

(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2010-47785

(P2010-47785A)

(43) 公開日 平成22年3月4日(2010.3.4)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 1 D 8/12 (2006.01)	C 2 1 D 8/12 A	4 K O 3 3
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 3 U	5 E O 4 1
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 5 O 1 A	
H O 1 F 1/16 (2006.01)	H O 1 F 1/16 A	
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 23 頁)		

(21) 出願番号	特願2008-210741 (P2008-210741)	(71) 出願人	000006655
(22) 出願日	平成20年8月19日 (2008.8.19)		新日本製鐵株式会社
			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	100077517
			弁理士 石田 敬
		(74) 代理人	100087413
			弁理士 古賀 哲次
		(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100140121
			弁理士 中村 朝幸
		(74) 代理人	100111903
			弁理士 永坂 友康
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】低コストで高磁束密度を得ることの出来る無方向性電磁鋼板の製造法を提供する。

【解決手段】0.1% Si 4.0%、C 0.004%、S 0.003%、N 0.003%、Ti 0.005%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる溶鋼を板厚2.0mm以上10.0mm以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚1.0mm以上4mm以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度FOT及び熱間圧延終了温度FTを、それぞれ、650 FOT 850、550 FT 800 以下に定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、

0 . 1 % S i 4 . 0 %

C 0 . 0 0 4 %

S 0 . 0 0 3 %

N 0 . 0 0 3 %

T i 0 . 0 0 5 %

を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる溶鋼を板厚 2 0 m m 以上 1 0 0 m m 以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚 1 . 0 m m 以上 4 m m 以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

10

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度 F 0 T、熱間圧延終了温度 F T をそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法。

6 5 0 F 0 T 8 5 0

5 5 0 F T 8 0 0

【請求項 2】

質量 % で、

0 . 1 % S i 4 . 0 %

0 . 0 1 % A l 2 . 5 %

C 0 . 0 0 4 %

S 0 . 0 0 3 %

N 0 . 0 0 3 %

T i 0 . 0 0 5 %

を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる溶鋼を板厚 2 0 m m 以上 1 0 0 m m 以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚 1 . 0 m m 以上 4 m m 以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

20

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度 F 0 T、熱間圧延終了温度 F T をそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法。

30

6 5 0 F 0 T 8 5 0

5 5 0 F T 8 0 0

【請求項 3】

質量 % で、

0 . 1 % S i 4 . 0 %

C 0 . 0 0 4 %

S 0 . 0 0 3 %

N 0 . 0 0 3 %

T i 0 . 0 0 5 %

0 . 0 0 1 % R E M 0 . 0 1 %

を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる溶鋼を板厚 2 0 m m 以上 1 0 0 m m 以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚 1 . 0 m m 以上 4 m m 以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

40

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度 F 0 T、熱間圧延終了温度 F T をそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法。

6 5 0 F 0 T 8 5 0

5 5 0 F T 8 0 0

【請求項 4】

質量 % で、

50

0 . 1 % S i 4 . 0 %
0 . 0 1 % A l 2 . 5 %
C 0 . 0 0 4 %
S 0 . 0 0 3 %
N 0 . 0 0 3 %
T i 0 . 0 0 5 %
0 . 0 0 1 % R E M 0 . 0 1 %

を含有し、残部がF eおよび不可避免の不純物からなる溶鋼を板厚20mm以上100mm以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚1.0mm以上4mm以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度FOT、熱間圧延終了温度FTをそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法。

650 FOT 850
550 FT 800

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、電気機器の鉄心材料として用いられる、磁束密度が高い無方向性電磁鋼板の製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球温暖化などの世界的な環境問題への意識の高まりにより、無方向性電磁鋼板が使用される回転機、コンプレッサおよび中、小型変圧器、リアクトル等およびこれらが組み込まれた機器において効率規制が実施されつつある。このため、従来はローグレードの無方向性電磁鋼板が使用されてきた用途においても、より低鉄損のミドルグレードおよびハイグレードの無方向性電磁鋼板を使用する動きが広がりつつある。このため、無方向性電磁鋼板に対し、高磁束密度かつ低鉄損化への要請が従来よりも強まっている。

【0003】

無方向性電磁鋼板の低鉄損化は主としてS i、A l添加による電気抵抗率の増加により、鉄心を励磁した際に各々の鋼板に発生する渦電流により生じるジュール熱損失を低減することにより行われてきた。また、同じ目的により、板厚を薄手化して渦電流の流れる経路を短くすることにより渦電流損を低減することも行われてきた。

【0004】

また、無方向性電磁鋼板が使用される各種機器の損失低減のためには、無方向性電磁鋼板を磁化するコイルに流れる励磁電流により生じるジュール熱損失である銅損の低減も重要である。この銅損の低減のためにはより低い励磁電流でより高い磁束密度を発現する素材が必要である。

【0005】

このためには無方向性電磁鋼板の集合組織を制御し、高磁束密度の無方向性電磁鋼板の開発が必須となる。磁束密度向上により鉄心の磁化はより強力になるため、鉄心の小型化が可能となり、回転機においてはトルクが高まり小型高出力化が可能となる。このように、高磁束密度無方向性電磁鋼板を用いることにより、回転機、変圧器などが小型軽量化できる利点がある。

【0006】

従来、低鉄損無方向性電磁鋼板に主として添加されてきたS i、A l等の電気抵抗率の高い元素は、その含有量が増加すると飽和磁束密度が低下するため、動作磁束密度を下げざるをえず、結果として鉄心サイズが大きくなり、回転機、変圧器などが大型化するという課題があった。

【0007】

10

20

30

40

50

これに対し、高磁束密度無方向性電磁鋼板が実現できれば、磁束密度向上により回転機、鉄心ともに小型化が可能になるとともに、これらを積載した自動車、電車のような移動体においては系全体の重量が軽減されることにより稼働時のエネルギー損失を低減できるという利点もある。

【 0 0 0 8 】

このように、高磁束密度無方向性電磁鋼板が実現されることにより、鉄心及び回転機の動作時の銅損を低減でき小型化に寄与するのみならず、それを含めた装置全体の系へも多大な波及効果がある。

【 0 0 0 9 】

一方で、無方向性電磁鋼板に対する需要家のコスト低減への要求は依然として強いものがあり、低コストかつ磁気特性の優れた無方向性電磁鋼板製造方法の開発が求められている。

10

【 0 0 1 0 】

この課題を解決する方法として、設備投資額が少ない薄鋳片製造プロセスが注目されつつあった。

【 0 0 1 1 】

すなわち、無方向性電磁鋼板の集合組織では、磁束が流れる板面内に bcc 鉄の磁化容易軸が存在するランダムキューブ方位が理想的であるとされる。これはミラー指数を用い、 v 、 w を任意の指数として $\{100\} <0vw>$ と表記される。一般的に板面内に 2 つの $<100>$ 軸を有する結晶方位をキューブ方位と称する。

20

【 0 0 1 2 】

しかしながら通常の熱延鋼板を出発材とし、冷延率 70 % 以上の冷間圧延、再結晶により得られた無方向性電磁鋼板の集合組織では板面法線方向に $<111>$ 軸が一致した γ ファイバー集合組織が発達し、理想とするキューブ方位の存在はわずかである。

【 0 0 1 3 】

これに対し、近年、特許文献 1 において、 α/γ 変態を有しない Si 含有量 4 % 以上の薄鋳片に 5 % 以上 40 % 以下の低い冷延を施すことによるランダムキューブ集合組織を有する無方向性電磁鋼板の製造法が開示された。

