

(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2012-188733

(P2012-188733A)

(43) 公開日 平成24年10月4日(2012.10.4)

(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 B	4 E 0 0 2
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 5 0 1 A	4 K 0 3 3
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 3 U	5 E 0 4 1
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	
B 2 1 B 3/02 (2006.01)	B 2 1 B 3/02	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2011-196750 (P2011-196750)	(71) 出願人	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(22) 出願日	平成23年9月9日 (2011.9.9)	(74) 代理人	100080687 弁理士 小川 順三
(31) 優先権主張番号	特願2011-38007 (P2011-38007)	(74) 代理人	100077126 弁理士 中村 盛夫
(32) 優先日	平成23年2月24日 (2011.2.24)	(74) 代理人	100107227 弁理士 藤谷 史朗
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(72) 発明者	花澤 和浩 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	高島 稔 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 方向性電磁鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】磁気特性に優れる方向性電磁鋼板を生産性よく製造する有利な方法を提案する。
 【解決手段】mass%で、C:0.020~0.15%、Si:2.5~7.0%、Mn:0.005~0.3%、sol.Al:0.01~0.05%、N:0.002~0.012%、SおよびSeのうちの1種または2種:合計で0.05%以下、Sn:0.01~0.20%、Sb:(0.2×Sn)%以上0.10%以下、Ni:{0.7×(Sn+Sb)}%以上1.0%以下を含有する鋼スラブを、熱間圧延し、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延し、一次再結晶焼鈍し、仕上焼鈍する方向性電磁鋼板の製造方法において、上記鋼スラブのSn、SbおよびNiの含有量に応じて、熱間圧延における1150以下での圧下率Rおよび中間焼鈍における最高到達温度T()を適正範囲に制御することを特徴とする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】

C : 0 . 0 2 0 ~ 0 . 1 5 m a s s %、S i : 2 . 5 ~ 7 . 0 m a s s %、M n : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 m a s s %、s o l . A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 m a s s %、N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 2 m a s s %、S および S e のうちの1種または2種 : 合計で0 . 0 5 m a s s % 以下、S n : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 0 m a s s %、S b : (0 . 2 × S n) m a s s % 以上0 . 1 0 m a s s % 以下、N i : { 0 . 7 × (S n + S b) } m a s s % 以上1 . 0 m a s s % 以下を含有し、残部がF e および不可避免の不純物からなる成分組成の鋼スラブを、1 3 0 0 以上に加熱後、8 5 0 以上で熱間圧延し、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚とし、脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した後、仕上焼鈍を施す一連の工程からなる方向性電磁鋼板の製造方法において、
上記鋼スラブのS n、S b およびN i の含有量に応じて、熱間圧延における1 1 5 0 以下での圧下率R (%) が下記(1) 式を満たすよう制御し、さらに、
中間焼鈍における最高到達温度T () が下記(2) 式を満たすよう制御することを特徴とする方向性電磁鋼板の製造方法。

記

$$R = 90 - (4 \times Ni + 2 \times Sn) \quad \dots (1)$$

$$500 \times (Sn + Sb) + 1000 \leq T \leq 1500 \times (Sn + Sb) + 1000 \quad \dots (2)$$

ここで、上記式中の各元素記号は、それぞれの成分の含有量 (m a s s %) である。

【請求項2】

上記一次再結晶焼鈍における5 0 0 ~ 7 0 0 間の昇温速度を5 0 / s 以上とすることを特徴とする請求項1に記載の方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項3】

上記鋼スラブは、上記の成分組成に加えてさらに、C u : 0 . 0 0 5 ~ 1 . 5 m a s s % およびP : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 m a s s % 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または2に記載の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、結晶粒がミラー指数で板面に{ 1 1 0 }、圧延方向に< 0 0 1 > に高度に集積した、いわゆる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】

軟磁性材料である方向性電磁鋼板は、二次再結晶焼鈍を施すことによって、結晶粒を{ 1 1 0 } < 0 0 1 > (以降、「G o s s 方位」とも称する。)に高度に集積させたものであり、優れた磁気特性を有することから、商用周波数領域で用いられる変圧器や回転機等の電気機器の鉄心材料等として広く用いられている。磁気特性の評価指標としては、一般に磁場の強さ8 0 0 A / m における磁束密度B₈、および、励磁周波数5 0 H z の交流磁場で1 . 7 T まで磁化したときの鋼板1 k g あたりの鉄損W_{1.7/50}が用いられる。そして、方向性電磁鋼板には、特に、鉄損W_{1.7/50}が低いことが強く求められる。これは、発電機や変圧器等の鉄損は、W_{1.7/50}が低い材料を用いることによって、大幅に低減されるためである。特に近年では、省エネルギー化への要請の高まりから、方向性電磁鋼板の鉄損低減への要求は益々強くなってきている。

