(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第5644959号
(P5644959)

(45)発行日　平成26年12月24日(2014.12.24)　(24)登録日　平成26年11月14日(2014.11.14)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	303U
C22C 38/14	(2006.01)	C22C	38/14	
C21D 8/12	(2006.01)	C21D	8/12	A

請求項の数 2　(全 18 頁)

(21)出願番号　特願2013-540118(P2013-540118)
(86)(22)出願日　平成25年3月27日(2013.3.27)
(86)国際出願番号　PCT/JP2013/058999
(87)国際公開番号　WO2013/146879
(87)国際公開日　平成25年10月3日(2013.10.3)
審査請求日　平成25年9月13日(2013.9.13)
(31)優先権主張番号　特願2012-75258(P2012-75258)
(32)優先日　平成24年3月29日(2012.3.29)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

早期審査対象出願

前置審査

(73)特許権者　000006655
新日鐵住金株式会社
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号
(74)代理人　100064908
弁理士　志賀　正武
(74)代理人　100175802
弁理士　寺本　光生
(74)代理人　100106909
弁理士　棚井　澄雄
(74)代理人　100134359
弁理士　勝俣　智夫
(74)代理人　100188592
弁理士　山口　洋

最終頁に続く

(54)【発明の名称】無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：０．０００１％以上０．００４０％以下、
Ｓｉ：３．０％超３．７％以下、
ｓｏｌ．Ａｌ：０．３１％以上１．０％以下、
Ｍｎ：０．５％以上１．５％以下、
Ｓｎ：０．００５％以上０．１％以下、
Ｔｉ：０．０００１％以上０．００３０％以下、
Ｓ：０．０００１％以上０．００２０％以下、
Ｎ：０．０００１％以上０．００３％以下、
Ｎｉ：０．００１％以上０．２％以下、
Ｐ：０．００５％以上０．０５％以下
のみからなり、残部がＦｅ及び不純物のみからなり、
室温において、固有抵抗ρ≧６０μΩｃｍ、飽和磁束密度Ｂｓ≧１．９４５Ｔであり、
前記含有成分について、３．５≦Ｓｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５を満たす無方向性電磁鋼板の製造方法であって、
前記化学成分を含むスラブを熱間圧延する熱間圧延工程と、
前記熱間圧延工程後に、そのまま熱延板焼鈍無しで、あるいは熱延板焼鈍又は自己焼鈍を施し、酸洗を行う酸洗工程と、

一回の冷間圧延を行う冷間圧延工程と、
前記冷間圧延工程後に仕上げ焼鈍を行い、コーティングを施す工程と、
を備え、
前記冷間圧延工程では、冷間圧延の圧延開始時の鋼板温度を５０℃以上１３８℃以下とし、１パス目の圧延における通板速度を６０ｍ／ｍｉｎ以上２００ｍ／ｍｉｎ以下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２】
前記Ｍｎが、１．０２質量％以上であ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の製造方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は主に電気機器やハイブリッド自動車等のモータの鉄心として用いられる無方向性電磁鋼板とその製造方法に関する。　本願は、２０１２年３月２９日に、日本に出願された特願２０１２－０７５２５８号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。
【背景技術】
【０００２】
地球温暖化に代表される環境問題や、石油資源の枯渇懸念や原子力資源への不安等の資源問題から省エネルギー化の重要性は高まっている。
このような背景から、例えば自動車分野に於いては省エネルギーに寄与するハイブリッド自動車や電気自動車の躍進が目覚ましい。
また家電製品分野に於いても、消費電力の低い高効率エアコンや冷蔵庫の需要が高まっている。
これらの製品では共通してモータが使用されており、その高効率化が重要性を増している。
これらの機器では省スペース化、小重量化へのニーズからモータの小型化が図られており、出力を確保する必要から高速回転化が進んでいる。
高速回転に伴う損失の増大とそれに伴う機器の発熱を抑えるために、モータのコアとして用いられている無方向性電磁鋼板には高周波鉄損の低減が求められている。
一方でモータの性能としては高トルクを得ることも重要であり、特にモータの加速時などでは飽和磁束密度：Ｂｓが高いことが無方向性電磁鋼板に求められる。
【０００３】
高周波鉄損では鉄損の内、渦電流損失の割合が高いことから鉄損低減の為に無方向性電磁鋼板の固有抵抗を高める方法が採られ、例えば特許文献１にこの方法が記されている。
しかし固有抵抗を高めるために必要な高合金化は、飽和磁束密度Ｂｓを低減するという問題がある。
これに加えて鋼板を著しく脆化させることから生産性に多大な悪影響を持つ。
特にＳｉ量が３％を超えるとＢｓの低下と鋼板の脆化が著しくなり、求められる磁気特性と生産性の全てを実現することが非常に困難となる。
特許文献１ではＳｉ＋Ａｌ量が４．５％以下となるように制限しているが鋼板の脆化を回避するには不十分なものであり、更に本発明の骨子であるＭｎの影響について考慮がなされていなかった。
またＢｓについても評価されておらず、必ずしも良好な磁気特性が得られるものではなかった。
【０００４】
特許文献２では固有抵抗とＢｓを一定の関係とすることが記載されているが、高トルクを得ることを前提としておらず、また鋼板の脆化を回避できるものではなかった。
更に、より高周波での鉄損改善を目指したものではなく、Ｓｉ量が３．０％を超えた鋼板での脆性やＢｓ、鉄損の改善について考慮されておらず必ずしも良好な磁気特性が得ら