【 0 0 1 4 】

この方法では、薄鋳片の鋳造時に形成される柱状晶を利用することを技術思想としている。すなわち、薄鋳片の凝固組織に発達する柱状晶はその成長方向である板面法線方向に結晶の $<100>$ 軸が一致するため、他の 2 方向の $<100>$ 軸は板面内に位置し、無方向性電磁鋼板の特性に好ましいキューブ方位を有している。

30

【 0 0 1 5 】

そして、この技術では薄鋳片に一定範囲の圧延率で冷間圧延を施すことにより、凝固の際に薄鋳片内に形成された柱状晶を核として仕上焼鈍時にキューブ方位の結晶粒を成長させ、仕上焼鈍後の成品のキューブ方位を富化させることにより無方向性電磁鋼板の磁気特性を改善することを技術思想とするものである。

【 0 0 1 6 】

この方法では Si 含有量が 4 % 以上であり、凝固から室温まで α 単相で α/γ 変態が生じない。このため凝固時に形成された方位の α 相と γ 層の間の変態による方位のランダム化が生じず、凝固中に形成されたキューブ方位を有する柱状晶を有効に活用し、キューブ方位を有する無方向性電磁鋼板が製造可能である。

40

【 0 0 1 7 】

一方、この方法においては、凝固鋳片から最終板厚に至るまでに施す冷間圧延率が 5 % 以上 40 % 未満の小さい範囲に限られるため、冷間圧延による鋼帯の形状矯正の余地が少ないという課題がある。なぜなら、無方向性電磁鋼板は積層し鉄心を形成して使用するため、自動車鋼板などと比較して高い板厚精度を必要とするからである。

【 0 0 1 8 】

特許文献 2 には、 Si 含有量が 4 % 以下の溶鋼を直接連続鋳造して薄鋳片の板厚を 3 0

50

mm以上140mm以下とし、これを熱間圧延し0.7mm以上4.5mm以下の鋼帯とし、これを30%以上85%以下の最終冷延率で最終板厚とする無方向性電磁鋼板の製造方法が開示されている。

【0019】

この方法においては、通常200mm程度の連続鑄造スラブよりも板厚が薄い薄鑄片を出発材として熱間圧延で熱延鋼帯とするため、凝固鑄片から熱延鋼帯までの圧下率を低くすることが可能である。

【0020】

このため、薄鑄片において発達したキューブ方位を有する柱状晶の熱延鋼帯における残存率を高めることにより、圧延・再結晶後の集合組織を制御し、磁気特性を改善することを技術思想としている。

10

【0021】

この方法では、薄鑄片において発達したキューブ方位を有する柱状晶が、その後の熱間圧延中に再結晶により他の方位に変化しやすいため、キューブ方位の残存率の制御が困難であり、最終製品の磁気特性が不安定になりやすいという課題があった。

【0022】

特許文献3には、双ロール鑄造法などにより板厚5mm以下のストリップを連続鑄造し、冷却速度を制御する鑄造方法が、特許文献4には、冷却鑄造ロールにより板厚5mmのストリップを連続鑄造し、当該ストリップを熱間圧延に供し少なくとも15%の圧延を施す技術が開示されている。

20

【0023】

また、特許文献5には、たとえば2mm以下の板厚の薄ストリップを鑄造後に冷却を制御する方法が開示されている。

【0024】

また、特許文献6には、鋼さいの MnO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 からなる酸化物組成を制御し、薄ストリップの鑄造を安定して行う方法が開示されている。

【0025】

しかしながら、凝固ストリップが5mm以下の薄手ストリップの場合、たとえ少なくとも15%の熱間圧延を施したとしても制御熱延による熱延鋼帯の集合組織制御の余地は少なく、制御熱延、制御冷延および仕上焼鈍を組み合わせたプロセスメタラジーにより集合組織を制御し、高磁束密度無方向性電磁鋼板を得ることが困難である。

30

【0026】

さらに、凝固ストリップの板厚が5mm以下では、最終製品に至るまでに熱間圧延および冷間圧延により施す圧延率が少なく、板厚精度を向上が困難であり無方向性電磁鋼板に必要とされる板厚精度が得難いという課題があった。

【0027】

このように、従来の薄鑄片製造設備は無方向性電磁鋼板の製造プロセスに最適化されておらず改善の余地が多々あり、昨今の需要家において開発要請の強い鉄心の小型化に有利な高磁束密度無方向性電磁鋼板を製造できるには至らず、無方向性電磁鋼板に対する前記の要請に応えることは出来なかった。

40

【0028】

本発明は、設備投資額の少ない薄鑄片鑄造設備を活用し、適切な厚みの薄鑄片を出発材とし、かつ制御熱延を行うことにより、成品において従来の薄鑄片製造設備では得られなかった優れた再結晶集合組織を形成し、磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造技術を提供するものである。

【0029】

【特許文献1】特開平5—279740号公報

【特許文献2】特開2002-206114号公報

【特許文献3】特表2004-508942号公報

【特許文献4】特表2004-508944号公報

50

【特許文献5】特表2004—509770号公報

【特許文献6】特表2006-515801号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0030】

本発明は、従来の薄鉄片製造技術におけるこのような課題を解決し、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を提供することを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0031】

本発明の要旨とするところは、以下の通りである。

10

鋼中に質量%で

0.1% Si 4.0%

C 0.004%

S 0.003%

N 0.003%

Ti 0.005%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる溶鋼を板厚20mm以上100mm以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚1.0mm以上4mm以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

20

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度FOT、熱間圧延終了温度FTをそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法であり、

650 FOT 850

550 FT 800

【0032】

また、鋼中に質量%で

0.1% Si 4.0%

0.01% Al 2.5%

C 0.004%

S 0.003%

N 0.003%

Ti 0.005%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる溶鋼を板厚20mm以上100mm以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚1.0mm以上4mm以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

30

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度FOT、熱間圧延終了温度FTをそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法であり、

650 FOT 850

550 FT 800

40

【0033】

また、鋼中に質量%で

0.1% Si 4.0%

C 0.004%

S 0.003%

N 0.003%

Ti 0.005%

0.001% REM 0.01%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる溶鋼を板厚20mm以上100mm以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚1.0mm以上4mm以

50

下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度 FOT 、熱間圧延終了温度 FT をそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法であり、

650 FOT 850

550 FT 800

【0034】

また、鋼中に質量%で

0.1% Si 4.0%

0.01% Al 2.5%

C 0.004%

S 0.003%

N 0.003%

Ti 0.005%

0.001% REM 0.01%

を含有し、残部が Fe および不可避免的不純物からなる溶鋼を板厚 20 mm 以上 100 mm 以下の薄スラブに連続鋳造し、引き続き熱間圧延を施し、板厚 1.0 mm 以上 4 mm 以下の熱延鋼帯とし、酸洗し一回の冷間圧延工程を施し次いで仕上げ焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

連続鋳造後の薄スラブの熱間圧延開始温度 FOT 、熱間圧延終了温度 FT をそれぞれ以下のように定めることを特徴とする磁束密度の高い無方向性電磁鋼板の製造方法である。

650 FOT 850

550 FT 800

【0035】

発明者らは、設備投資額を低減可能な薄鋳片鋳造プロセスにおいて高磁束密度を達成する無方向性電磁鋼板の安価な製造方法について鋭意検討を重ねた結果、薄鋳片の鋳造厚みを一定条件に確保し、次いで当該薄鋳片を圧延温度を制御しつつ熱間圧延に供することで、薄鋳片から熱延鋼帯に至るまでの熱間圧延率を制御し、同時に低温で熱間圧延を行い熱延鋼帯の集合組織を発達することで、その後冷間圧延を施し仕上げ焼鈍を行った場合に、成品の集合組織を改善し、無方向性電磁鋼板の磁気特性のうち、特に磁束密度を向上させることが可能になることを新規に見出した。

