(19)日本国特許庁(JP)　(12)公開特許公報(A)　(11)特許出願公開番号
特開2021-123764
(P2021-123764A)
(43)公開日　令和3年8月30日(2021.8.30)

(51) Int.Cl.			F I			テーマコード（参考）
C22C	38/00	(2006.01)	C22C	38/00	303U	4K033
C22C	38/06	(2006.01)	C22C	38/06		5E041
C21D	8/12	(2006.01)	C21D	8/12	A	
B21B	3/02	(2006.01)	B21B	3/02		
H01F	1/147	(2006.01)	H01F	1/147	175	

審査請求 未請求　請求項の数 3　ＯＬ　（全 12 頁）

(21) 出願番号　特願2020-18935 (P2020-18935)
(22) 出願日　令和2年2月6日 (2020.2.6)

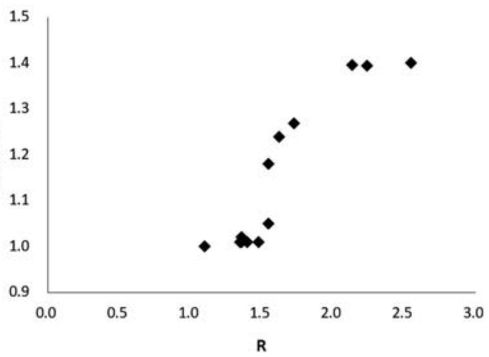
(71) 出願人　000006655
日本製鉄株式会社
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
(74) 代理人　100099759
弁理士　青木　篤
(74) 代理人　100123582
弁理士　三橋　真二
(74) 代理人　100187702
弁理士　福地　律生
(74) 代理人　100162204
弁理士　齋藤　学
(72) 発明者　熊野　知二
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　日本製鉄株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】無方向性電磁鋼板及びその製造方法

(57)【要約】
【課題】長手方向の磁気特性の変動“スキッドマーク”を解消して全体の磁気特性を良好ならしめた無方向性電磁鋼板電磁鋼板並びにその製造方法である。
【解決手段】質量％で、Ｃ：０．００５％以下、Ｓｉ：２．０～３．５％、Ａｌ：０．３～１．０％、Ｍｎ：０．２０％以下、Ｓ：０．００２０％以下、Ｎ：０．００３０％以下を含有し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなる無方向性電磁鋼板において、
板厚をｔとするとき、一方の表面から板厚方向に１／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径と、前記表面から板厚方向に３／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径のうち、小さい方をＧＳ１、大きい方をＧＳ２とするとき、円相当平均粒径比Ｒ＝ＧＳ２／ＧＳ１が１．５以下であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。
【選択図】図６

図6



【特許請求の範囲】
【請求項１】
質量％で、
Ｃ　：０．００５％以下、
Ｓｉ：２．０～３．５％、
Ａｌ：０．３～１．０％、
Ｍｎ：０．２０％以下、
Ｓ　：０．００２０％以下、
Ｎ　：０．００３０％以下
を含有し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなる無方向性電磁鋼板において、
板厚をｔとするとき、一方の表面から板厚方向に１／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径と、前記表面から板厚方向に３／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径のうち、小さい方をＧＳ１、大きい方をＧＳ２とするとき、円相当平均粒径比Ｒ＝ＧＳ２／ＧＳ１が１．５以下である
ことを特徴とする無方向性電磁鋼板。
【請求項２】
請求項１に記載の無方向性電磁鋼板を製造する方法であって、
請求項１に記載の化学成分を有する鋼スラブを加熱するスラブ加熱工程と、
加熱された鋼スラブを熱間圧延して巻き取り、熱間圧延熱鋼帯を得る熱間圧延工程と、
前記熱間圧延熱鋼帯を焼鈍して焼鈍熱延鋼帯を得る熱延鋼帯焼鈍工程と、
前記焼鈍熱延鋼帯を冷間圧延して冷間圧延鋼帯を得る冷間圧延工程と、
前記冷間圧延鋼帯を仕上げ焼鈍して無方向性電磁鋼板を得る仕上げ焼鈍工程と、
からなる無方向性電磁鋼板の製造方法において、
前記スラブ加熱工程では、スキッド上のスラブの断面平均温度が１１５０℃以上であり、
前記熱間圧延工程では、スラブを加熱炉から抽出後、仕上げ圧延開始温度までの間の前記スキッド上に位置したスラブの最冷部の平均冷却速度が１．０℃／秒以下で、かつ、前記仕上げ圧延開始温度が９５０℃以上である、
ことを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。
【請求項３】
前記熱延鋼帯焼鈍工程では、前記熱間圧延鋼帯を９５０℃以上１０００℃以下の温度で３０秒以上連続焼鈍することを特徴とする請求項２に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、熱間圧延起因のコイル内磁気特性変動が無い無方向性電磁鋼板及びその製造方法に関するものである。
【背景技術】
【０００２】
無方向性電磁鋼板は、主に回転機器の鉄芯材料として広く使用されている。特に、昨今の省エネルギーの要求に対応して、安定的に良好な磁気特性と生産性、更には、低コスト化が求められている。また、輸送機器分野での消費量の増大、及び、開発途上国での電化の急激な進展で、無方向性電磁鋼板の需要は急激に増大している。
【０００３】
電磁鋼板は、電気機器に用いられるので、磁気特性が重要である。特に無方向性電磁後板は、良好な鉄損特性（鉄損値が小さい）を確保するため、鉄損特性が良好な高級グレードの無方向性電磁鋼板では、従来から、Ａｌを、Ｓｉの次に多く含有している。
【０００４】
また、近年、高級グレードの無方向性電磁鋼板において、Ａｌの“より多くの添加”は