れるものではなかった。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００５】
【特許文献１】日本国特開平１０－３２４９５７号公報
【特許文献２】日本国特開２０１０－１８５１１９号公報
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００６】
本発明は前述のような従来技術の問題点を解決し、鉄損が低く飽和磁束密度Ｂｓが高く、更に生産性に優れた無方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供するものであり、具体的には、生産性を損なわずに低い高周波鉄損と高いＢｓを持つ無方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することを課題とする。
【課題を解決するための手段】
【０００７】
本発明の要旨は、下記の通りである。
【０００８】
（１）本発明の第一の態様は、質量％で、Ｃ：０．０００１％以上０．００４０％以下、Ｓｉ：３．０％超３．７％以下、ｓｏｌ．Ａｌ：０．３１％以上１．０％以下、Ｍｎ：０．５％以上１．５％以下、Ｓｎ：０．００５％以上０．１％以下、Ｔｉ：０．０００１％以上０．００３０％以下、Ｓ：０．０００１％以上０．００２０％以下、Ｎ：０．０００１％以上０．００３％以下、Ｎｉ：０．００１％以上０．２％以下、Ｐ：０．００５％以上０．０５％以下のみからなり、残部がＦｅ及び不純物のみからなり、室温において、固有抵抗ρ≧６０μΩｃｍ、飽和磁束密度Ｂｓ≧１．９４５Ｔであり、前記含有成分について、３．５≦Ｓｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５を満たす無方向性電磁鋼板の製造方法であって、前記化学成分を含むスラブを熱間圧延する熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程後に、そのまま熱延板焼鈍無しで、あるいは熱延板焼鈍又は自己焼鈍を施し、酸洗を行う酸洗工程と、一回の冷間圧延を行う冷間圧延工程と、前記冷間圧延工程後に仕上げ焼鈍を行い、コーティングを施す工程と、を備え、前記冷間圧延工程では、冷間圧延の圧延開始時の鋼板温度を５０℃以上１３８℃以下とし、１パス目の圧延における通板速度を６０ｍ／ｍｉｎ以上２００ｍ／ｍｉｎ以下とすることを特徴とする、無方向性電磁鋼板の製造方法である。
（２）上記（１）に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法において、前記Ｍｎが、１．０２質量％以上であってもよい。
【発明の効果】
【０００９】
本発明によれば、高い生産性を維持しながら高周波鉄損が低く飽和磁束密度Ｂｓの高い無方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することができる。
自動車分野ではハイブリッド自動車や電気自動車、家電分野ではエアコンや冷蔵庫向けのモータの高効率化、高性能化に寄与することができ、更に高い生産性を維持できることから製造コストの面でも優れている。
【図面の簡単な説明】
【００１０】
【図１】本発明の成分範囲の一例を示す図である。
【発明を実施するための形態】
【００１１】
本発明者らは現状のモータ動向に即した無方向性電磁鋼板を提供することに際した上記課題、即ち無方向性電磁鋼板の磁気特性に対してＳｉ量を３．０％超とした場合に於いて、十分低い高周波鉄損と高い飽和磁束密度Ｂｓを両立することと、一方で製造面に於いては製造途中の鋼板の靭性を確保することを実現するために、鋼板の含有元素と、製造条件

について鋭意検討を進めた。
その結果、本発明者らは、含有させるＳｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎを適切なバランスとすることにより、低い高周波鉄損と高いＢｓを維持しながら生産性を損なわないことが可能であることを明らかにした。
特にＳｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、ＭｎについてはＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎにより脆化の程度を評価することができることを本発明者らは明らかにし、この値を４．２５以下とすることで脆性を緩和し通板途中での破断リスクを低減できることが分かった。
また、本発明者らは、化学成分を上記の範囲とすることに加えて冷延通板時の鋼板温度を適正に制御することが更に通板途中での破断リスクの低減に有効であることを見出した。

【００１２】
以下、上述の知見に基づきなされた本発明の一実施形態に係る無方向性電磁鋼板（以下、単に鋼板と記載する場合がある）を詳細に説明する。

【００１３】
まず鋼板の化学組成の限定理由について説明する。
なお、含有割合を示す「％」及び「ｐｐｍ」は特に断りの無い限り「質量％」及び「質量ｐｐｍ」を意味する。

【００１４】
（Ｃ：０．０００１％以上０．００４０％以下）
Ｃは、磁気時効を起こし磁気特性が劣化してしまうことから極力低減することが望ましく、０．００４０％以下とする。
Ｃ含有量は、好ましくは０．００３０％以下、より好ましくは０．００２５％以下である。
一方、製造上の負荷から、Ｃ含有量の下限を０．０００１％、好ましくは０．０００３％とする。