【0036】

これは先に述べた特許文献 1 および特許文献 2 のように、薄鋳片に存在するキューブ方位の柱状晶を活用し無方向性電磁鋼板の集合組織を制御する技術とは、全く異なる技術思想に基づくものである。

【0037】

これにより、従来技術では高磁束密度を得るために、高炉、製鋼、粗熱延および仕上げ熱延からなる長大な設備により得た熱延板に、熱延板焼鈍などのコストのかかる工程を施し、冷延し仕上げ焼鈍したプロセスを簡略化することが可能となる。

【0038】

すなわち、本発明では、設備投資額の少ない薄鋳片鋳造装置と熱間圧延および最終冷延により、低コストかつ高磁束密度の無方向性電磁鋼板製造方法を提供するものである。特にこの製造法を行う際に、鋳造後の薄鋳片を適切な条件で熱間圧延し熱延鋼帯に仕上げるのが、本発明が意図する高磁束密度無方向性電磁鋼板の製造に欠かせないことを開示するものである。

【発明の効果】

【0039】

本発明によれば、磁束密度の高い無方向性電磁鋼板を低コストで製造することが可能である。

【発明を実施するための最良の形態】

10

20

30

40

50

【 0 0 4 0 】

まず、溶鋼、すなわち鋼板の成分について説明する。なお、元素の含有量の％は質量％を意味する。

【 0 0 4 1 】

S i は本発明においては、過度の添加は製品の磁束密度を低減させるため、その含有量を 4 . 0 % 以下に制限する。一方、磁束密度の向上を妨げない範囲で電気抵抗率を確保して渦電流損を低減させる目的で 0 . 1 % 以上の添加量が必要である。

【 0 0 4 2 】

A l は S i と同様に電気抵抗率を確保するか、脱酸を目的として 0 . 0 1 % 以上添加する。添加量が 2 . 5 % 超であると磁束密度を低下させるため 2 . 5 % 以下に添加量を定める。脱酸および電気抵抗率の確保は S i 、 M n 等で可能であるので A l の添加は必須ではない。不可避不純物として混入した A l は、その酸化能が高いため濃度は分析測定限界以下の [t r .] となる。これは多くの場合、 $A l < 0 . 0 0 1 \%$ である。

【 0 0 4 3 】

C は過剰に含有すると使用中に磁気時効を起こし鉄損が増加するので含有量を 0 . 0 0 4 % 以下に定める。

本発明は高磁束密度無方向性電磁鋼板の製造を目的とするが、さらに、析出物を低減して鉄損を改善するためには、C 含有量は 0 . 0 0 3 % 以下であることが好ましく、さらには 0 . 0 0 2 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 4 4 】

S 、 N は熱間圧延工程におけるスラブ加熱中に一部再固溶し、熱間圧延中に M n S 、 A l N の微細な析出物を再析出して仕上焼鈍時の結晶粒成長を抑制し、成品の磁束密度、鉄損が悪化する原因となる。このためその含有量は共に 0 . 0 0 3 % 以下とする必要がある。

【 0 0 4 5 】

その他に、脱酸のみならず電気抵抗率の向上もしくは再結晶集合組織制御、析出物 M n S 無害化などの目的のために M n を添加してもよい。その場合、0 . 1 % 未満では M n 添加の効果が得られないので、0 . 1 % 以上添加し、2 . 0 % を超えて添加すると磁束密度が低下するので 2 . 0 % 以下の添加が好ましい。なお、M n は無方向性電磁鋼板の製鋼過程で不可避不純物として 0 . 1 % 以下が混入する場合がある。

【 0 0 4 6 】

また、電気抵抗率を上昇させる目的で C r を添加してもよい。この場合、C r 添加量が 0 . 1 % 未満であるとその効果が得られないので 0 . 1 % 以上添加することが好ましく、また、C r 添加量が 1 0 % 超であると、鉄損が増加するので、C r 添加量は 1 0 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 4 7 】

その他に、無方向性電磁鋼板の成品の再結晶集合組織改善を目的に、S n 、C u 、S b の少なくとも一種類を 0 . 0 1 % 以上 0 . 1 % 以下の範囲で添加してもよい。この目的のための添加量は、0 . 0 1 % 未満ではその効果が不足し、0 . 1 % 超ではその効果が飽和しコスト増となるのでその添加量は 0 . 0 1 % 以上かつ 0 . 1 % 以下とするのが好ましい。

【 0 0 4 8 】

また、有害な硫化物析出を低減するために特開昭 5 5 - 2 4 9 4 2 号公報に示されたとき C a 添加を行ってもよい。

【 0 0 4 9 】

T i は微細な T i N として析出し鉄損を増加させる。また、固溶 T i は、無方向性電磁鋼板の歪取り焼鈍中に T i C として析出し、鉄損を増加させる。このように T i は無方向性電磁鋼板の磁性にとって有害な元素である。

【 0 0 5 0 】

T i 含有量が 0 . 0 0 5 % 超であると鋼中に微細な T i N が多数析出し仕上焼鈍もしく

10

20

30

40

50

は歪取り焼鈍中の無方向性電磁鋼板の結晶粒成長を妨げ、鉄損が増加し好ましくないので Ti 含有量は 0.005% 以下と定める。

薄鉄片プロセスでは、厚さ 200 mm 程度のスラブを鋳造する連続鋳造プロセスに比べ、凝固の際の冷却速度が速く析出物が微細化しやすいため、Ti 含有量は 0.0015% 以下に低減することが好ましい。磁気特性をさらに向上させ、高磁束密度を達成するためには、さらに、0.0010% 以下に Ti 含有量を低減することがより好ましい。

【0051】

鋼中の S を固定して有害な硫化物を低減するとともに TiN を粗大に複合析出させ、鉄損を改善する効果的な方法として、特開 2006-124800 号公報に開示されたごとく溶鋼に REM を添加してもよい。

【0052】

REM は REM オキシサルファイドを形成するが、本発明ではこの REM オキシサルファイド形成が無方向性電磁鋼板の磁気特性改善に特に有効に作用する。

REM 添加量が 0.001% 未満であるとその効果が十分でないので 0.001% 以上の添加に定める。また、0.01% 超であると鉄損が増加するので REM 添加量は 0.01% 以下に定める。

【0053】

REM オキシサルファイドである REM_2O_2S は S をスカベンジングすると同時に、TiN を REM_2O_2S 上に複合析出させ、実質的に析出物を粗大化させることで Ti の無害化も同時に可能となる。これにより鉄損の低減が一層促進される効果がある。

【0054】

O 含有量が 0.005% 超であると Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 等の酸化物を生成し鉄損の増加を招くので 0.005% 以下であることが好ましい。

【0055】

ここで、REM とは希土類元素を意味し、元素周期律表においてランタノイドと称されるランタンからルテシウムまでの 15 元素にスカンジウムとイットリウムを加えた合計 17 元素の総称である。

本発明ではそのうちの 1 種だけを用いても、2 種類以上の元素を組み合わせ用いてもその効果は発揮され、本発明で規定した添加量の範囲内であれば無方向性電磁鋼板においてその効果は発揮される。