、Ｃ、Ｎ、Ｓ等の無害化に加えて、Ｓｉ同様に、固有抵抗の改善と、コストと特性向上代の効果（コストパホーマンス）も考慮されるようになってきた。

【０００５】

無方向性電磁鋼板は製鋼での成分調整に始まり、熱間圧延、熱延板焼鈍、冷間圧延に加えて最終焼鈍でその磁気特性は造り込まれる。最終焼鈍は基本的には窒素と水素の混合ガスによりｄｒｙ雰囲気で連続的に、焼鈍温度、時間を変えて行われる。この時、特に高級グレードにおいて磁気特性がコイル長手方向で大きく変動することがある。

【０００６】

この現象は、熱間圧延でのスラブ加熱・均熱時の温度履歴の差異を起因とすることが知られている。熱間圧延における加熱炉内ではスラブを保持するために“スキッド”が存在し、スラブの均一加熱が試みられている。このスキッドは水で冷却されスラブと接しているので、温度が低いことが余儀なくなる。このスラブ加熱段階での温度偏差は後工程の析出現象によりを製品の特性に影響することがある。この温度偏差による特性の変動を“スキッドマーク”という。

【０００７】

無方向性電磁鋼板においては、表１に示すとおり、一般に、スキッドパイプ付近の比較的温度が低い部位での鉄損が優れ、スキッドパイプ間の温度が高いところは劣る。これをスキッドマークと云う。

【０００８】

特許文献１には、Ｓｉ、Ａｌといった合金元素を単純に多量に含有せしめることなく、無方向性電磁鋼板を安定して製造することができ、また、鋼を高純化することによって、不可避的に混入するＴｉの影響により顕在化するスキッドマークを、スラブ加熱温度の高水準化を可能とすることで解消できる技術が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【０００９】

【特許文献１】特開平５－１４０６４９号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【００１０】

しかし、無方向性電磁鋼板においては、この逆現象も起こることがある。すなわち、スキッド部に対応する部分の磁気特性が劣り、スキッド間に対応部分の磁気特性が良好となることがある。これは“逆スキッドマーク”といわれている。

【００１１】

【表１】

	スキッド部（温度：低）	スキッド間（温度：高）
スキッドマーク	鉄損：良	鉄損：劣
逆スキッドマーク	鉄損：劣	鉄損：良

【００１２】

これらの真逆の現象の解消が求められていた。しかしながら、真逆の現象であるため、広範囲の製造条件の範囲内適切な対策が無く、磁気特性の改善が十分でなかった。

【００１３】

そこで、本発明は、無方向性電磁鋼板のコイル板厚方向の結晶粒径を均一にならしめ、この状態をコイル全長に渡って実現せしめ、長手方向の磁気特性の変動“スキッドマーク”を解消して全体の磁気特性を良好ならしめた無方向性電磁鋼板電磁鋼板並びにその製造方法を得ることを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【００１４】

本発明者らは鋭意検討の結果、“逆スキッドマーク”は、従来の無方向性電磁鋼板の熱間圧延条件から外れた領域での熱間圧延と、鋼板の成分の適正化で劇的に改善可能であることを見出した。本発明は上記の知見に基づき、さらに検討を進めてなされたものであって、その要旨は以下のとおりである。

【００１５】

（１）質量％で、Ｃ：０．００５％以下、Ｓｉ：２．０～３．５％、Ａｌ：０．３～１．０％、Ｍｎ：０．２０％以下、Ｓ：０．００２０％以下、Ｎ：０．００３０％以下を含有し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなる無方向性電磁鋼板において、板厚をｔとするとき、一方の表面から板厚方向に１／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径と、前記表面から板厚方向に３／４ｔ位置の領域の圧延方向断面における円相当平均粒径のうち、小さい方をＧＳ１、大きい方をＧＳ２とするとき、円相当平均粒径比Ｒ＝ＧＳ２／ＧＳ１が１．５以下であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