【００１５】
（Ｓｉ：３．０％超３．７％以下）
Ｓｉは、電磁鋼板の固有抵抗を高める元素で鉄損の低減に有効であることに加えて、安価に固有抵抗を高めることができるとの経済的な理由から３．０％を超える必要がある。
Ｓｉが３．０％以下である場合には固有抵抗ρ≧６０μΩｃｍを得るためにその他のより高価な元素を増量する必要があることから望ましくない。
一方で、Ｓｉは添加量が多いほど鉄損の低減には有効であるが、多すぎると鋼板が脆化して製造途中での破断リスクを著しく増大することからＳｉ含有量の上限を３．７％、好ましくは３．５％とする。

【００１６】
（ｓｏｌ．Ａｌ：０．３％以上１．０％以下）
ｓｏｌ．Ａｌは、電磁鋼板の固有抵抗を高める元素である。
しかしながら、ｓｏｌ．ＡｌはＢｓ低下への寄与が高く、鋼板の脆化にも影響が大きいのでｓｏｌ．Ａｌ含有量の上限を１．０％、好ましくは０．９％、更に好ましくは０．８％とする。
また、ｓｏｌ．Ａｌ含有量が低すぎると固有抵抗が低くなってしまう他、ＡｌＮ等の窒化物が微細に析出して粒成長を悪化し鉄損を悪化する懸念があることからｓｏｌ．Ａｌ含有量の下限を０．３％、好ましくは０．４％、更に好ましくは０．５％とする。

【００１７】
（Ｍｎ：０．５％以上１．５％以下）
Ｍｎは、鋼板の脆性をあまり悪化させずに電磁鋼板の固有抵抗を高める元素で鉄損の低減に有効であることから０．５％以上必要である。
Ｍｎは添加量が多いほど鉄損の低減には有効であるが、Ｍｎはオーステナイトフォーマーであることから多すぎると製造途中の高温処理時にフェライト単相で無くなり製品板に

於いて著しく磁気特性を悪化させる懸念がある。
このため、Ｍｎ含有量の上限を１．５％、好ましくは１．３％とする。
【００１８】
高周波鉄損を低減するには上記Ｓｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの添加量を適宜調整する必要がある。
検討の結果、良好な高周波鉄損を得るには室温における固有抵抗として６０μΩｃｍ以上とすることが必要と分かった。
なお、室温における固有抵抗は一般に知られる四端子法により調べた。
【００１９】
更に良好なモータ特性を得るためには室温における飽和磁束密度Ｂｓ≧１．９４５Ｔが必要である。
室温における飽和磁束密度Ｂｓはそれ自体がモータトルク等に寄与する重要な磁気特性である。
一方で磁化過程に直接影響することから鉄損に対しても影響があり、良好な鉄損を得るためにも室温における飽和磁束密度Ｂｓを考慮した成分設計が重要となる。
このためにはＢｓ低下量の大きいｓｏｌ．Ａｌ含有量を減らすことが望ましく、一方で上述の高固有抵抗化の必要性と後述の脆性への影響からＭｎ添加量を増やすことが望ましい。
Ｂｓは振動試料型磁力計（Ｖｉｂｒａｔｉｎｇ　Ｓａｍｐｌｅ　Ｍａｇｎｅｔｏｍｅｔｅｒ　：　ＶＳＭ）等により測定した。
【００２０】
これらに加えてＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５を満たすことで製造途中での破断リスク等を大幅に低減して生産性を損なわずに上記の良好な磁気特性を持つ無方向性電磁鋼板を製造可能となる。
ここでＳｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎは鋼板に於けるそれぞれの含有量を質量％で表した時の数字を意味するものとする。
Ｓｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎの値が小さいほど鋼板の靭性が改善し通板時の破断リスクが更に低減する。
このためＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎの上限値は、通板の観点からは、４．１であることが好ましく、４．０とすることがより好ましい。ただし、室温における固有抵抗を６０μΩｃｍ以上とする必要から適宜Ｓｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの添加量のバランスを変更することが必要となる。すなわち、Ｓｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎの値が３．５より低い場合、所望の固有抵抗が得ることが難しくなるため、Ｓｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎの下限値は、３．５、好ましくは３．６、より好ましくは３．７とする。
【００２１】
上述の通りＢｓ及び脆性への影響から固有抵抗を増加させるためにはｓｏｌ．Ａｌを用いるよりもＭｎを用いた方が望ましく、ｓｏｌ．Ａｌ＜Ｍｎであることが好ましい。
更に固有抵抗を十分高める為にはＭｎ≧０．７％とすることが更に好ましい。
【００２２】
（Ｓｎ：０．００５％以上０．１％以下）
Ｓｎは、仕上げ焼鈍後の集合組織を改善することでＢ５０（５０００Ａ／ｍで励磁した時の磁束密度）を向上する効果があるので、Ｓｎ含有量を０．００５％以上、好ましくは０．０１％とする。
この効果は添加量が多いほど有効であるが、Ｓｎ含有量が０．１％以上では効果が飽和し、更に鋼板を脆化させて通板時の破断リスクを増すことから上限を０．１％、好ましくは０．９％、より好ましくは０．８％とする。
【００２３】
（Ｔｉ：０．０００１％以上０．００３０％以下）
Ｔｉは、ＴｉＮ、ＴｉＣ等の析出により磁気特性と、仕上焼鈍時の粒成長性を劣化して