【0056】

薄鉄片では鋳造後、一般の連続鋳造スラブのようにスラブ加熱炉で長時間再加熱する工程を確保することが困難であり、鋳造後比較的短時間で熱間圧延に供し熱延鋼帯とすることから、S、Ti の無害化は高磁束密度かつ低鉄損の無方向性電磁鋼板を得るために重要な技術的ポイントである。

【0057】

本発明では硬度を上昇させ打ち抜き性を改善する目的で P を添加してもよい。P 添加量が 0.03% 未満であるとその効果が十分でなく、0.1% 超であると鉄損が増大するので P 添加量は 0.03% 以上 0.1% 以下に定める。P 添加は Si 含有量が少なく硬度の低い無方向性電磁鋼板において特に有効である。一方 Si 含有量が 1% 以上の場合は硬度が足りているので P 添加は必ずしも必要がない。

また、0.025% 以下の P は不可避不純物として含有されるが、不可避不純物のレベルの含有量では無方向性電磁鋼板の磁気特性に影響を及ぼさない。

【0058】

次にプロセス条件について説明する。

【0059】

前記成分からなる溶鋼は、20 mm 以上 100 mm 以下の薄スラブに鋳造される。薄スラブの鋳造法は、固定モールド法、双ロール法、単ロール法、双ベルト法など、いずれの公知の方法でもよい。固定モールドには公知の方法でオシレーションをかけてもよい。

【0060】

10

20

30

40

50

この薄鋳片に熱間圧延を施し所定の厚みの熱延鋼帯とする。薄鋳片の熱間圧延は、鋳造後、連続して行ってもよいし、室温まで冷却後、再加熱して行ってもよい。

【0061】

鋳造後、連続して薄鋳片を熱間圧延に供する際に、鋳造後の薄鋳片を冷却帯を通過させ水冷等の公知の方法により冷却し、熱間圧延開始温度付近まで冷却した後、トンネル炉により熱間圧延開始温度に薄鋳片の温度を制御し、同時に薄鋳片を均熱化し、熱間圧延に供してもよい。薄鋳片の十分な冷却ゾーンが確保できるのであれば、薄鋳片の冷却は空冷により行ってもよい。トンネル炉による薄鋳片の温度制御は誘導過熱、ガス加熱など、公知の方法により行う。

【0062】

また、鋳造後の薄鋳片を冷却帯で熱間圧延開始温度付近まで冷却した後、所定の長さにコイル状に巻き取り、コイルボックス内にて公知の方法により、保熱もしくは加熱と同時に均熱化を行い、熱間圧延開始温度に薄鋳片の温度を制御し、その後薄鋳片を巻き戻して熱間圧延に供してもよい。この際、前後に熱間圧延する薄鋳片を公知の方法で溶接するなどして接合し、連続して熱間圧延を行ってもよい。

【0063】

また、薄鋳片の巻取り性を向上させるため、薄鋳片をコイル状に巻取る前に2%以上50%以下の予備圧延を施してもよい。予備圧延の圧延率が50%超であると圧下を行うスタンドの設備コストが上昇するので50%以下が好ましい。予備圧延の圧延率が2%未満であると薄鋳片の巻取り性向上の効果が得られないので2%以上が好ましい。

【0064】

上記の薄鋳片の冷却は冷却帯における水冷のほか、冷却ロールを薄鋳片に接触させ薄鋳片からロールへの伝熱により行ってもよい。この際、冷却ロールにより10%以下の軽圧下を施し形状を調節してもよい。冷却ロールによる圧下量が10%超であると圧延反力が大きくなり冷却ロールの剛性を上げるための設備コストがかさむため圧下量は10%以下が好ましい。冷却ロールは複数設けてもよい。

【0065】

薄鋳片を熱間圧延して仕上げた熱延鋼帯の厚みが4mm超であると、酸洗、冷延時のハンドリング性が低下し生産性が低下するので熱延鋼帯の厚みは4mm以下に定める。また、熱延鋼帯の厚みが1mm未満であると酸洗歩留まりが低下するとともに、一定時間当たりの熱間圧延の生産量が低下しコスト増となるので熱延鋼帯の厚みは1mm以上に定める。

【0066】

本発明においては、冷間圧延前の熱延鋼帯の集合組織を制御することで、冷間圧延、仕上焼鈍後の成品の集合組織を制御し、最終製品の無方向性電磁鋼板の磁気特性、とりわけ磁束密度を向上させることが技術の根幹をなしている。

【0067】

通常の熱間圧延条件では、熱延鋼帯において回復、再結晶が進行するため、本発明のごとき集合組織制御は困難である。そこで、本発明では薄鋳片からの圧下量を一定以上確保し、十分な圧延率が得られるように定めるとともに、薄鋳片の熱間圧延中の再結晶を抑制し、熱延鋼帯における圧延時に発達する集合組織の集積度を高めることが最も重要な技術思想である。

このため、本発明では薄鋳片の厚みと熱延鋼帯の厚みと熱間圧延温度の制御は最も肝要である。

【0068】

この観点から、本発明における薄鋳片と熱延鋼帯の厚みおよび熱間圧延温度の規定理由について説明する。

【0069】

本発明では、薄鋳片の厚みが20mm未満であると、熱延鋼帯の集合組織を発達させるために必要な圧下量が不足するので、薄鋳片の厚みは20mm以上と定める。

薄鋳片の厚みが20mm未満であると熱間圧延による熱延鋼帯の形状制御の余地が少なくなり最終製品の板厚および形状制御が困難となる。この観点からも薄鋳片の厚みは20mm以上に定める。

【0070】

薄鋳片の厚みが100mm超であると、熱延鋼帯の集合組織制御効果が飽和するとともに、薄鋳片の圧下量が増加するため、熱間圧延設備のコストが上昇し薄鋳片プロセスの経済性を損なう。よって、この観点からも本発明では薄鋳片の厚みは100mm以下に定める。

【0071】

熱間圧延開始温度FOTが850 超となると、熱間圧延中に再結晶が進行するため、圧延時に発達する集合組織とは異なる結晶方位を有する再結晶粒が形成される。この再結晶粒が多い熱延鋼板を用いた場合は、本発明が意図する高い磁束密度を達成することができない。よって、本発明では熱間圧延開始温度FOTは850 以下に定める。

【0072】

また、熱間圧延開始温度FOTが650 未満となると、熱間圧延時の圧延反力が増大して圧延が困難となるので、熱間圧延開始温度FOTは650 以上に定める。

【0073】

熱間圧延終了温度FTが550 未満となると、圧延反力が増大し、板厚制御が困難になり、積層して使用する無方向性電磁鋼板に要求される板厚制度が得られなくなるので熱間圧延終了温度は550 以上に定める。

【0074】

熱間圧延終了温度が800 超となると、熱間圧延中の再結晶が進行し熱延鋼帯の集合組織の集積度が低下し、成品の磁束密度が著しく低下するので、熱間圧延終了温度は800 以下に定める。

【0075】

これにより、本発明の熱延鋼帯を冷間圧延し、仕上焼鈍により再結晶させた無方向性電磁鋼板の磁束密度は向上する。

【0076】

本発明において磁束密度が向上する機構は現在のところ鋭意検討中であるが、薄鋳片の熱間圧延を低温域で実施し熱間圧延中の再結晶を抑制して一定以上の圧下量にて実施することにより、熱延鋼帯の集合組織がその集積度が高まることにより改善され、冷間圧延、仕上焼鈍後の成品の再結晶集合組織中のキューブ方位付近の結晶粒が富化したことがその理由であると推察している。