【0003】

方向性電磁鋼板の鉄損を低減する技術としては、例えば、特許文献1には、S b とM o またはS n とC u の組合せで、それらの元素を各々0 . 0 0 3 ~ 0 . 3 m a s s % 含有する冷延鋼板を、1 0 0 / s 以上の速度で加熱して脱炭焼鈍し、さらに、製造工程の途中でレーザー照射したりまたはエッチングで溝加工を施して磁区を制御したりすることで低鉄損化を図る技術が開示されている。この技術は、S n とC u の粒界偏析効果により、比

10

20

30

40

50

較的良好な磁気特性が得られるものの、SnとCuを添加することによる脆化の問題や、脱炭焼鈍で高速加熱するための設備費による製造コストの上昇という問題を有している。また、磁区制御を必須としている点でも、磁区制御しない方向性電磁鋼板と比較してコスト的にも不利である。

【0004】

また、特許文献2には、インヒビターであるAlNに加えてさらに、SbとNiを適正量添加することによって、一次再結晶粒の成長に対して極めて強い抑制力を得ることが可能となり、その結果、一次再結晶集合組織がこれまでになく改善されて、鉄損値の低い方向性電磁鋼板が得られることが開示されている。しかし、二次再結晶粒の細粒化による低鉄損化と高磁束密度化の両立という観点からは、まだ十分とは言えず、さらに、SbやNiの添加によって、熱間圧延時の脆性に起因してエッジ割れ等が生じ、生産性が悪い（歩留まりが低い）という問題も抱えている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特許第4377477号

【特許文献2】特許第3357578号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

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、磁気特性に優れた方向性電磁鋼板を生産性よく製造する有利な方法を提案することにある。

20

【課題を解決するための手段】

【0007】

発明者らは、上記課題を解決するべく鋭意検討を重ねた。その結果、補助的なインヒビター成分として添加しているSn, SbおよびNi量を適正化し、さらに熱間圧延時の圧下率と中間焼鈍時の最高到達温度を適正範囲に制御することによって、熱間圧延時のエッジ割れ等の脆性問題を解決することができるだけでなく、優れた一次再結晶板集合組織をも作り込むことができ、ひいては、二次再結晶後に優れた磁気特性を発現することができることを見出し、本発明を完成させた。

30

【0008】

すなわち、本発明は、C: 0.020~0.15mass%、Si: 2.5~7.0mass%、Mn: 0.005~0.3mass%、sol. Al: 0.01~0.05mass%、N: 0.002~0.012mass%、SおよびSeのうちの1種または2種: 合計で0.05mass%以下、Sn: 0.01~0.20mass%、Sb: (0.2×Sn)mass%以上0.10mass%以下、Ni: {0.7×(Sn+Sb)}mass%以上1.0mass%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成の鋼スラブを、1300以上に加熱後、850以上で熱間圧延し、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延により最終板厚とし、脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した後、仕上焼鈍を施す一連の工程からなる方向性電磁鋼板の製造方法において、上記鋼スラブのSn, SbおよびNiの含有量に応じて、熱間圧延における1150以下での圧下率R(%)が下記(1)式;

40

$$R = 90 - (4 \times Ni + 2 \times Sb) \dots (1)$$

を満たすよう制御し、さらに、中間焼鈍における最高到達温度T()が下記(2)式;

$$500 \times (Sn + Sb) + 1000 \leq T \leq 1500 \times (Sn + Sb) + 1000 \dots (2)$$

を満たすよう制御することを特徴とする方向性電磁鋼板の製造方法である。ここで、上記式中の各元素記号は、それぞれの成分の含有量(mass%)である。

【0009】

本発明の方向性電磁鋼板の製造方法は、上記一次再結晶焼鈍における500~700

50

間の昇温速度を50 / s以上とすることを特徴とする。

【0010】

また、本発明の方向性電磁鋼板の製造方法における鋼スラブは、上記の成分組成に加え、さらに、Cu: 0.005 ~ 1.5 mass%およびP: 0.0001 ~ 0.50 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。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、Sn, SbおよびNiを適正量添加することで、熱間圧延におけるエッジ割れ等を防止することができると共に、一次再結晶集合組織を改善することによって、従来にも増して優れた磁気特性を有する方向性電磁鋼板を製造することができる。したがって、本発明によれば、製造が難しいとされる板厚0.23mmでも、二次再結晶焼鈍後の鉄損 $W_{17/50}$ が0.90W/kg以下の優れた鉄損特性を有する方向性電磁鋼板を、生産性よく製造することが可能となる。