【００１６】

（２）前記（１）の無方向性電磁鋼板を製造する方法であって、前記（１）の化学成分を有する鋼スラブを加熱するスラブ加熱工程と、加熱された鋼スラブを熱間圧延して巻き取り、熱間圧延熱鋼帯を得る熱間圧延工程と、前記熱間圧延熱鋼帯を焼鈍して焼鈍熱延鋼帯を得る熱延鋼帯焼鈍工程と、前記焼鈍熱延鋼帯を冷間圧延して冷間圧延鋼帯を得る冷間圧延工程と、前記冷間圧延鋼帯を仕上げ焼鈍して無方向性電磁鋼板を得る仕上げ焼鈍工程と、からなる無方向性電磁鋼板の製造方法において、前記スラブ加熱工程では、スキッド上のスラブの断面平均温度が１１５０℃以上であり、前記熱間圧延工程では、スラブを加熱炉から抽出後、仕上げ圧延開始温度までの間の前記スキッド上に位置したスラブの最冷部の平均冷却速度が１．０℃／秒以下で、かつ、前記仕上げ圧延開始温度が９５０℃以上である、ことを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

【００１７】

（３）前記熱延鋼帯焼鈍工程では、前記熱間圧延鋼帯を９５０℃以上１０００℃以下の温度で３０秒以上連続焼鈍することを特徴とする前記（２）の無方向性電磁鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【００１８】

本技術を適用すると、無方向性電磁鋼板の特性が高位安定し、回転機器の磁気特性の変動を最小に改善し、エネルギーの損失が激減する。

【図面の簡単な説明】

【００１９】

【図１】従来純度の場合の考え方を示す図である。

【図２】本発明での高純度鋼の場合の考え方を示す図である。

【図３】コイルの温度履歴と析出曲線を示す図である。

【図４】最終焼鈍時に連続鉄損測定器にて測定したコイル全長の鉄損を示す図である。

【図５】従来熱間圧延技術、及び本発明によるスキッド上に対応する最終製品の断面組織の例を示す図であり、（ａ）は従来熱間圧延技術によるもの、（ｂ）は本発明によるものである。

【図６】円相当平均粒径比Ｒと鉄損相対値との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【００２０】

本発明者らは鋭意検討の結果、“逆スキッドマーク”は、従来の熱間圧延条件から外れた領域と成分の適正化で劇的に改善することを見出した。本発明は、この現象を減じる方法を提案するものである。

【００２１】

熱間圧延における加熱炉内でのスキッドマークの発生は、次のように考えられている。

【００２２】

溶製され連続鋳造されたスラブは、不可避的不純物Ｃ、Ｎ、Ｓ、Ｔｉ等を含んでいる。

これらの不純物はＭｎ、Ａｌ等と化合物を形成する。これらの化合物、ＡｌＮ、ＭｎＳ、Ｔｉ－（Ｎ，Ｃ）、ＢＮ、Ｎｂ－（Ｃ，Ｎ）、Ｚｒ－（Ｃ，Ｎ）の固溶・析出は温度の関数である。すなわち、ある温度以上では固溶する。

【００２３】

これらの不純物は無方向性電磁鋼板の特性に二つの影響を与える。一つは、粒成長性、もう一つは鉄損のうち履歴損である。この現象は、主に不純物の含有量、スラブ加熱の時間及び温度に依存する。この様に不純物は、粒界移動を妨げるのみではなく鉄損のうち、履歴損増大の原因にもなる。このため、不純物は極力少なくすることが求められ追及されてきた。本発明者らは鋭意検討の上、解決に至った。

【００２４】

以下にその詳細を述べる。

【００２５】

まず、無方向性電磁鋼板は、主に回転機器に用いられるので、結晶方位は圧延面内に<１００>方位をランダムに配置し、コイル全体に均一な２００μｍを超えない結晶粒からなる一次再結晶組織を有することが求められる。

【００２６】

研究段階等規模が小さい場合は、無方向性電磁鋼板の特性評価は、コイル等素材部位における変動は大きな問題とはならず均一性が保たれる。しかし、昨今の生産性向上に資する大量生産および生産規模の増大により、製造単位が大きくなっている。具体的には、スラブ・コイルの大単重化であり、これに伴い、必然的にそのコイル内での不均一性が顕著になる。この原因となる代表的な例がスキッドマークの発生である。

【００２７】

従来は既述したように、コイル内での不均一性は、コイル長さ方向の不均一熱履歴に依る粒成長の不均一性であると考えられていた。ところが、昨今、この長さ方向の不均一は厚さ方向の不均一にも起因することが見出された。すなわち、薄い鋼板の二次元的な磁気特性の不均一性である。