【0077】

また、熱間圧延開始温度および熱間圧延終了温度が本発明の範囲を超過する場合、 α 相域の熱間圧延により造りこんだ熱延鋼帯の集合組織が再結晶と粒成長の進行により消失し成品の磁束密度が低下することを発明者らは突き止めた。このように、本発明の新規性は熱間圧延での再結晶・粒成長を抑制しつつ熱延鋼帯の集合組織を発達させることにあり、本発明の最も肝要な技術思想である。

【0078】

また、従来技術で無方向性電磁鋼板の磁束密度を向上させるために用いられてきた熱延板焼鈍は、本発明で開示した方法で製造した熱延鋼帯内の集合組織を、熱延板焼鈍中に再結晶と粒成長により消失させる為、成品の磁束密度を十分に向上させることが困難となる。また、熱延板焼鈍工程を追加することによりコストアップとなる課題もある。

【0079】

従来の熱延板焼鈍による高磁束密度無方向性電磁鋼板の製造方法における技術思想は、冷間圧延前の結晶粒径を粗大化させ、冷間圧延を行い、その後の仕上焼鈍時の再結晶の際に磁束密度の向上を妨げる{111}面を板面に並行に有する結晶粒の発達を抑制し、{110}<001>方位を有する結晶粒の存在量を増加させることにあった。

【0080】

このように、従来の熱延板焼鈍による高磁束密度無方向性電磁鋼板製造法は、本発明のごとき熱間圧延により熱延鋼帯の集合組織を制御し活用することにより成品の磁束密度を向上させるという技術思想とは全く異なるものである。

【0081】

熱間圧延終了後の熱延鋼帯は酸洗を施し、冷間圧延を施して最終板厚に仕上げる。冷間圧延後の冷延鋼帯は、仕上焼鈍により再結晶を行わせ、成品とする。この成品は歪取り焼鈍を施さずに使用するか、或いは歪取り焼鈍を施してから使用してもよく、または打ち抜き工程を経て所定の形状のコア等に整形した後に、歪取り焼鈍を施して使用してもよい。

【0082】

仕上焼鈍の温度域については、熱延鋼帯に造りこんだ集合組織を冷間圧延によりさらに発達させ、この冷延集合組織から仕上焼鈍中に磁束密度を高めるのに適切な再結晶集合組織を形成させる必要がある。このため、 α γ 変態を有する成分の鋼においては、仕上焼鈍中に変態を生じさせない α 相域で行う必要がある。

【0083】

すなわち、仕上焼鈍温度が α 相域の上限である A_{c1} 点を超えると α 相から γ 相への変態が生じ、冷却時には γ 相から α 相への逆変態が生じるため、2回の変態により成品の集合組織がランダム化し、本発明の集合組織制御の効果が失われ、成品の磁束密度が低下するので、仕上焼鈍温度は α 相内である A_{c1} 点以下で行う必要がある。

【0084】

仕上げ焼鈍時間が10秒未満では再結晶が不十分となり高磁束密度が得られないので、10秒以上であることが好ましい。一方、仕上げ焼鈍時間が3分を超えると、生産性が悪化し、コストが上昇するので、仕上げ焼鈍時間は3分以内が好ましい。

【0085】

以上の製造工程により、磁束密度の高い無方向性電磁鋼板を従来よりも低コストで製造することが可能となる。

【0086】

本発明により得られた高磁束密度無方向性電磁鋼板は、小型軽量化を要求される電気機器、回転機の鉄心、小型トランス、リアクトルに最適であるが、他にも各種コンプレッサ、発電機、高出力を要求される電気自動車用モーター等の鉄心用途等に適している。

【実施例】

【0087】

次に、本発明の実施例について述べる。

[実施例1]

表1に示した成分を有する溶鋼を厚さ30mm、幅1300mmに鑄造し無方向性電磁鋼用の薄鑄片とした。鑄造後の薄鑄片を冷却帯で水冷して温度を760とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ± 5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を770として熱間圧延を行い板厚2.5mmの熱延鋼帯に仕上げた。その際、圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し、熱間圧延終了温度を変化させた。

【0088】

また、比較例2として、同一の薄鑄片の熱間圧延開始温度を1000とし、熱間圧延終了温度を860として板厚2.5mmの熱延鋼帯を製造した。

さらに、比較例3として、同一の成分の鋼を連続鑄造により200mm厚みのスラブとし、これをスラブ加熱炉で1100に再加熱し、粗熱延により板厚を30mmとし、仕上熱延を熱間圧延開始温度を1000、熱間圧延終了温度を865として板厚2.5mmの熱延鋼帯を製造した。

【0089】

なお、この鋼の A_{r1} 変態点は880である。

【0090】

続いて、これら熱延鋼帯に酸洗を施し、冷間圧延により0.5mmに仕上げ、これを連続焼鈍炉にて750 30秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し、

10

20

30

40

50

磁気特性を測定した。

【 0 0 9 1 】

表 2 に熱間圧延終了温度と磁気特性の関係を示す。

表 2 に示されるように、熱間圧延終了温度を本発明で規定する 5 5 0 以上 8 0 0 以下の範囲に適切に制御することにより、熱延板焼鈍などのコストのかかる工程を省略し、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を製造することが可能である。

【 0 0 9 2 】

【表 1】

表 1

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)
鋼 1	0.0005	0.31	0.15	0.0003	0.28	0.0008	0.070	0.0002

10

【 0 0 9 3 】

【表 2】

表 2

熱間圧延開始温度 (℃)	熱間圧延終了温度 (℃)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
7 7 0	5 1 0	1.750	6.821	比較例 1
7 7 0	5 6 2	1.797	5.650	本発明例 1
7 7 0	6 0 1	1.820	5.516	本発明例 2
7 7 0	6 2 5	1.821	5.501	本発明例 3
7 7 0	6 6 4	1.820	5.517	本発明例 4
7 7 0	7 0 3	1.817	5.576	本発明例 5
7 7 0	7 5 2	1.805	5.615	本発明例 6
1 0 0 0	8 6 0	1.756	6.760	比較例 2
1 0 0 0	8 6 5	1.755	6.771	比較例 3

20

30

【 0 0 9 4 】

[実施例 2]

表 3 に示した成分を有する溶鋼を厚さ 3 0 mm、幅 1 2 5 0 mm に鑄造し無方向性電磁鋼用の薄鑄片とした。鑄造後の薄鑄片を冷却帯で水冷して温度を 8 4 0 とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ± 5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を 8 5 0 として熱間圧延を行い板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯に仕上げた。その際、圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し、熱間圧延終了温度を変化させた。

40

【 0 0 9 5 】

また、比較例 6 として、同一の薄鑄片の熱間圧延開始温度を 1 0 0 0 とし、熱間圧延終了温度を 8 6 0 として板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯を製造した。

さらに、比較例 7 として、同一の成分の鋼を連続鑄造により 2 0 0 mm 厚みのスラブとし、これをスラブ加熱炉で 1 1 0 0 に加熱し、粗熱延により板厚を 3 0 mm とし、仕上熱延を熱間圧延開始温度を 1 0 0 0 、熱間圧延終了温度を 8 6 5 として板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯を製造した。

50

【 0 0 9 6 】

なお、この鋼は融点まで α γ 変態を有しない α 単相である。

【 0 0 9 7 】

続いて、これら熱延鋼帯に酸洗を施し、冷間圧延により 0 . 5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて 9 0 0 3 0 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し、磁気特性を測定した。

【 0 0 9 8 】

表 4 に熱間圧延終了温度と磁気特性の関係を示す。

表 4 に示されるように、熱間圧延終了温度を本発明で規定する 5 5 0 以上 8 0 0 以下の範囲に適切に制御することにより、熱延板焼鈍などのコストのかかる工程を省略し、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を製造することが可能である。