しまうので、極力低減することが望ましく、その含有量を０．００３０％以下、好ましくは０．００２５％以下とする。
しかし製造上の負荷から、Ｔｉ含有量の下限を０．０００１％、好ましくは０．０００３％とする。
【００２４】
（Ｓ：０．０００１％以上０．００２０％以下）
Ｓは、ＭｎＳ、ＭｇＳ、ＴｉＳ、ＣｕＳ等の析出により磁気特性と、仕上げ焼鈍時の粒成長性を劣化してしまうので、極力低減することが望ましい。
これらの硫化物は微細に析出し易く鉄損の内ヒステリシス損失を悪化してしまう影響が大きい。
そこで、Ｓ含有量を０．００２０％以下、好ましくは０．００１５％以下とする。
しかし製造上の負荷から、Ｓ含有量の下限を０．０００１％、好ましくは０．０００３％とする。
【００２５】
（Ｎ：０．０００１％以上０．００３％以下）
Ｎは、ＴｉＮ、ＡｌＮ等の析出により磁気特性と、仕上焼鈍時の粒成長性を劣化させてしまうので、極力低減することが望ましい。
このため、Ｎ含有量は０．００３０％以下、好ましくは０．００２５％とする。
しかし製造上の負荷から、Ｎ含有量の下限を０．０００１％、好ましくは０．０００３％とする。
【００２６】
上記の様にＣ、Ｔｉ、Ｓ、Ｎは析出物を形成することでヒステリシス損失を増加してしまう。
高周波鉄損の低減のためには渦電流損失を下げる固有抵抗増加が有効となるが、脆化による生産性阻害に加えてもう一つの重要な磁気特性であるＢｓの低下を招いてしまう課題がある。
なるべく合金成分を軽減しながら目標となる十分低い高周波鉄損を得ることが望ましく、よってこれらＣ、Ｔｉ、Ｓ、Ｎを出来るだけ低減することが好ましい。
【００２７】
（Ｎｉ：０．００１％以上０．２％以下）
Ｎｉは、鋼板の靭性を改善し製造途中での破断リスクを下げる効果があるので０．００１％以上とする。
Ｎｉは、添加量が多いほどその効果は高いが、経済上の理由から上限を０．２％とする。
【００２８】
（Ｐ：０．００５％以上０．０５％以下）
Ｐは、仕上げ焼鈍後の集合組織を改善することでＢ５０を向上する効果があるので０．００５％以上とする。
この効果は添加量が多いほど有効であるが、Ｐ含有量が０．０５％超では鋼板を脆化させて通板時の破断リスクを増すことから上限を０．０５％、好ましくは０．０３％とする。
【００２９】
上記鋼板の化学組成は、上記元素以外の残部としてＦｅ及び不純物を含む。残部は、Ｆｅ及び不純物のみからなってもよい。不純物としては、製造過程等で不可避的に混入する不可避的不純物であるＯ、Ｂ等や、磁気特性を良好にする微量添加元素であるＣｕ、Ｃｒ、Ｃａ、ＲＥＭ、Ｓｂ等が挙げられる。これらの不純物は、本発明の機械特性及び磁気特性を損なわない範囲で含有してもよい。
【００３０】
本発明における成分範囲の一例を図１に示した。
Ｓｉ添加量をそれぞれ３．２％、３．５％、３．７％と変えた時のｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎ

の適正範囲を枠線で囲まれた部分として示している。
なお、線が重なっている部分については適宜ずらして図示した。
実線で示された３．２％Ｓｉの場合では０．３％≦ｓｏｌ．Ａｌ≦１．０％及び０．５％≦Ｍｎ≦１．５％の制限に加えて、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの少ない部分ではρ≧６０μΩｃｍによる制限があり、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの多い部分ではＢｓ≧１．９４５Ｔによる制限があり、これらの線分で囲まれた六角形の内側が本発明の成分範囲となる。
脆性影響を評価したＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５による成分の制限はＳｉ量が高い時に有効となり、３．７％Ｓｉでは０．３％≦ｓｏｌ．Ａｌ及び０．５％≦Ｍｎ≦１．５％の制限とＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５の制限で囲まれた一点鎖線でできた台形の内側が望ましい成分範囲となる。
Ｂｓ≧１．９４５Ｔによる制限とＳｉ＋（２／３）×ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）×Ｍｎ≦４．２５による制限はｓｏｌ．ＡｌとＭｎの関係でみると若干の係数差があるため、３．５％Ｓｉの場合にはＭｎ　１．０％で交点を持ち、点線で示す様な六角形の内側が３．５％Ｓｉにおける本発明の成分範囲となる。
次に本実施形態に係る鋼板の製造条件について説明する。
【００３１】
前記成分からなる鋼素材としては、転炉で溶製され連続鋳造あるいは造塊－分塊圧延により製造される鋼スラブを用いることができる。
鋼スラブは公知の方法にて加熱され、引続き熱間圧延されて所要板厚の熱延板とされる。
この後、必要に応じて熱延板焼鈍、または自己焼鈍を行う。
この熱延板を酸洗し、冷間圧延、または中間焼鈍を含む２回の冷間圧延により所定の板厚とし、仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施す。
【００３２】
上記製造条件に加えて冷間圧延での圧延開始時の鋼板温度を高め、更に１パス目の冷間圧延における通板速度を低くすると冷間圧延及び続く仕上げ焼鈍での破断リスクが更に低減できる。
この温度は５０℃以上必要であり、高いほどその効果が高まるが、設備への負荷が高まることから上限を２００℃とする。
また通板速度は２００ｍ／ｍｉｎ以下とすることで破断リスクの低減に効果が現れるが、通板速度が遅すぎると加工発熱による鋼板の高温化効果が著しく低下し２パス目以降での板温度高温化による破断リスク低減効果が減少する。
また、これに加えて圧延コストが著しく増大するため、下限を６０ｍ／ｍｉｎとする。
【００３３】
なお、製品板の板厚は薄いほど鉄損の内の渦電流損失を低減する効果がある。
通常は０．５０ｍｍ以下の板厚で製造が行われるが、鉄損の低減には０．３０ｍｍ以下とすることが望ましく、更に０．２５ｍｍ以下とするとより良好な鉄損が得られる。
一方で過度に薄くすると鋼板の生産性やモータの加工コストの増大へ悪影響があるので、板厚を０．１０ｍｍ以上とすることが好ましく、更に０．２０ｍｍ以上とするとより好ましい。
以下に本発明の実施例を示す。
【実施例１】
【００３４】
固有抵抗ρがおよそ６０μΩｃｍとなる様に成分を適宜調整した表１に示す種々の成分を含有し、残部はＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼スラブを板厚２．０ｍｍに熱間圧延した後、１０００℃×１分の熱延板焼鈍を施し、酸洗し、板厚０．３０ｍｍに冷間圧延した。
なお、冷間圧延の１パス目での板温を７０℃、通板速度を１００ｍ／ｍｉｎにて行った。