【００２８】

本願発明の主なるところはＭｎＳ等の析出挙動と熱延中での冷却が同期することである。このため、析出するＭｎＳの量を少なくして、析出の冷却依存性を減じることが重要となる。コイルの温度履歴は従前とはあまり変わらないものの、析出曲線の空隙を縫って圧延する。

【００２９】

無方向性電磁鋼板の最終焼鈍時の粒成長に影響する析出物の析出現象は、主に２つに分かれる。（Ｘ）スラブ加熱・均熱時の初期状態と（Ｙ）熱間圧延時の動的挙動である。

【００３０】

（Ｘ）スラブ加熱・均熱時の初期状態では、スキッド上は温度が低く、スキッド間は温度が高い。この温度と析出物形成元素の量によりにより析出状態は、次の様になる。

【００３１】

スキッド部の温度範囲と析出物の固溶・析出は熱力学的関係であり、固溶曲線は化合物が共に１次の相互項であれば概ね２次関数を描き、含有量に対応する固溶温度以上ではで析出する量が無いため固溶曲線は水平になる。この限界点は含有量により変化する。従前の様に析出物元素が多いと加熱炉の中で既に平衡条件によりすでに析出する。即ち、低温部は析出し高温部は熱間圧延中に固溶状態から微細に析出する。

【００３２】

これに対して、本発明の様に高純度鋼であれば、加熱炉内での析出状態は、スキッド上、スキッド間ではほとんど同じで、熱間圧延中では、高温度部（スキッド間）の方が析出が遅れ、低温度部は析出ノーズに近いために微細にし、最終焼鈍時の粒成長性を阻害する。この様な場合に逆スキッド型の状態が生じる。

【００３３】

本発明は、ただ単に不純物元素量を減じるのみではなく、（Ｙ）の熱間圧延条件を制御

して、逆スキッド型と順スキッド型の中間状態を実現せしめるものである。

【００３４】

図１に示すとおり、順スキッド型においては、高温部は固溶しており、熱延中に高温度であるが故にＭｎＳ等の析出物は微細に析出する。

【００３５】

また、高純度鋼の場合は、初期状態の固溶量は、スキッド部の温度域では析出状態（固溶状態）は異ならないが、熱間圧延条件を制御しないと熱間圧延中において、高温部では析出物が遅めに析出するために不均一な析出状態をもたらす。

【００３６】

スキッド上およびスキッド間の温度は同じであるが、図１、図２を比較すると、鋼板成分の純度が高く（図２）なると熱力学的にＡ点の温度（固溶限界）が下がる。

【００３７】

図１と図２を比較すると、Ａ点より右側（高温度域）の範囲が高純度化により広がり、この広がりを活用して均一析出を行わせしめる。ただし、このままでは、均一微細析になるので、熱延板焼鈍により積極的析出を行わせしめて全体として無害化する。

【００３８】

図３にコイルの温度履歴と析出曲線を示す。図３の実線は従来技術を表し、破線は本発明を表す。矢印はコイル全長を模擬する。

【００３９】

図３に示す通り、逆スキッド型では、（Ｙ）熱間圧延時の動的挙動において、高純度鋼の場合は、加熱時には、析出状態は高温部、低温部では共にほとんど同じである。この状態のスラブを熱間圧延すると、全体に後述の不純物成分を多く含む場合より析出開始時間が遅れ、析出速度も遅くなり、析出曲線の幅が広がる。その空隙の間で熱間圧延を行うことにより析出挙動が均一になる。実線が不純物成分を多く含む鋼である。また、破線が低温側に、長時間側に、そして間隔が広がっている。

【００４０】

本発明ではＭｎ、Ｓの量が少ないので、ＭｎＳの析出開始が遅れ、等析出曲線間隔も広がりその間にコイル全長を入れ、均一析出を実現する。従前の状態では、Ｍｎ、Ｓの含有量が多いのでＭｎＳの析出開始が早なり、間隔が広いので不均一析出となる。

【００４１】

＜円相当平均粒径比Ｒ＞

図４に最終焼鈍時に連続鉄損測定器にて全コイル長さの鉄損を測定したチャートを示す。

【００４２】

図４の(1)位置の断面における厚み方向の結晶粒の不均一性の例を図５（ａ）に示す。紙面上側が熱間圧延加熱炉加熱時スラブ上面に対応し、紙面左から右が圧延方向である。板厚は０．５ｍｍである。この様にスラブ加熱時の下面から上面にかけて板厚方向にほぼ連続的に粒径が変化していることが見出された。これを定量化するために、鋼板の一方の面から全板厚の１／４ｔ位置と３／４ｔ位置（他方の面から１／４ｔ位置）の圧延方向断面における円相当平均粒径の小さい方をＧＳ１、大きい方をＧＳ２とし、円相当平均粒径比ＲＧＳ２／ＧＳ１を定義した。ＧＳ１＝ＧＳ２の場合は、Ｒ＝１となる。ところで、無方向性電磁鋼板は熱間圧延後多くの工程で巻き、叉、解かれるので（コイリング、アンコイリング）、スラブ加熱時の上面、下面は、入れ替わる。このため、本発明では、“一方の面”と“他方の面”と相対化している。