10

【 0 0 9 9 】

【表 3】

表 3

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)
鋼 2	0.0004	2.11	0.20	0.0004	0.26	0.0007	0.020	0.0009

20

【 0 1 0 0 】

【表 4】

表 4

熱間圧延開始温度 (°C)	熱間圧延終了温度 (°C)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
850	525	1.647	3.865	比較例 4
850	550	1.697	3.417	本発明例 7
850	600	1.702	3.411	本発明例 8
850	650	1.710	3.401	本発明例 9
850	700	1.706	3.405	本発明例 10
850	750	1.705	3.408	本発明例 11
850	800	1.701	3.412	本発明例 12
850	820	1.662	3.822	比較例 5
1000	860	1.663	3.806	比較例 6
1000	865	1.664	3.801	比較例 7

30

40

【 0 1 0 1 】

[実施例 3]

表 5 に示した鋼 3 の溶鋼を厚さ 2 0 mm、幅 1 2 0 0 mm に鑄造し無方向性電磁鋼用の薄鑄片とした。鑄造後の薄鑄片を冷却帯で水冷して温度をいったん下げ、その後これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ± 5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を変化させて熱間圧延を行い板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯に仕上げた。圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し熱間圧延終了温度は 6 0 0 とした。

【 0 1 0 2 】

50

また、比較例 8 として、同一の薄鋳片の熱間圧延開始温度を 1 0 0 0 とし、熱間圧延終了温度を 8 6 0 とし、板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯を製造した。

さらに、比較例 7 として、同一の成分の鋼を連続鋳造により 2 0 0 mm 厚みのスラブとし、これをスラブ加熱炉で 1 1 0 0 に加熱し、粗熱延により板厚を 2 0 mm とし、仕上熱延を熱間圧延開始温度を 1 0 3 0 、熱間圧延終了温度を 8 6 0 とし、板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯を製造した。

【 0 1 0 3 】

なお、この鋼の A r 1 変態点は 8 7 5 である。

【 0 1 0 4 】

sol-Al は製鋼段階で Al 脱酸や Al 添加を実施していないため検出限界以下であった。本実験で使用した分析機器では sol-Al の検出限界は 0 . 0 0 1 % であり、この限界量以下と判定された sol-Al については表中において「tr.」と記載した。

10

【 0 1 0 5 】

続いて、これら熱延鋼帯に酸洗を施し、冷間圧延により 0 . 5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて 7 5 0 3 0 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し、磁気特性を測定した。

【 0 1 0 6 】

表 6 に熱間圧延開始温度と磁気特性の関係を示す。

表 6 に示されるように、仕上げ熱間圧延開始温度を適切に制御することにより、熱延板焼鈍などのコストのかかる工程を省略して、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を製造することが可能である。

20

【 0 1 0 7 】

【表 5】

表 5

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)
鋼 3	0.0004	0.29	0.17	0.0003	tr.	0.0004	0.070	0.0003

30

【 0 1 0 8 】

【表 6】

表 6

熱間圧延開始温度 F0T (°C)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
6 3 5	1.748	7.016	比較例 8
6 5 0	1.790	5.785	本発明例 1 3
7 0 0	1.802	5.710	本発明例 1 4
7 5 0	1.811	5.695	本発明例 1 5
8 0 0	1.799	5.722	本発明例 1 6
8 5 0	1.783	5.791	本発明例 1 7
8 7 0	1.756	6.986	比較例 9

40

【 0 1 0 9 】

50

〔実施例 4〕

表 7 に示した鋼 4 の溶鋼を厚さ 20 mm、幅 1100 mm に鑄造し無方向性電磁鋼用の薄鑄片とした。鑄造後の薄鑄片を冷却帯で水冷して温度を 595 とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し±5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を変化させて熱間圧延を行い板厚 2.5 mm の熱延鋼帯に仕上げた。圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し熱間圧延終了温度は 600 とした。

【0110】

また、比較例 10 として、同一の薄鑄片の熱間圧延開始温度を 1000 とし、熱間圧延終了温度を 860 とし、板厚 2.5 mm の熱延鋼帯を製造した。

さらに、比較例 11 として、同一の成分の鋼を連続鑄造により 200 mm 厚みのスラブとし、これをスラブ加熱炉で 1100 に加熱し、粗熱延により板厚を 20 mm とし、仕上熱延を熱間圧延開始温度を 1030、熱間圧延終了温度を 860 とし、板厚 2.5 mm の熱延鋼帯を製造した。

10

【0111】

続いて、これら熱延鋼帯に酸洗を施し、冷間圧延により 0.5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて 900 30 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し、磁気特性を測定した。

【0112】

また、比較例 12 として、比較例 11 で用いた板厚 2.5 mm の熱延鋼帯に 850 1 分の熱延板焼鈍を施し、これに酸洗を施し、冷間圧延により 0.5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて 900 30 秒の仕上焼鈍を施した。その後エプスタイン試料に切断し磁気特性を測定した。

20

【0113】

なお、この鋼は融点まで α γ 変態を有しない α 単相である。

【0114】

表 8 に熱間圧延開始温度と磁気特性の関係を示す。

表 8 に示されるように、仕上げ熱間圧延開始温度を適切に制御することにより、熱延板焼鈍などのコストのかかる工程を省略して、高磁束密度の無方向性電磁鋼板を製造することが可能である。

30

【0115】

【表 7】

表 7

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)
鋼 4	0.0003	2.13	0.20	0.0003	0.27	0.0006	0.020	0.0010

40

【0116】

【表 8】

表 8

熱間圧延開始温度 F0T (°C)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
635	1.663	3.823	比較例 10
650	1.698	3.410	本発明例 18
700	1.715	3.396	本発明例 19
750	1.717	3.390	本発明例 20
800	1.714	3.399	本発明例 21
850	1.695	3.421	本発明例 22
1030	1.661	3.815	比較例 11
1030	1.712	3.403	比較例 12

10

【0117】

[実施例 5]

表 9 に示した成分を有する溶鋼を厚さ 30 mm、幅 1200 mm に鑄造し無方向性電磁鋼用の薄鉄片とした。鑄造後の薄鉄片を冷却帯で水冷して温度を 775 とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ± 5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を 780 とし、圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し熱間圧延終了温度を 670 とし、板厚 2.0 mm の熱延鋼帯に仕上げた。

続いて酸洗を施し、冷間圧延により 0.5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて各温度で 30 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し、磁気特性を測定した。

20

【0118】

なお、本実験では検出限界である 0.001 % 以下の sol-Al は表中において「tr.」と記載した。

30

【0119】

表 10 に仕上焼鈍温度と磁気特性の関係の測定結果を示す。

表 10 に示されるように、本発明の成分範囲に Si、Al 含有量を調節することにより高磁束密度の無方向性電磁鋼板を製造することが可能である。

【0120】

鋼 5 を用いた比較例 13 は Si 含有量が本発明の範囲を下回っており、合金含有量がほぼ同等である本発明例 23 と比較しても磁束密度の値が著しく低く、鉄損が高く不適である。

【0121】

鋼 18 を用いた比較例 14 は Si 含有量が本発明の範囲を超過しており、本発明例 32 等と比較して合金組成および含有量を加味して考慮したとしても磁束密度が著しく低く不適である。

40

【0122】

鋼 19 を用いた比較例 15 は Al 含有量が本発明の範囲を超過しており、本発明例 32 等と比較して合金組成および含有量を加味して考慮したとしても磁束密度が著しく低く不適である。