10

【発明を実施するための形態】

【0012】

まず、本発明の方向性電磁鋼板の製造に用いる鋼素材の成分組成について説明する。

本発明で用いる鋼素材は、C: 0.020 ~ 0.15 mass%、Si: 2.5 ~ 7.0 mass%、Mn: 0.005 ~ 0.3 mass%、sol. Al: 0.01 ~ 0.05 mass%、N: 0.002 ~ 0.012 mass%、SおよびSeのうちの1種または2種: 合計で0.05 mass%以下、Sn: 0.01 ~ 0.20 mass%、Sb: (0.2 × Sn) mass%以上0.10 mass%以下、Ni: { 0.7 × (Sn + Sb) } mass%以上1.0 mass%以下を含有するものであることが必要である。以下、具体的に説明する。

20

【0013】

C: 0.020 ~ 0.15 mass%

Cは、熱延および熱延板焼鈍の均熱時における変態を利用し、熱延板組織の改善を図る上で必要な元素であるが、含有量が0.020 mass%未満では、熱延板組織の改善効果が小さく、所望の一次再結晶集合組織を得ることが難しくなる。一方、含有量が0.15 mass%を超えると、脱炭負荷が増すだけでなく、脱炭が不完全となり、製品板において磁気時効を起こす原因となる。よって、Cは0.020 ~ 0.15 mass%の範囲とする。好ましくは0.030 ~ 0.090 mass%の範囲である。

30

【0014】

Si: 2.5 ~ 7.0 mass%

Siは、鋼の電気抵抗を増大し、鉄損の一部を構成する渦電流損の低減に極めて有効な元素である。この電気抵抗増大効果は、Si含有量が1.1 mass%に達するまで単調に増加する。しかし、Siが7.0 mass%を超えると、加工性が著しく低下し、製造性が悪化する。一方、Si含有量が2.5 mass%未満では、変態の存在によって、最終仕上焼鈍における二次再結晶が阻害され、磁気特性の低下を招く。よって、Siは2.5 ~ 7.0 mass%の範囲とする。好ましくは2.8 ~ 4.0 mass%の範囲である。

40

【0015】

Mn: 0.005 ~ 0.3 mass%、

Mnは、二次再結晶焼鈍の昇温過程において、インヒビターMnSおよびMnSeを形成し、正常粒成長を抑制する働きをする成分であるため、方向性電磁鋼板においては重要な元素である。Mnの含有量が0.005 mass%未満では、インヒビターの絶対量が不足するため、抑制力が不足する。一方、0.3 mass%を超えると、熱延前のスラブ加熱で、MnSやMnSeを完全固溶させるための加熱温度が高温となりすぎることに加えて、インヒビターも粗大析出するようになるため、抑制力が不足する。よって、Mnは0.005 ~ 0.3 mass%の範囲とする。好ましくは0.008 ~ 0.25 mass%の範囲である。

50

【0016】

$sol. Al : 0.01 \sim 0.05 \text{ mass } \%$

Alは、AlNとして析出することにより、二次再結晶焼鈍の昇温過程において、正常粒成長を抑制するインヒビターとしての働きをするため、方向性電磁鋼板においては重要な元素である。しかし、Alは、 $sol. Al$ （酸可溶Al）としての含有量が $0.01 \text{ mass } \%$ 未満では、インヒビターの絶対量が不足し、抑制力不足となる。一方、 $0.05 \text{ mass } \%$ を超えると、AlNが粗大析出し、却って抑制力が不足する。よって、Alは、 $sol. Al$ として $0.01 \sim 0.05 \text{ mass } \%$ の範囲とする。好ましくは $0.015 \sim 0.035 \text{ mass } \%$ の範囲である。