【００４３】

本発明者らの検討の結果、円相当平均粒径比Ｒ≦１．５であれば、逆スキッドマークが発生しないことが判明した。本来ならば、このＲは未だ小さい値である（より均一である）と推定されるが、実際は１．５が境になる。このことを、次の様に考える。

【００４４】

高級無方向性電磁鋼板は、最終製品段階での粒径は１００μｍを超え比較的大きい。こ

のため粒形は多多面体から少多面体になる。少多面体（大きな粒）の場合は球からの偏倚が大きい。このため、大きな粒の場合は、粒の大きさを示す代表値としては過大評価となる。即ち上記円相当平均粒径比Ｒ≦１．５は、理想的な三次元的粒径評価では、１．５より小さいと推定される。図５（ｂ）に本発明により得られた最終製品の、スキッド上に対応する断面組織の例を示す。

【００４５】

図６に円相当平均粒径比Ｒと鉄損相対値（Ｗ１５／５０比）の関係を示す。鉄損相対値（Ｗ１５／５０比）は、鋼板の長さ方向における鉄損の最小値で鉄損の最大値を除したものである。

【００４６】

図６は、Ｓｉ＝２．６％、Ｍｎ＝０．２０％，Ａｌ＝０．４５％、Ｃ＝０．００１５％、Ｓ＝０．０００１８％、Ｎ＝０.００１５％、Ｔｉ＝０．００１９％で残部不可避的不純物を含有する無方向性電磁鋼板スラブを、従来技術による方法で、１０５０～１１８０℃で３５０～４００分加熱・均熱し、ＪＩＳ　Ｃ　２５５２での５０Ａ２９０を得るべく生産された無方向性電磁鋼板の場合の、円相当平均粒径比Ｒと鉄損相対値の結果である。

【００４７】

円相当平均粒径比Ｒが小さい部分は特性もよいが、円相当平均粒径比Ｒが１．５を超えると鉄損が著しく劣化してＷ１５／５０が２．９Ｗ／ｋｇを満たさない。これは逆スキッドマークが発生したコイルの数々の部位から得られた結果であり、この様に最良点は２．４Ｗ／ｋｇであるが、最悪点は３．２Ｗ／ｋｇで３０％以上の鉄損の変動の劣化が認められ５０Ａ２９０規格から外れる。

【００４８】

＜成分組成＞

以下、成分組成について説明する。以下、％は質量％を意味する。

【００４９】

Ｓｉ：２．００～３．５０％

Ｓｉ：２．００～３．５０％とする。Ｓｉは、固有抵抗を大きくして、鉄損特性の向上に寄与する元素であり、２．００％未満であると熱間圧延中にγ－α変態が生じ、逆スキッドマークは発生せず、順スキッドマークが生じることがある。３．５０％より多いと、製造工程において特に圧延において破断が多発して実際上商業生産できない。

【００５０】

Ａｌ：０．３０～１．００％

Ａｌも固有抵抗確保のために添加される。Ａｌが１．００％を超えるとは、各種圧延機のロール摩耗が著しく発生し生産を阻害する。また０．３０％以下であると鉄損向上効果が少ない。

【００５１】

Ｍｎ：０．２０％以下

ＭｎはＳと結合してＭｎＳとして存在し磁気特性を劣化するので少ない方が好まれるが、低Ｍｎ実現のためにはコスト上昇が起こる。主目的であるＭｎＳの形態制御に関して少ない方がＭｎＳの析出が遅れ、熱間圧延鋼帯でのＭｎＳの析出状態に変動が減じる。

【００５２】

Ｓ：０．００２０％以下

Ｓの含有量を少なくすることは本技術の骨格となるもので、０．００２０％以下であることが必須である。これより多いと逆ではなく（順）スキッドマークが発生する。Ｍｎと同様に、ＭｎＳの形態制御に関して少ない方がＭｎＳの析出が遅れ、熱間圧延鋼帯でのＭｎＳの析出状態に変動が減じる。

【００５３】

Ｃ：０．００５０％以下

不可避的不純物としてはＣ、Ｎ、Ｔｉ等が従来からよく知られている元素で、析出物を形成する元素である。これら析出物を形成する元素は少ない方が良いのであるが、コスト

を考慮することが必要である。

【００５４】

Ｃは０．００５０％以下でないと磁気時効が起こり品質上致命的になり０．００５０％以下とする。勿論、この値は製鋼段階での規制ではなく、最終製品である無方向性電磁鋼板での規制値である。より好ましくは０．００３０％以下である。