この冷延板を１０００℃×１５秒の仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施した。
磁気測定は最大磁束密度１．０Ｔで８００Ｈｚの周期にて正弦励磁した時の鉄損（Ｗ１０／８００）にて評価した。
破断有無は３本のコイルを通板した際に冷間圧延及び、仕上げ焼鈍にて破断が起きたかどうかで評価した。

【００３５】

全てのコイルに於いてＳｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎの値は４．２５に比べて低く、破断は無かった。
しかしＮｏ．１～４は固有抵抗が６０μΩｃｍ以下と低く、その結果として鉄損Ｗ１０／８００が３８Ｗ／ｋｇを上回っていた。
Ｎｏ．５～１２は固有抵抗が６０μΩｃｍ以上であるが、Ｎｏ．６～８は鉄損Ｗ１０／８００が３８Ｗ／ｋｇを上回り、Ｂｓも１．９７０Ｔを下回っており磁気特性が劣位であった。
固有抵抗に対して鉄損が劣位であった一因には、もう一つの重要な磁気特性であるＢｓが低いことも影響していたと考えられる。
これらの鋼板ではｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎのいずれか一方、又は両方が本発明の範囲外であった。
一方でＮｏ．５、９～１２は鉄損Ｗ１０／８００が３８Ｗ／ｋｇ以下であり、さらにＢｓも１．９７０Ｔ以上と高く、鉄損とＢｓのバランスのとれた優れた磁気特性が得られた。
更にこの内、ｓｏｌ．Ａｌ＜ＭｎかつＭｎ≧０．７％であるＮｏ．９、１２は３７．７Ｗ／ｋｇ以下であり、Ｂｓは１．９８０Ｔと特に良好な鉄損が得られている。

【００３６】

【表１】

No.	C	Si	sol.Al	Mn	Sn	Ti	S	N	Ni	P	固有抵抗	Bs	W10/800	Si+(2/3)sol.Al +(1/5)Mn	破断有無	備考
	(ppm)	(mass%)	(mass%)	(mass%)	(mass%)	(ppm)	(ppm)	(ppm)	(mass%)	(mass%)	μΩcm	(T)	(W/kg)			
1	18	3.01	0.61	0.92	0.054	13	17	17	0.07	0.019	59.5	1.979	38.35	3.60	無し	比較例
2	20	3.03	0.98	0.25	0.078	15	12	14	0.07	0.010	59.1	1.971	38.73	3.73	無し	比較例
3	23	3.38	0.35	0.53	0.066	12	17	16	0.06	0.014	59.0	1.986	38.21	3.72	無し	比較例
4	23	3.05	0.36	1.21	0.034	11	17	12	0.02	0.008	59.5	1.985	38.18	3.53	無し	比較例
5	24	3.27	0.58	0.65	0.024	16	11	13	0.08	0.010	60.7	1.975	37.96	3.79	無し	発明例
6	25	3.01	1.02	0.51	0.034	15	7	13	0.02	0.018	60.9	1.964	38.29	3.79	無し	比較例
7	17	3.05	1.13	0.32	0.059	16	13	12	0.06	0.014	61.3	1.960	38.26	3.87	無し	比較例
8	26	3.23	0.93	0.21	0.026	11	17	16	0.06	0.013	60.8	1.966	38.20	3.89	無し	比較例
9	27	3.24	0.33	1.14	0.062	16	12	16	0.07	0.011	61.1	1.980	37.69	3.69	無し	発明例
10	24	3.26	0.71	0.52	0.047	12	15	15	0.03	0.008	61.0	1.971	37.97	3.84	無し	発明例
11	20	3.51	0.42	0.51	0.038	16	13	14	0.07	0.016	61.1	1.977	37.75	3.89	無し	発明例
12	23	3.48	0.31	0.71	0.069	12	16	11	0.01	0.015	61.0	1.980	37.63	3.83	無し	発明例