【0017】

$N : 0.002 \sim 0.012 \text{ mass } \%$

Nは、Alと結合してインヒビターAlNを形成する成分であり、含有量が $0.002 \text{ mass } \%$ 未満では、インヒビターの絶対量が不足し、抑制力が不足となる。一方、 $0.012 \text{ mass } \%$ を超えると、冷間圧延時にプリスターと呼ばれる空孔に起因する表面欠陥を生じるようになるため好ましくない。よって、Nは $0.002 \sim 0.012 \text{ mass } \%$ の範囲とする。好ましくは $0.004 \sim 0.010 \text{ mass } \%$ の範囲である。

【0018】

SおよびSeのうちの1種または2種：合計で $0.05 \text{ mass } \%$ 以下

SおよびSeは、Mnと結合してインヒビターMnSおよびMnSeを形成する元素であり、1種または2種の合計で $0.001 \text{ mass } \%$ 以上含有することが好ましい。しかし、SおよびSeの1種または2種の合計含有量が $0.05 \text{ mass } \%$ を超えると、仕上焼鈍における純化で、脱S、脱Seが不完全となり、鉄損特性の劣化を引き起こすため、上限は $0.05 \text{ mass } \%$ とする。

【0019】

本発明の方向性電磁鋼板は、上記必須成分に加えてさらに、本発明の効果を発現させるため、Sn, SbおよびNiを下記に範囲で添加することが必要である。

$Sn : 0.01 \sim 0.20 \text{ mass } \%$

Snは、粒界に偏析すること等の効果で、二次再結晶後の結晶粒を微細化し、磁気特性を向上させる効果がある。この効果は、 $0.01 \text{ mass } \%$ 以上の添加で発現する。しかし、 $0.20 \text{ mass } \%$ を超えると、二次再結晶後の方位の集積度が低下し、磁気特性の低下を招く。よって、Snの含有量は $0.01 \sim 0.20 \text{ mass } \%$ の範囲とする。

さらに、Snの添加は、脆化を促進し、熱間圧延時のエッジ割れ等を引き起こし、生産性を低下させることがあるため、磁気特性と高い生産性を両立させるためには、後述するように、Sn, SbおよびNiの3種元素の含有量を適正範囲とする必要がある。

【0020】

$Sb : (0.2 \times Sn) \text{ mass } \%$ 以上 $0.10 \text{ mass } \%$ 以下

Sbは、結晶粒界に偏析し、正常粒成長に対する抑制効果、ならびに粒界の強化、すなわち脆性抑制効果を有する。上記粒界強化の効果は、 $(0.2 \times Sn) \text{ mass } \%$ 以上の添加により発現し、熱間圧延時のエッジ割れを防止する。加えて、最終製品の二次再結晶粒の粗大化、ならびに結晶方位集積度の向上、すなわち磁気特性の向上にも効果がある。一方、 $0.10 \text{ mass } \%$ を超えると、脱炭することが困難となる。よって、Sbは $(0.2 \times Sn) \text{ mass } \%$ 以上 $0.10 \text{ mass } \%$ 以下の範囲で添加する。

【0021】

$Ni : \{0.7 \times (Sn + Sb)\} \text{ mass } \%$ 以上 $1.0 \text{ mass } \%$ 以下

Niは、オーステナイト生成元素であるため、変態を利用して熱延板組織を改善することで、磁気特性を向上させる効果のある有用元素である。しかし、 $\{0.7 \times (Sn + Sb)\} \text{ mass } \%$ 未満では、Niの熱延板組織の改善効果が、SnやSbの粒界偏析に起因すると推定される効果のために抑制され、磁気特性の向上効果が得られない。一方、 $1.0 \text{ mass } \%$ を超えると、二次再結晶が不安定となり、磁気特性が劣化するばかりでなく、加工性が低下し、熱間圧延時のエッジ割れによる歩留まり低下を招くようになる。よ

10

20

30

40

50

って、Niは $\{0.7 \times (S_n + S_b)\}$ mass %以上1.0 mass %以下の範囲とする。

【0022】

なお、上記のように、Ni添加による加工性の低下を防止し、かつ、良好な磁気特性を得るためには、 S_n 、 S_b およびNiの3元素の含有量のバランスを図ることが極めて重要であるが、さらに、後述するように、熱間圧延時の圧下率を適正範囲に制御することが必要である。

【0023】

本発明の方向性電磁鋼板は、上記必須とする基本成分およびインヒビター成分に加えてさらに、Cu： $0.005 \sim 1.5$ mass %およびP： $0.0001 \sim 0.50$ mass %のうちから選ばれる1種または2種を含有することができる。