【００５５】

Ｎ：０．００３０％以下

Ｎは粒界移動を妨げるのみではなく鉄損のうち、履歴損増大の原因にもなるので、含有量は少なくする必要がある。本発明の無方向性電磁鋼板はＡｌを多く含有しているので、ＮはＡｌＮを形成して析出し、Ｎの含有量は０．００３０％以下であればよい。また、ＭｎＳに比較するとＡｌＮの熱間圧延中での析出は遅く、本発明での影響は極めて微弱である。

【００５６】

その他、最終的に鋼板本体に不可避的に含有される元素としては、Ｓｅ、Ｎｂ、Ｃｕ等が、人為的に添加されるもＰ、Ｓｎ、Ｓｂ、Ｂ等がある。不可避的に混入する元素は、少ないことが求められ、０．００５％以下であることが好ましい。添加される元素としてはＳｎ、Ｓｂ、Ｐは０．０５％程度までの添加が行われる。また、Ｂは特殊な元素、本発明の高級無方向性電磁鋼板では添加は好ましくなく、０．００１０％以下であることが好ましい。

【００５７】

＜製造方法＞

本技術の核となる工程であり、従前の技術と比較すると、高純度無方向性電磁鋼板スラブを低温でスラブ加熱し、高温で熱間圧延することが特徴である。

【００５８】

本発明の考え方は、無方向性電磁鋼板の粒成長に大きな影響を与える不純物の均一状態を実現することであり、特に今技術の場合は厚み１．６～２．８ｍｍ、幅１０００ｍｍから１３００ｍｍ、長さ２０００ｍ前後のコイルの好適であり、コイル全長に渡ってＭｎ－Ｓ（－Ｃｕ）化合物の不可避的不純物の均一状態を実現することである。このためには、熱間圧延での析出曲線とコイルの冷却条件を揃えることである。

【００５９】

このためには、まず、上述のとおりＳの含有量を少なくする。そして、熱間圧延加熱温度低くして出来る限りＭｎＳの析出を促進させ、熱間圧延温度の低下を可能な限り遅くすることである。

【００６０】

＜スラブ加熱＞

（スキッド上のスラブ断面平均温度≧１１５０℃

スキッド上のスラブ断面平均温度が１１５０℃未満の場合、本発明の様な高純度鋼であっても熱間圧延中に図３に示す析出曲線のノーズに近づき横切り不均一析出が生じる。このため、スキッド上のスラブ断面平均温度を１１５０℃以上とする。スキッド上のスラブ断面温度は、放射温度計で測定できる部分の測定値、及び伝熱計算で求めることができる。

【００６１】

＜熱間圧延＞

（スラブ最冷部の平均冷却速度≦１．０℃／秒）

スラブ最冷部の平均冷却速度が１．０℃／秒超の場合、スラブ加熱と同様に、本発明の様な高純度鋼であっても熱間圧延中に図３に示す析出曲線のノーズに近づき横切り不均一析出が生じる。このため、スラブ最冷部の平均冷却速度を１．０℃／秒以下とする。ここで、「スラブ最冷部」とは、加熱炉内でスキッド上に位置したスラブの部分に対応する。

【００６２】

（仕上げ圧延開始温度ＴＦ０≧９５０℃）

仕上げ圧延開始温度ＴＦ０が９５０℃未満の場合、スラブ加熱およびスラブ最冷部の冷却速度と同様に、本発明の様な高純度鋼であっても熱間圧延中に図３に示す析出曲線のノーズに近づき横切り不均一析出が生じる。このため、仕上げ圧延開始温度ＴＦ０を９５０℃以上とする。

【００６３】

この高温度熱間圧延を実現する考え方は、従前の無方向性電磁鋼板の熱間圧延条件とは逆の思想である。

【００６４】

＜熱間圧延板焼鈍＞

本技術では、熱延後、最終冷間圧延の間に熱間圧延板焼鈍を施すことが好ましい。この熱処理も、析出物の制御に効果がある。これは、冷間圧延前組織の再結晶を起こさせしめるとともに、ＭｎＳの析出をより完璧に起こさせしめるためである。前者の再結晶は磁気特性の向上・確保のために、後者は、析出残りのＭｎＳの完全なる析出状態を得るためである。温度は、９５０℃～１０００℃が望ましい。これより低いと冷間圧延前組織での再結晶が十分でなく磁気特性が劣る。また、高いと再結晶は十分であるが、ＭｎＳの再固溶がおこり、逆スキッドマークが発生する。時間は３０秒以上であれば以上の効果は得られる。６０秒超えても可能であるが、生産性が劣る。