【実施例２】
【００３７】
室温における固有抵抗ρがおよそ６５μΩｃｍとなる様に成分を適宜調整した表２に示す種々の成分を含有し、残部はＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼スラブを板厚２．０ｍｍに熱間圧延した後、１０００℃×１分の熱延板焼鈍を施し、酸洗し、板厚０．３０ｍｍに冷間圧延した。なお冷間圧延の１パス目での板温を７０℃、通板速度を１００ｍ／ｍｉｎにて行った。
この冷延板を１０００℃×１５秒の仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施した。
磁気測定は最大磁束密度１．０Ｔで８００Ｈｚの周期にて正弦励磁した時の鉄損にて評価した。
破断有無は３本のコイルを通板した際に冷間圧延及び、仕上げ焼鈍にて破断が起きたかどうかで評価した。
【００３８】
Ｓｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎの値が４．２５を上回ったＮｏ．１５、１９では冷間圧延の１パス目での破断した他、冷延コイルの幅方向端面に微小な亀裂が多数発生し、続く仕上げ焼鈍でも破断したコイルがあった。
その他については破断無く通板できた。Ｎｏ．１４、１８、２２では鉄損Ｗ１０／８００が３７．０Ｗ／ｋｇを上回っていることに加えてＢｓが本発明の基準である１．９４５Ｔを下回っていた。
これらの鋼板ではｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの一方あるいは両方が本発明の範囲外であった。
Ｎｏ．１３、１６、１７、２０、２１は本発明例であり、３７．０Ｗ／ｋｇを下回る良好な鉄損が得られ、Ｂｓも１．９４５Ｔを超えており、鉄損とＢｓが共に優れた結果が得られた。
特にＮｏ．１３、１６、２０はｓｏｌ．Ａｌ＜ＭｎかつＭｎ≧０．７％であり、３６．６Ｗ／ｋｇを下回り更にＢｓが１．９６０Ｔ以上であり良好な鉄損が得られた。
【００３９】

【表２】

No.	C (ppm)	Si (mass%)	sol.Al (mass%)	Mn (mass%)	Sn (mass%)	Ti (ppm)	S (ppm)	N (ppm)	Ni (mass%)	P (mass%)	固有抵抗 μΩcm	Bs (T)	W10/800 (W/kg)	Si+(2/3)sol.Al +(1/5)Mn	破断有無	備考
13	22	3.26	0.58	1.38	0.066	16	14	15	0.03	0.012	65.4	1.961	36.57	3.92	無し	発明例
14	18	3.03	1.41	0.53	0.007	13	9	14	0.03	0.010	65.2	1.942	37.45	4.08	無し	比較例
15	14	3.81	0.52	0.51	0.046	14	14	14	0.08	0.011	65.9	1.959	36.42	4.26	有り	比較例
16	18	3.35	0.72	0.96	0.054	16	14	14	0.09	0.014	65.0	1.960	36.54	4.02	無し	発明例
17	15	3.67	0.62	0.51	0.021	15	10	17	0.08	0.010	65.1	1.959	36.72	4.19	無し	発明例
18	15	3.20	1.18	0.67	0.063	18	10	16	0.10	0.012	66.0	1.944	37.05	4.12	無し	比較例
19	19	3.62	0.89	0.24	0.017	13	10	15	0.06	0.014	65.4	4.952	36.86	4.26	有り	比較例
20	14	3.65	0.33	1.02	0.019	16	13	17	0.08	0.014	65.3	1.966	36.46	4.07	無し	発明例
21	14	3.65	0.64	0.52	0.046	15	10	15	0.07	0.008	65.1	1.959	36.74	4.18	無し	発明例
22	16	3.16	1.35	0.35	0.056	18	14	16	0.05	0.010	65.0	1.943	37.42	4.13	無し	比較例