10

CuおよびPは、磁気特性の向上に有効な元素であるが、いずれの元素も、含有量が上記範囲の下限値未満であると、磁気特性改善効果が小さく、一方、含有量が上記範囲の上限値を超えると、二次再結晶が不安定となり磁気特性が劣化するようになるので、上記範囲で添加するのが好ましい。

【0024】

本発明の方向性電磁鋼板は、上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。ただし、本発明の作用効果を害しない範囲内であれば、その他の成分の含有を拒むものではないことは勿論である。

【0025】

20

次に、本発明の方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。

本発明の方向性電磁鋼板の製造方法は、上記に説明した成分組成に適合する鋼を溶製し、鋼スラブとし、その後、熱間圧延し、必要に応じて熱延板焼鈍を施し、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延で最終板厚とし、脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した後、仕上焼鈍を施す一連の工程からなるものである。

鋼の溶製は、転炉や真空脱ガス処理等を経る通常公知の製錬プロセスで行えばよく、また、鋼スラブの製造も、連続鑄造法あるいは造塊-分塊圧延法等、通常公知の方法で製造すればよく、特に制限はない。

【0026】

熱間圧延する前のスラブ再加熱温度は、AlNやMnSe、MnS等のインヒビター成分を十分に固溶させるため、 1300 以上の温度とするのが好ましい。

30

続く熱間圧延は、 1150 以下の温度における圧下率Rを下記(1)式；

$$R = 90 - (4 \times Ni + 2 \times S_n) \dots (1)$$

(ただし、各元素記号は、その成分の含有量(mass%)を示す。)

を満たすよう制御して行うことが必要である。圧下率Rが、 $\{90 - (4 \times Ni + 2 \times S_n)\}$ を超えると、熱間圧延時のエッジ割れが顕著となり、大幅な歩留まり低下を招くからである。この原因はまだ十分に明らかとなっていないが、Ni添加に伴って相が増加し、亀裂の生じやすい相と相との界面が増加することや、粒界に偏析し易い S_n の添加に伴う粒界強度の低下等が影響しているものと考えられる。

また、熱間圧延における圧延終了温度は 850 以上とすることが好ましい。熱間圧延終了温度が 850 未満では、鋼板の脆化に起因して、熱間圧延における表面欠陥の増加を招くからである。

40

さらに、熱間圧延したコイルは、析出したAlNの粗大化を抑制するため、圧延後、素早く冷却し、 650 以下の温度で巻き取ることが好ましい。

【0027】

熱間圧延した鋼板(熱延板)は、その後、必要に応じて熱延板焼鈍を施し、熱延板組織の改善を行うのが好ましい。熱延板焼鈍は、 $800 \sim 1200$ の温度で $2 \sim 300$ s間均熱する条件で行うことが好ましい。均熱温度が 800 未満あるいは均熱時間が 2 s未満では、未再結晶部が残存するため、熱延板組織の改善効果が十分に得られない。一方、均熱温度が 1200 より高温あるいは均熱時間が 300 sを超えると、AlNやMnS

50

、MnSeの溶解が進行するため、二次再結晶過程におけるインヒビターの抑制力が不足して二次再結晶率が大幅に低下し、磁気特性の低下を引き起こすからである。

【0028】

熱間圧延後あるいは熱延板焼鈍後の熱延板は、その後、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。

上記最終冷間圧延前の中間焼鈍は、最高到達温度T()が、下記(2)式；

$$500 \times (S_n + S_b) + 1000 < T < 1500 \times (S_n + S_b) + 1000 \quad \dots (2)$$

(ただし、各元素記号は、その成分の含有量(mass%)を示す。)

を満たす必要がある。最高到達温度が{ $500 \times (S_n + S_b) + 1000$ }未満では、 S_n や S_b の粒界偏析による粒成長抑制効果のため、熱延時の未再結晶組織に由来する不均一組織が残存するため、一次再結晶組織が整粒化せず、所望の二次再結晶粒成長を起こさせることができず、磁気特性の低下を招く。一方、最高到達温度が{ $1500 \times (S_n + S_b) + 1000$ }より高温では、結晶粒が粗大化し、二次再結晶後の方位集積度が低下するため、磁気特性の低下を招くからである。