【００６５】

＜成品厚＞

製品厚は、実際の生産では板厚下限０．１８ｍｍまでである。０．１８ｍｍより薄いものの生産は可能であるが、ロール径が大きい場合は厚さ精度（板厚変動５％以下）を満たして満足には圧延できない。厚い方は方向性電磁鋼板の絶対値鉄損が大きくなるので、日本工業規格の上限の０．５０ｍｍとする。

【実施例】

【００６６】

本発明は、無方向性電磁鋼板のコイル長さ方向の磁気特性の不均一を防止する技術である。磁気特性の絶対値は成分等に依存するので本実施例では絶対値鉄損ではなく、変動値（円相当平均粒径比Ｒ）で評価した。

【００６７】

表２の成分を有する無方向性電磁鋼板スラブを表３の条件で熱間圧延をして２．０ｍｍ厚の熱間圧延板を得、表３の条件の熱間圧延板焼鈍を施して、酸洗後０．５ｍｍの冷延鋼板とした。そして、９７５～１０５０℃で約６０秒の最終焼鈍を施した。その後、鋼板の板厚方向の１／４ｔ位置および３／４ｔ位置の円相当平均粒径を求め、円相当平均粒径比Ｒを求めた。また、鋼板の長さ方向の鉄損の最大値と最小値を求め、鉄損相対値が１．０３以下を合格とした。

【００６８】

この様に本発明を適用すると、コイル全長の結晶粒径の変動が激減して、均一な製品が得られる。

【００６９】

【表２】

鋼No.	化学成分 (mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A1	0.0030	2.10	0.15	0.007	0.0018	0.90	0.0019
A2	0.0020	3.40	0.18	0.006	0.0018	0.85	0.0020
A3	0.0040	3.20	0.19	0.011	0.0018	0.70	0.0011
A4	0.0028	2.48	0.18	0.005	0.0008	0.62	0.0016
A5	0.0010	3.01	0.17	0.008	0.0001	0.90	0.0015
A6	0.0025	3.00	0.13	0.019	0.0005	0.75	0.0011
a1	0.0045	3.55	0.17	0.005	0.0018	0.54	0.0025
a2	0.0030	1.80	0.18	0.018	0.0015	0.30	0.0021
a3	0.0035	2.80	0.22	0.018	0.0014	0.54	0.0028
a4	0.0025	2.85	0.18	0.006	0.0025	0.67	0.0015
a5	0.0020	2.76	0.17	0.010	0.0017	0.25	0.0022
a6	0.0038	2.95	0.18	0.180	0.0018	1.10	0.0028

【００７０】

【表３】

	符号	鋼No.	スラブ加熱	仕上圧延		熱延鋼帯焼鈍		円相当平均粒径比R GS2 / GS1	最終板厚	鉄損相対値
			スキッド上温度 (℃)	平均冷却速度 (℃)	開始温度TF0 (℃)	温度 (℃)	時間 (sec)		(mm)	
発明例	C1	A1	1160	0.8	1000	940	45	1.10	0.50	1.00
	C2	A2	1165	0.9	1025	975	45	1.05	0.50	0.99
	C3	A3	1155	0.8	1020	1010	40	1.08	0.50	1.01
	C4	A4	1168	0.8	1035	975	27	1.28	0.50	1.03
	C5	A5	1175	1.0	1010	960	40	1.02	0.50	1.00
	C6	A6	1185	0.9	1060	990	40	1.01	0.50	0.99
比較例	c1	a1	1175	0.9	990	975	38	―	―	―
	c2	a2	1168	0.9	975	970	45	1.52	0.50	1.13
	c3	a3	1130	1.0	945	985	55	1.60	0.50	1.08
	c4	a4	1120	1.6	990	870	55	1.87	0.50	1.28
	c5	a5	1100	2.0	940	840	55	1.95	0.50	1.41
	c6	a6	1165	0.9	985	985	45	―	―	―

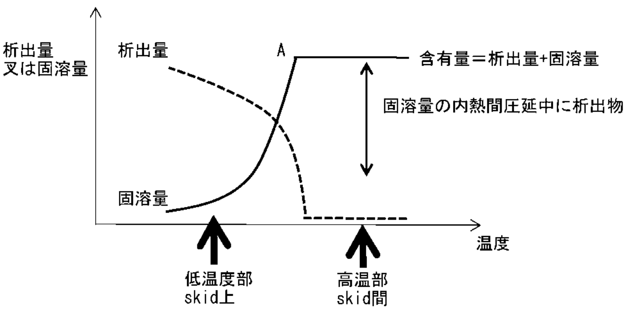
【産業上の利用可能性】

【００７１】

本発明は、無方向性電磁鋼板の特性の均一化を実現するものである。一般に、無方向性電磁鋼板はコイル状で生産されそのサイズは、大きいほど生産性が良い。例えば、厚み（０．３５ｍｍ、０．５０ｍｍ等）×幅（１２００ｍｍ程度）×長さ（５０００ｍ超）である。従前の技術では、この長さ５０００ｍ超の中に熱間圧延の加熱炉のスキッドによる温度偏差に起因する磁気特性の変動が生じていた。そして、各コイル毎に行われる格付け（特性の代表値の認定）はコイル内の最悪値を用いて行われので、コイル内の変動があるとその最悪値を適用し、実質オーバースペックもしくは狙った製品特性の造り込みができず、生産性の低減が生じる。本技術を適用するとこの様な現象が無くなる無方向性電磁鋼板の生産に大きく寄与できる。