【実施例３】
【００４０】
室温における固有抵抗ρがおよそ６９μΩｃｍとなる様に成分を適宜調整した表３に示す種々の成分を含有し、残部はＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼スラブを板厚２．０ｍｍに熱間圧延した後、１０００℃×１分の熱延板焼鈍を施し、酸洗し、板厚０．３０ｍｍに冷間圧延した。
なお、冷間圧延の１パス目での板温を７０℃、通板速度を１００ｍ／ｍｉｎにて行った。
この冷延板を１０００℃×１５秒の仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施した。
磁気測定は最大磁束密度１．０Ｔで８００Ｈｚの周期にて正弦励磁した時の鉄損にて評価した。
破断有無は３本のコイルを通板した際に冷間圧延及び、仕上げ焼鈍にて破断が起きたかどうかで評価した。
【００４１】
Ｓｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎの値が４．２５を上回ったＮｏ．２９～３３、３５では破断回数が著しく増加した。
全て冷間圧延の１パス目で破断があった他、冷延コイルの幅方向端面に微小な亀裂が多数発生したことに加えて冷延形状も悪く、続く仕上げ焼鈍でも破断したコイルがあった。
特にＮｏ．３０、３１では脆性が厳しい為に破断後に復旧することができず通板を断念した。
またＮｏ．３０は実施例２で示したＮｏ．２１と比べてＳｉ、ｓｏｌ．Ａｌは同程度ながら破断しており、破断回避には、Ｍｎも加えたＳｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎで評価することが重要であることがわかった。
その他については破断無く通板することができた。
Ｎｏ．２５、２６、２８、２９、３２、３３では鉄損Ｗ１０／８００が３６．０Ｗ／ｋｇを上回っており、Ｂｓが本発明の基準である１．９４５Ｔを下回っていた。
Ｎｏ．２５、２８、３１、３２はｓｏｌ．Ａｌが本発明の範囲外であった。
一方でＮｏ．２６、２９、３３はＳｉ、ｓｏｌ．Ａｌ、Ｍｎの成分値だけを見ると本発明の範囲内であるが、鉄損が劣位となっていた。
Ｂｓは単独でも重要な磁気特性であるが、鉄損にも影響しているものと考えられる。
よって本発明に規定するように良好な鉄損を得るためにも成分範囲だけでなくＢｓを考慮しながらの成分設計が重要であると言える。
Ｎｏ．２３、２４、２７、３４は本発明例であり、Ｗ１０／８００が３６．０Ｗ／ｋｇを下回る良好な鉄損が得られており、Ｂｓも１．９４５Ｔを上回っていた。
【００４２】

【表３】

No.	C	Si	sol.Al	Mn	Sn	Ti	S	N	Ni	P	固有抵抗	Bs	W10/800	Si+(2/3)sol.Al +(1/5)Mn	破断有無	備考
	(ppm)	(mass%)	(mass%)	(mass%)	(mass%)	(ppm)	(ppm)	(ppm)	(mass%)	(mass%)	μΩcm	(T)	(W/kg)			
23	14	3.40	0.70	1.48	0.010	16	8	12	0.12	0.012	69.0	1.964	35.86	4.16	無し	発明例
24	13	3.55	0.61	1.34	0.045	13	11	10	0.10	0.010	69.0	1.948	35.74	4.22	無し	発明例
25	15	3.20	1.12	1.25	0.010	11	6	13	0.06	0.013	69.2	1.936	36.17	4.20	無し	比較例
26	13	3.41	0.91	1.13	0.044	8	8	10	0.11	0.011	68.9	1.941	36.03	4.24	無し	比較例
27	14	3.61	0.45	1.47	0.013	12	8	14	0.08	0.009	69.0	1.952	35.61	4.20	無し	発明例
28	11	3.05	1.50	0.90	0.009	15	9	13	0.11	0.011	68.8	1.928	36.58	4.23	無し	比較例
29	14	3.41	0.95	1.09	0.022	8	6	12	0.13	0.011	69.0	1.940	36.02	4.26	有り	比較例
30	13	3.67	0.63	1.10	0.027	11	7	11	0.08	0.009	69.1	1.947	-	4.31	有り	比較例
31	11	3.03	1.84	0.42	0.018	16	5	13	0.06	0.008	68.8	1.920	-	4.34	有り	比較例
32	11	3.21	1.29	0.95	0.030	12	8	10	0.04	0.011	69.0	1.932	36.33	4.26	有り	比較例
33	11	3.45	0.92	1.05	0.014	15	8	11	0.06	0.010	69.0	1.941	36.01	4.27	有り	比較例
34	13	3.49	0.73	1.27	0.018	15	5	13	0.05	0.010	69.0	1.945	35.85	4.23	無し	発明例
35	14	3.73	0.43	1.28	0.018	8	9	13	0.11	0.010	69.1	1.952	35.55	4.27	有り	比較例

【実施例４】
【００４３】
Ｃ：０．００１２％、Ｓｎ：０．０２３％、Ｔｉ：０．００１１％、Ｓ：０．０００７％、Ｎ：０．００１４％、Ｎｉ：０．０４６％、Ｐ：０．０１１％に加えてＳｉ：３．２６％、ｓｏｌ．Ａｌ：０．９８％、Ｍｎ：０．７２％を含有し（Ｓｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎ＝４．０６）、残部はＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼スラブを板厚２．０ｍｍに熱間圧延した後、１０００℃×１分の熱延板焼鈍を施し、酸洗し、板厚０．３０ｍｍに冷間圧延した。
なお、冷間圧延の１パス目での板温と通板速度を表４に示す通りに変更して冷間圧延を行った。
この冷延板を１０００℃×１５秒の仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施した。
破断有無は３本のコイルを通板した際に冷間圧延及び、仕上げ焼鈍にて破断が起きたかどうかで評価した。
【００４４】
Ｎｏ．３６は１パス目の通板速度が低く、２パス目でのコイル温度が低下してしまい冷延中に破断が起こった。
Ｎｏ．４１は通板速度が本発明の範囲よりも速く、冷延途中に破断があった他、冷延板の形状が悪く、続く仕上げ焼鈍に於いて破断が起こった。
Ｎｏ．４２、４３は本発明の範囲よりも１パス目の通板温度が低く、圧延１パス目での破断があった他、コイルの幅方向端部に微小な亀裂が多数発生し、続く仕上げ焼鈍時に破断に至った。
Ｎｏ．３７～４０とＮｏ．４４～４６については本発明の範囲内であり、破断が起こらずに通板することができた。
【００４５】
【表４】