10

【0029】

なお、中間焼鈍における最高到達温度での均熱時間は2~300sの範囲とし、焼鈍後の冷却は800~400の間を10~200/sの速度で急冷することが好ましい。均熱時間が2s未満では、熱延時の未再結晶組織に由来する不均一組織が残存し、所望の組織を得ることが難しくなる。一方、均熱時間が300sより長いと、結晶粒が粗大化し、二次再結晶後の方位集積度の低下を招くほか、AlNやMnS、MnSeの溶解が進行し、二次再結晶過程でのインヒビターの抑制力が不足し、所望の二次再結晶組織が得られず、磁気特性の低下を引き起こすおそれがある。また、中間焼鈍における800~400

20

間での冷却速度が10/s未満では、カーバイトの粗大化が進行し、その後の冷間圧延や一次再結晶焼鈍での集合組織改善効果が弱まり、磁気特性の低下を引き起こすおそれがある。一方、冷却速度が200/sを超えると、硬質の残留オーステナイト相やマルテンサイト相の分率が増加し、所望の一次再結晶組織を得ることが難しくなり、磁気特性の低下を起こすおそれがあるからである。

【0030】

最終板厚とする最終冷間圧延は、圧下率を60~92%の範囲として行うのが好ましく、より好ましくは軽圧下側の60~85%の範囲とするのが望ましい。なお、この最終冷間圧延は、磁気特性の向上を目的として、公知のパス間時効や温間圧延などを適用してもよい。

30

【0031】

最終板厚とした冷延板は、その後、脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施すが、その前に、鉄損低減を目的として、鋼板表面に溝を設けるなどの磁区細分化処理も施してもよい。

上記一次再結晶焼鈍は、均熱温度を700~1000の範囲として行うのが好ましい。均熱温度が700未満では、未再結晶組織が残存し、所望の組織を得ることが難しくなる。一方、1000を超えると、Goss方位粒の二次再結晶が起こるおそれがある。なお、脱炭を兼ねて行う場合には、湿水素雰囲気中で焼鈍を行うのが好ましい。

40

【0032】

さらに、本発明においては、上記一次再結晶焼鈍における500~700間の昇温速度を50/s以上とすることが好ましい。その理由は、500~700間の昇温速度を50/s以上とすることで、一次再結晶焼鈍後の鋼板におけるGoss方位粒の存在率が高まり、二次再結晶後の結晶粒を効果的に微細化し、磁気特性のさらなる向上をもたらすことができるからである。

【0033】

一次再結晶後の鋼板は、その後、必要であれば、鋼板表面に、MgOを主成分とする焼鈍分離剤等を塗布した後、二次再結晶を起こさせる仕上焼鈍を施す。なお、この仕上焼鈍は、水素雰囲気中で行えば、純化を兼ねることもできる。

50

仕上焼鈍後の鋼板は、その後、絶縁被膜塗布工程および平坦化焼鈍工程を経て、製品板である方向性電磁鋼板とする。

【実施例 1】

【0034】

表 1 に示す成分組成を有する A ~ G の鋼を通常公知の製錬プロセスで溶製し、連続鋳造して厚さが 240 mm の鋼スラブとした後、この鋼スラブを 1400 の温度に加熱し、1230 以上の温度で熱間粗圧延して厚さ 45 mm のシートバーとし、圧延終了温度を 900 とする熱間仕上圧延し、冷却して 580 の温度でコイルに巻き取って、板厚 2.2 mm と熱延板とした。なお、上記熱間圧延においては、1150 以下における圧下率 R が、表 2 に示す R の値となるよう制御した。次いで、上記熱延板に、1000 × 40 s の熱延板焼鈍を施した後、酸洗し、1 回目の冷間圧延で板厚 1.5 mm の中間板厚とし、露点 50 の湿水素雰囲気中で、同じく表 2 に示した条件で中間焼鈍を施した後、鋼板温度を 220 とし、温間圧延（2 回目の冷間圧延）し、最終板厚 0.22 mm の冷延板とした。

なお、上記の熱延板については、各コイルの長さ方向中央部から長さ 1 m のサンプルを採取し、鋼板エッジ部に発生した割れの最大深さ（コイルエッジからの最大深さ）を測定し、熱間加工性（脆性）を評価した。因みに、本発明では、割れの最大深さは 10 mm 以内であれば、生産性に悪影響を及ぼすレベルではないと評価した。