【0123】

以上のように本発明で規定した範囲に Si、Al 等の合金組成を制御し、適切なプロセス条件で製造することにより高磁束密度無方向性電磁鋼板の製造が可能である。

【0124】

50

また、鋼 11 では 0.1 % 以下の Mn, 0.025 % 以下の P および tr. の Al が不
可避不純物として混入している。しかしながらこの範囲であれば無方向性電磁鋼板の磁気
特性を劣化させるものではない。

【 0 1 2 5 】

【 表 9 】

表 9

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)	備考
鋼 5	0.0003	0.07	0.15	0.0003	tr.	0.0006	0.070	0.0009	比較例 13
鋼 6	0.0004	0.17	0.15	0.0003	tr.	0.0005	0.071	0.0008	本発明例 23
鋼 7	0.0005	0.30	0.15	0.0002	0.25	0.0004	0.070	0.0007	本発明例 24
鋼 8	0.0003	0.50	0.51	0.0002	0.03	0.0003	0.050	0.0006	本発明例 25
鋼 9	0.0004	1.08	0.30	0.0003	0.005	0.0004	0.020	0.0007	本発明例 26
鋼 10	0.0003	1.55	0.20	0.0003	0.03	0.0003	0.020	0.0008	本発明例 27
鋼 11	0.0003	2.05	0.09	0.0004	tr.	0.0003	0.010	0.0006	本発明例 28
鋼 12	0.0004	2.01	0.20	0.0004	1.99	0.0004	0.020	0.0007	本発明例 29
鋼 13	0.0004	2.49	0.20	0.0003	0.30	0.0005	0.020	0.0007	本発明例 30
鋼 14	0.0005	2.97	0.17	0.0003	0.60	0.0004	0.017	0.0006	本発明例 31
鋼 15	0.0005	3.05	0.17	0.0003	1.11	0.0004	0.010	0.0007	本発明例 32
鋼 16	0.0003	0.50	1.02	0.0003	0.25	0.0003	0.020	0.0006	本発明例 33
鋼 17	0.0004	0.51	1.31	0.0004	0.23	0.0003	0.020	0.0006	本発明例 34
鋼 18	0.0005	4.25	0.17	0.0003	0.03	0.0004	0.021	0.0008	比較例 14
鋼 19	0.0003	1.20	0.17	0.0003	2.81	0.0003	0.021	0.0007	比較例 15

10

20

30

【 0 1 2 6 】

【表 10】

表 10

成分	仕上焼鈍温度 (°C)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
鋼 5	730	1.765	6.323	比較例 13
鋼 6	730	1.815	5.520	本発明例 23
鋼 7	750	1.820	5.507	本発明例 24
鋼 8	780	1.793	4.563	本発明例 25
鋼 9	810	1.746	5.102	本発明例 26
鋼 10	850	1.722	4.432	本発明例 27
鋼 11	900	1.715	3.398	本発明例 28
鋼 12	910	1.725	3.251	本発明例 29
鋼 13	930	1.702	3.103	本発明例 30
鋼 14	975	1.684	2.621	本発明例 31
鋼 15	1000	1.663	2.362	本発明例 32
鋼 16	875	1.757	3.443	本発明例 33
鋼 17	900	1.751	3.312	本発明例 34
鋼 18	1040	1.512	2.785	比較例 14
鋼 19	1030	1.519	2.804	比較例 15

10

20

30

40

【0127】

[実施例 6]

表 11 に示した成分を有する溶鋼を各厚みで幅 1100 mm の無方向性電磁鋼用の薄鉄片とした。鑄造後の薄鉄片を冷却帯で水冷して温度を 770 とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ±5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を 775 とし、圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し熱間圧延終了温度を 665 として板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯に仕上げた。

【0128】

また、本発明例 38、本発明例 40、本発明例 42、本発明例 49、本発明例 51、本発明例 53 では、鑄造後の薄鉄片を冷却帯で水冷して温度を 770 とし、これをコイル状に巻き取った後、コイルボックス炉に装入して 5 分間加熱と ±5 以内に均熱化し、再び巻きほだいてシートバー状に戻した後、熱間圧延開始温度を 775 とし、熱間圧延終了温度を 660 として板厚 2 . 5 mm の熱延鋼帯に仕上げた。

【0129】

続いて酸洗を施し、冷間圧延により板厚 0 . 5 mm に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて鋼 20 は 750 30 秒、鋼 21 は 900 30 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し磁気特性を測定した。

【0130】

表 12 に薄鉄片板厚と磁気特性の関係を示す。

表 12 に示されるように、薄鉄片の板厚を 20 mm 以上 100 mm 以下にすることにより、無方向性電磁鋼板の磁束密度が増加し、鉄損が低下し、その結果磁気特性が向上している。

【0131】

【表 1 1】

表 1 1

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)
鋼 2 0	0.0004	0.31	0.15	0.0003	0.28	0.0008	0.070	0.0002
鋼 2 1	0.0003	2.10	0.20	0.0004	0.25	0.0006	0.020	0.0003

10

【 0 1 3 2 】

【表 1 2】

表 1 2

成分	鑄片板厚 (mm)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	熱間圧延前 鑄片加熱方法	備考
鋼 2 0	1 5	1.798	5.671	トンネル炉	比較例 1 6
鋼 2 0	2 0	1.818	5.517	トンネル炉	本発明例 3 5
鋼 2 0	2 5	1.818	5.514	トンネル炉	本発明例 3 6
鋼 2 0	3 0	1.820	5.510	トンネル炉	本発明例 3 7
鋼 2 0	3 0	1.820	5.511	コイルボックス炉	本発明例 3 8
鋼 2 0	3 5	1.822	5.505	トンネル炉	本発明例 3 9
鋼 2 0	3 5	1.821	5.501	コイルボックス炉	本発明例 4 0
鋼 2 0	4 0	1.821	5.503	トンネル炉	本発明例 4 1
鋼 2 0	4 0	1.820	5.502	コイルボックス炉	本発明例 4 2
鋼 2 0	5 0	1.819	5.512	トンネル炉	本発明例 4 3
鋼 2 0	7 0	1.815	5.566	トンネル炉	本発明例 4 4
鋼 2 0	1 0 0	1.816	5.611	トンネル炉	本発明例 4 5
鋼 2 0	1 2 0	1.797	5.665	トンネル炉	比較例 1 7
鋼 2 1	1 5	1.675	3.642	トンネル炉	比較例 1 8
鋼 2 1	2 0	1.707	3.412	トンネル炉	本発明例 4 6
鋼 2 1	2 5	1.712	3.401	トンネル炉	本発明例 4 7
鋼 2 1	3 0	1.715	3.397	トンネル炉	本発明例 4 8
鋼 2 1	3 0	1.716	3.386	コイルボックス炉	本発明例 4 9
鋼 2 1	3 5	1.713	3.396	トンネル炉	本発明例 5 0
鋼 2 1	3 5	1.714	3.397	コイルボックス炉	本発明例 5 1
鋼 2 1	4 0	1.711	3.398	トンネル炉	本発明例 5 2
鋼 2 1	4 0	1.710	3.395	コイルボックス炉	本発明例 5 3
鋼 2 1	5 0	1.710	3.410	トンネル炉	本発明例 5 4
鋼 2 1	7 0	1.708	3.409	トンネル炉	本発明例 5 5
鋼 2 1	1 0 0	1.705	3.413	トンネル炉	本発明例 5 6
鋼 2 1	1 2 0	1.680	3.671	トンネル炉	比較例 1 9

20

30

40

【 0 1 3 3 】

[実施例 7]

