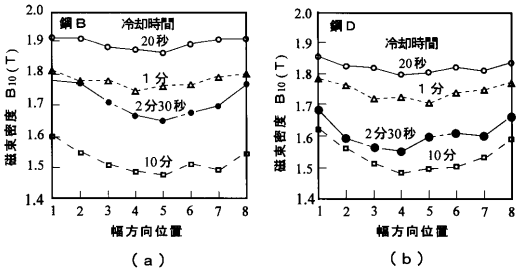
【図５】



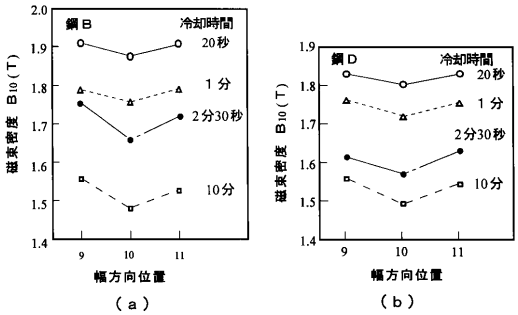
【図６】



【図７】



【図８】



フロントページの続き

(72)発明者　神崎　豊
大阪市中央区北浜４丁目５番３３号　住友金属工業株式会社内

審査官　蛭田　敦

(56)参考文献　国際公開第９８／０２０１７９（WO，Ａ１）
特公平０７－０７４３８７（ＪＰ，Ｂ２）
特開昭６３－１４５７１６（ＪＰ，Ａ）
特開平１１－０１２６５４（ＪＰ，Ａ）
特公平０７－０３３５４５（ＪＰ，Ｂ２）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
C21D 8/12
C21D 9/46
C22C 38/00 ～ 38/60