【0035】

【表 1】

鋼 記号	化 学 成 分 (m a s s %)													備 考	
	C	Si	Mn	Al	N	Se	S	Sn	Sb	Ni	Cu	P	0.2×Sn		0.7×(Sn+Sb)
A	0.072	3.38	0.071	0.024	0.0081	0.007	0.002	0.105	0.042	0.40	0.10	0.001	0.021	0.10	發明鋼
B	0.068	3.37	0.068	0.027	0.0079	0.011	0.002	0.033	0.015	0.31	0.10	0.003	0.007	0.03	發明鋼
C	0.071	3.39	0.072	0.026	0.0083	0.009	0.002	0.149	0.033	0.16	0.12	0.002	0.030	0.13	發明鋼
D	0.074	3.42	0.070	0.026	0.0075	0.012	0.002	0.128	0.020	0.22	0.001	0.003	0.026	0.10	比較鋼
E	0.069	3.35	0.067	0.024	0.0078	0.008	0.002	0.177	0.078	0.69	0.11	0.009	0.035	0.18	發明鋼
F	0.072	3.45	0.072	0.028	0.0030	0.011	0.002	0.138	0.069	0.08	0.09	0.003	0.028	0.14	比較鋼
G	0.076	3.40	0.071	0.023	0.0082	0.018	0.002	0.006	0.028	0.12	0.08	0.004	0.001	0.02	比較鋼

【 0 0 3 6 】

10

20

30

40

【表 2】

No.	鋼 記号	1150°C以下での 熱延圧下率R (%)		中間焼鈍での最高到達温度 (°C)			熱延板脆性		磁気特性		備 考
		実績値	R計算値	実績値	(2)式左辺	(2)式右辺	エッジ割れ 深さ (mm)	脆性 評価	磁束密度B8 (T)	鉄損W17/50 (W/kg)	
1	A	85	88.2	1100	1074	1221	3	○	1.94	0.86	発明例
2	A	85	88.2	1180	1074	1221	4	○	1.94	0.87	発明例
3	A	85	88.2	<u>1060</u>	1074	1221	3	○	1.89	0.97	比較例
4	A	85	88.2	<u>1230</u>	1074	1221	5	○	1.88	0.98	比較例
5	B	<u>91</u>	88.7	1070	1024	1072	<u>22</u>	×	1.93	0.88	比較例
6	B	86	88.7	1070	1024	1072	7	○	1.94	0.87	発明例
7	B	86	88.7	1070	1024	1072	2	○	1.93	0.88	発明例
8	C	85	89.1	1125	1091	1273	4	○	1.93	0.87	発明例
9	D	85	88.9	1125	1074	1222	<u>18</u>	×	1.92	0.85	比較例
10	E	85	89.4	1150	1128	1383	5	○	1.93	0.87	発明例
11	F	85	89.4	1150	1104	1311	6	○	1.93	0.94	比較例
12	G	86	89.5	1030	1017	1051	3	○	1.88	0.99	比較例

注；(2)式左辺：500×(Sn+Sb)+1000 (2)式右辺：1500×(Sn+Sb)+1000

10

20

30

40

50

【0037】

その後、上記冷延板を、脱脂処理した後、500～700 間の昇温速度を30 / s として850 まで加熱し、850 x 2 min の脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した後、MgO を主成分とし、TiO₂ を3 mass % 添加した焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布し、仕上焼鈍を施した。なお、上記仕上焼鈍は、900 までをN₂ 雰囲気中で、900 ~ 1050 間を25 vol % N₂ + 75 vol % H₂ の混合雰囲気中で、1050 ~ 1150 間をH₂ 雰囲気中で加熱し、H₂ 雰囲気中で1150 x 6 hr 保持した後、6

000 までを H_2 雰囲気中で、それ以下の温度を N_2 雰囲気中で降温する条件で行った。仕上焼鈍後の鋼板は、その後、未反応の焼鈍分離剤を除去した後、張力コーティングとしてコロイダルシリカを50mass%含有するリン酸マグネシウムを塗布し、800 で焼付けて製品板とした。

【0038】

上記のようにして得た各製品板から試験片を採取し、磁束密度 B_8 および鉄損 $W_{17/50}$ を測定し、その結果を、熱延板のエッジ割れの測定結果と併せて、表2中に併記した。

表2に示したように、本発明の成分組成を満たし、かつ、熱間圧延における圧下率および中間焼鈍における最高到達温度を適正に制御した鋼板は、磁気特性に優れるだけでなく、製造性にも優れていることがわかる。