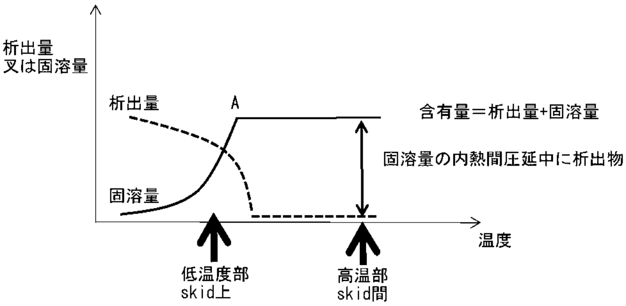
【図１】

図1



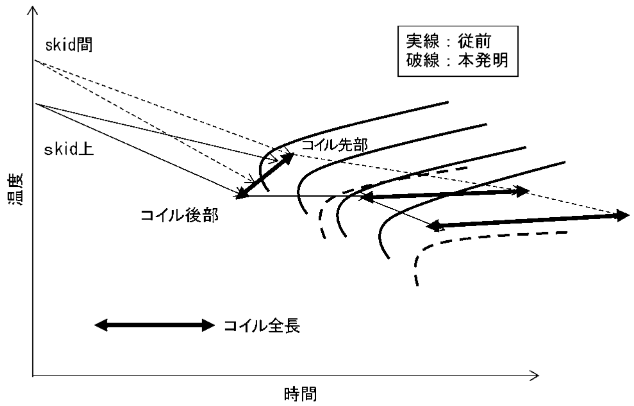
【図２】

図2



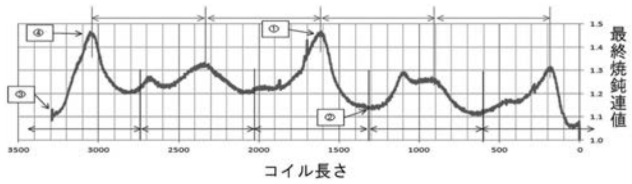
【図３】

図3



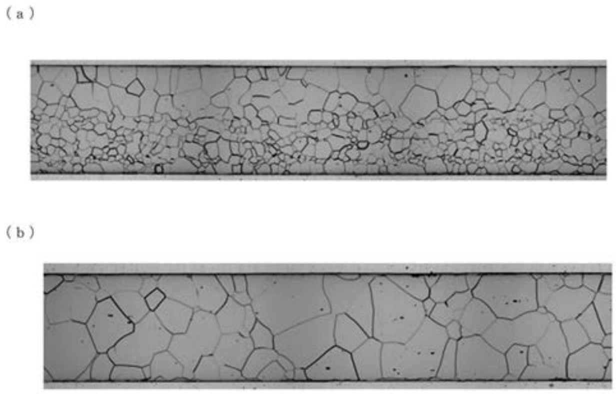
【図４】

図4



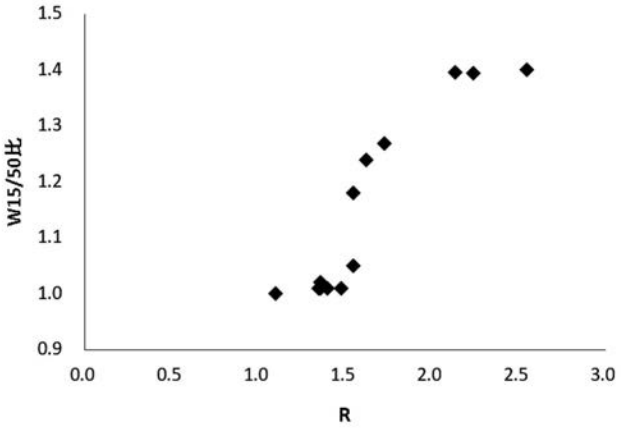
【図５】

図5



【図６】

図6



フロントページの続き

(72)発明者　市江　毅
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　赤木　陽
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

Ｆターム(参考)　4K033 AA01 CA00 CA01 CA02 CA03 CA06 CA08 CA09 FA01 FA02
FA13 FA14 HA00 KA00
5E041 AA02 BD09 CA04 HB07 NN01 NN06 NN18