50

表 1 3 に示した成分を有する溶鋼を厚み 3 0 m m で幅 1 1 0 0 m m の無方向性電磁鋼用の薄鋳片とした。鋳造後の薄鋳片を冷却帯で水冷して温度を 7 5 0 とし、これをトンネル炉にて加熱して温度を調整し ± 5 以内に均熱化し、熱間圧延開始温度を 7 6 0 とし、圧延速度と熱間圧延スタンド間の冷却速度を制御し熱間圧延終了温度を 6 5 0 とし、板厚 2 . 5 m m の熱延鋼帯に仕上げた。

続いて酸洗を施し、冷間圧延により板厚 0 . 5 m m に仕上げ、これを連続焼鈍炉にて 9 0 0 3 0 秒の仕上焼鈍を施した。その後、エプスタイン試料に切断し磁気特性を測定した。

【 0 1 3 4 】

表 1 3 に本発明例と比較例の成分と磁気測定結果を示す。

10

【 0 1 3 5 】

鋼 2 2 、鋼 2 6 を用いた比較例は R E M 添加量が本発明で定めた範囲未満であり、本発明例よりも鉄損が増加し、磁束密度が低く磁気特性が劣る。

【 0 1 3 6 】

鋼 2 4 、鋼 2 9 を用いた比較例は R E M 添加量が本発明で定めた範囲を超過しており、本発明例よりも鉄損が増加し、磁束密度が低く磁気特性が劣る。

【 0 1 3 7 】

鋼 2 5 、鋼 3 0 を用いた比較例は O 含有量が本発明の好ましい範囲を超過しているため R E M 添加の効果が不十分であり、本発明例よりも鉄損が増加し、磁束密度が低く磁気特性が劣る。

20

【 0 1 3 8 】

鋼 3 1 は T i 含有量が本発明で定めた範囲を超過しており、本発明例よりも鉄損が増加し、磁束密度が低く磁気特性が劣る。

【 0 1 3 9 】

鋼 3 2 は S n 添加量が好ましい範囲を下回っているため、S n 添加量が好ましい範囲である鋼 3 3 よりも磁束密度が低い。

【 0 1 4 0 】

鋼 3 4 は S n 添加量が好ましい範囲を超過しているため、S n 添加量が好ましい範囲である鋼 3 3 よりも磁束密度が低い。

【 0 1 4 1 】

鋼 3 5 は C r 添加量が好ましい範囲を下回っているため、C r 添加量が好ましい範囲である鋼 3 6 、鋼 3 7 、鋼 3 8 よりも鉄損が増加している。

30

【 0 1 4 2 】

鋼 3 9 は C r 添加量が好ましい範囲を超過しているため、C r 添加量が好ましい範囲である鋼 3 6 、鋼 3 7 、鋼 3 8 よりも鉄損が増加している。

【 0 1 4 3 】

鋼 4 4 は T i 含有量が本発明で定めた範囲を超過しているため、T i 含有量が本発明で定めた範囲内である鋼 4 0 、鋼 4 1 、鋼 4 2 、鋼 4 3 よりも磁束密度が低く、鉄損が増加している。

【 0 1 4 4 】

以上のように、本発明で定めた範囲、もしくは好ましい範囲に添加量を制御することにより、高磁束密度低鉄損を有する優れた磁気特性が得られることがわかる。

40

【 0 1 4 5 】

また、鋼 2 3 、鋼 2 7 、鋼 4 0 では 0 . 1 % 以下の M n , 0 . 0 2 5 % 以下の P , t r の A l が不可避不純物として混入している。しかしながらこれらはこの範囲であれば、無方向性電磁鋼板の磁気特性に影響を与えない。

【 0 1 4 6 】

鋼 2 8 、鋼 4 1 では 0 . 1 % 以下の M n および 0 . 0 2 5 % 以下の P が不可避不純物として混入している。しかしながらこれらはこの範囲であれば、無方向性電磁鋼板の磁気特性に影響を与えない。

50

【 0 1 4 7 】

【 表 1 3 】

表 1 3

成分	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Al (%)	Cr (%)	N (%)	P (%)	Ti (%)	REM (%)	O (%)	S _n (%)	B50 (T)	W15/50 (W/kg)	備考
鋼 2 2	0.0004	2.15	0.17	0.0003	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	0.0008	0.0032	—	1.685	3.415	比較例
鋼 2 3	0.0004	2.15	0.09	0.0003	tr.	—	0.0007	0.018	0.0003	0.0031	0.0031	—	1.713	3.378	本発明例
鋼 2 4	0.0004	2.15	0.17	0.0003	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	0.0160	0.0033	—	1.670	3.821	比較例
鋼 2 5	0.0004	2.15	0.17	0.0003	0.28	—	0.0007	0.021	0.0003	0.0032	0.0065	—	1.689	3.789	比較例
鋼 2 6	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	0.0009	0.0030	—	1.679	3.802	比較例
鋼 2 7	0.0004	2.15	0.10	0.0016	tr.	—	0.0007	0.019	0.0003	0.0032	0.0031	—	1.712	3.385	本発明例
鋼 2 8	0.0004	2.15	0.09	0.0016	0.28	—	0.0007	0.018	0.0014	0.0033	0.0032	—	1.708	3.395	本発明例
鋼 2 9	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	0.0170	0.0030	—	1.678	3.807	比較例
鋼 3 0	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.021	0.0003	0.0032	0.0070	—	1.687	3.790	比較例
鋼 3 1	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.020	0.0057	0.0031	0.0035	—	1.675	3.827	比較例
鋼 3 2	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	0.005	1.701	3.394	比較例
鋼 3 3	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	0.05	1.717	3.382	本発明例
鋼 3 4	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	—	0.0007	0.021	0.0003	—	0.0010	0.15	1.695	3.415	比較例
鋼 3 5	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	0.05	0.0007	0.021	0.0003	—	0.0010	—	1.706	3.396	比較例
鋼 3 6	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	2.2	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	—	1.700	3.382	本発明例
鋼 3 7	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	4.5	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	—	1.693	3.360	本発明例
鋼 3 8	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	8.0	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	—	1.687	3.352	本発明例
鋼 3 9	0.0004	2.15	0.17	0.0016	0.28	12.0	0.0007	0.020	0.0003	—	0.0010	—	1.654	3.981	比較例
鋼 4 0	0.0004	2.15	0.09	0.0004	tr.	—	0.0006	0.019	0.0004	—	0.0010	—	1.707	3.395	本発明例
鋼 4 1	0.0003	2.15	0.09	0.0004	0.28	—	0.0006	0.019	0.0013	—	0.0010	—	1.706	3.393	本発明例
鋼 4 2	0.0004	2.15	0.17	0.0004	0.28	—	0.0006	0.020	0.0017	—	0.0010	—	1.705	3.397	本発明例
鋼 4 3	0.0004	2.15	0.17	0.0004	0.28	—	0.0006	0.020	0.0035	—	0.0010	—	1.696	3.451	本発明例
鋼 4 4	0.0003	2.15	0.17	0.0004	0.28	—	0.0006	0.021	0.0051	—	0.0010	—	1.691	3.542	比較例

10

20

30

40

フロントページの続き

- (72)発明者 川又 竜太郎
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 黒崎 洋介
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 藤倉 昌浩
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 久保田 猛
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 名取 義顕
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内

F ターム(参考) 4K033 AA01 CA01 CA02 CA03 CA05 CA07 CA08 CA09 FA02 FA03
GA01 HA02 KA00 RA03 SA03
5E041 AA02 CA02 CA04 HB07 NN01 NN06 NN17 NN18