【実施例2】

【0039】

表1に示した鋼Aを連続鑄造して厚さが240mmの鋼スラブとした後、この鋼スラブを1400 の温度に加熱し、1230 以上の温度で熱間粗圧延して厚さ45mmのシートバーとし、圧延終了温度を900 とする熱間仕上圧延し、冷却して580 の温度でコイルに巻き取って、板厚2.2mmの熱延板とした。なお、上記仕上圧延においては、1150 以下における圧下率Rが、表2のNo.1のRの値となるよう制御した。次いで、上記熱延板に、1000 x 40sの熱延板焼鈍を施した後、酸洗し、一次冷間圧延して板厚1.5mmの中間板厚とし、露点50 の湿水素雰囲気中において、表3に示す条件で中間焼鈍を施した後、鋼板温度を220 として温間圧延(2回目の冷間圧延)し、最終板厚0.22mmの冷延板とした。

なお、上記の熱延板については、各コイルの長さ方向中央部から長さ1mのサンプルを採取し、鋼板エッジ部に発生した割れの最大深さ(コイルエッジからの最大深さ)を測定し、熱間加工性(脆性)を評価した。因みに、本発明では、割れの最大深さは10mm以内であれば、生産性に悪影響を及ぼすレベルではないと評価した。

【0040】

10

20

【表 3】

No.	鋼 記号	1150°C以下での 熱延圧下率R (%)	中間焼鈍での 最高到達温度 (°C)	脱炭焼鈍での 昇温速度 (°C/s)	熱延板脆性		製品板磁気特性		備 考
					エッジ割れ 深さ (mm)	脆性 評価	磁束密度B8 (T)	鉄損W17/50 (W/kg)	
13	A	85	1100	40	3	○	1.94	0.86	発明例
14	A	85	1120	50	3	○	1.94	0.84	発明例
15	A	85	1100	80	4	○	1.94	0.84	発明例
16	A	85	1120	100	3	○	1.94	0.83	発明例
17	A	85	1140	250	5	○	1.93	0.82	発明例

10

20

30

40

【0041】

次いで、上記冷延板を脱脂処理した後、500～700 間を表3に示した昇温速度で850 まで加熱した後、850 × 2 minの脱炭を兼ねた一次再結晶焼鈍を施した後、MgOを主成分とし、TiO₂を3mass%添加した焼鈍分離剤を鋼板表面に塗布し、仕上焼鈍を施した。上記仕上焼鈍は、900 までをN₂雰囲気中で、900～1050 間を25vol%N₂+75vol%H₂の混合雰囲気中で、1050～1150 間をH₂雰囲気中で加熱し、H₂雰囲気中で1150 × 6時間の保持を行った後、降温する仕上焼鈍を施した。なお、冷却時の雰囲気は、600 まではH₂雰囲気、それ以下の温度はN₂雰囲気とした。仕上焼鈍後の鋼板は、その後、未反応の焼鈍分離剤を除去した後、張力コーティングとしてコロイダルシリカを50mass%含有するリン酸マグネ

50

シウムを塗布し、800 で焼付けて製品板とした。

【0042】

上記のようにして得た各製品板から試験片を採取し、磁束密度 B_8 および鉄損 $W_{17/50}$ を測定し、その結果を、熱延板のエッジ割れの測定結果と併せて、表3に示した。

表3からわかるように、本発明の成分組成を満たし、かつ、熱間圧延における圧下率および中間焼鈍における最高到達温度を適正に制御した上で、さらに、一次再結晶焼鈍（脱炭焼鈍）における昇温速度を高速化することで、製造することが難しいとされる板厚0.23mm以下の材料でも、磁気特性に優れる方向性電磁鋼板を安定かつ生産性よく製造することが可能となる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I			テーマコード(参考)		
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B	1/26	E			
H 0 1 F 1/16 (2006.01)	H 0 1 F	1/16	B			

(72)発明者 高宮 俊人

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

Fターム(参考) 4E002 AA07 AD04 AD05 BC05 BC07
4K033 AA02 BA01 BA02 CA00 CA01 CA02 CA03 CA08 CA09 DA02
FA01 FA02 FA03 FA05 FA10 FA13 FA14 HA03 HA06 JA04
JA05 JA07 JA08 LA01 MA02 MA03 NA02 NA03 PA05 PA09
RA04 SA01 SA02 SA03 SA04 TA02 TA03 TA05
5E041 AA02 AA19 CA01 HB05 NN01 NN18