No.	1パス目通板速度 (m/min)	1パス目通板温度 (℃)	破断有無	備考
36	50	73	有り	比較例
37	60	68	無し	発明例
38	100	81	無し	発明例
39	150	83	無し	発明例
40	180	77	無し	発明例
41	230	85	有り	比較例
42	100	31	有り	比較例
43	100	47	有り	比較例
44	100	65	無し	発明例
45	100	91	無し	発明例
46	100	138	無し	発明例

【実施例５】
【００４６】
固有抵抗ρがおよそ６９μΩｃｍとなる様に成分を適宜調整した表５に示す種々の成分を含有し、残部はＦｅ及び不可避的不純物からなる鋼スラブを板厚２．０ｍｍに熱間圧延した後、熱延板焼鈍をせず、そのまま酸洗し、板厚０．３０ｍｍに冷間圧延した。
なお、冷間圧延の１パス目での板温を７０℃、通板速度を１００ｍ／ｍｉｎにて行った。
この冷延板を１０５０℃×１５秒の仕上げ焼鈍を行い、絶縁コーティングを施した。
磁気測定は最大磁束密度１．０Ｔで８００Ｈｚの周期にて正弦励磁した時の鉄損にて評価した。
破断有無は３本のコイルを通板した際に冷間圧延及び、仕上げ焼鈍にて破断が起きたかどうかで評価した。
Ｓｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎの値が４．２５を上回ったＮｏ．５０

では破断回数が著しく増加した。
冷間圧延の１パス目で破断があった他、冷延コイルの幅方向端面に微小な亀裂が多数発生した事に加えて冷延形状も悪かった。
熱延板焼鈍無しの場合でもＳｉ＋（２／３）ｓｏｌ．Ａｌ＋（１／５）Ｍｎの値を４．２５以下とすることにより破断リスクの評価が可能と言える。
熱延板焼鈍無しの場合の鉄損Ｗ１０／８００は、仕上げ焼鈍温度を１０５０℃に増加させたが、熱延板焼鈍を施したＮｏ．２３～３５に比べて増加していた。
しかしこの中でもＮｏ．４９では鉄損Ｗ１０／８００が３７．０Ｗ／ｋｇを上回っており、Ｂｓが本発明の基準である１．９４５Ｔを下回っていた。
このコイルではｓｏｌ．Ａｌが本発明の範囲外であった。
Ｎｏ．４７、４８は本発明例であり、Ｗ１０／８００が３７．０Ｗ／ｋｇを下回る良好な鉄損が得られており、Ｂｓも１．９４５Ｔ以上であった。
【００４７】

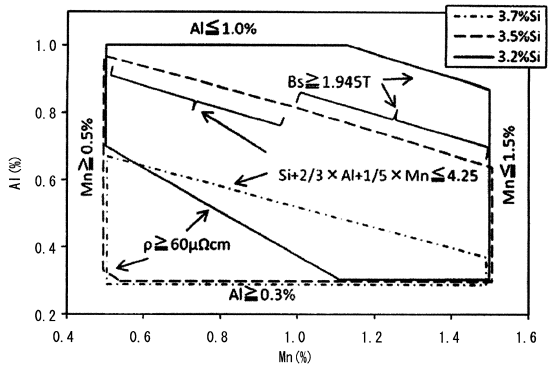
【表５】

No.	C (ppm)	Si (mass%)	sol.Al (mass%)	Mn (mass%)	Sn (mass%)	Ti (ppm)	S (ppm)	N (ppm)	Ni (mass%)	P (mass%)	固有抵抗 μΩcm	Bs (T)	W10/800 (W/kg)	Si+(2/3)sol.Al +(1/5)Mn	破断有無	備考
47	14	3.47	0.75	1.26	0.013	14	12	13	0.04	0.012	68.9	1.945	36.90	4.22	無し	発明例
48	11	3.63	0.45	1.41	0.042	10	8	13	0.12	0.011	68.9	1.952	36.64	4.21	無し	発明例
49	13	3.15	1.14	1.31	0.043	11	5	10	0.13	0.011	69.2	1.936	37.20	4.17	無し	比較例
50	11	3.44	1.02	0.91	0.041	15	10	10	0.11	0.007	68.9	1.938	37.10	4.30	有り	比較例

【産業上の利用可能性】

【００４８】
本発明によれば、鉄損が低く飽和磁束密度Ｂｓが高く、更に生産性に優れた無方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供することができる。

【図１】



フロントページの続き

(72)発明者　名取　義顕
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　村上　健一
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　脇坂　岳顕
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　茂木　尚
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　松本　卓也
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　庄野　知至
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　高瀬　達弥
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内
(72)発明者　鷹尾伏　純一
東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内

審査官　市川　篤

(56)参考文献　特開２００８－１２７６１２（ＪＰ，Ａ）
特開平０６－１７９９１４（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　３８／００
Ｃ２１Ｄ　８／１２
Ｃ２２Ｃ　３８／１４