

(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2005-298935

(P2005-298935A)

(43) 公開日 平成17年10月27日(2005.10.27)

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	F I	テーマコード (参考)
C 2 1 D 8/12	C 2 1 D 8/12 A	4 K O 3 3
B 2 1 B 3/02	B 2 1 B 3/02	5 E O 4 1
H O 1 F 1/16	H O 1 F 1/16 A	
// C 2 2 C 38/00	C 2 2 C 38/00 3 O 3 U	
C 2 2 C 38/14	C 2 2 C 38/14	
審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 11 頁)		

(21) 出願番号	特願2004-119468 (P2004-119468)	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成16年4月14日 (2004.4.14)	(74) 代理人	100062421 弁理士 田村 弘明
		(74) 代理人	100068423 弁理士 矢葺 知之
		(74) 代理人	100080171 弁理士 津波古 繁夫
		(72) 発明者	久保田 猛 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
		(72) 発明者	黒崎 洋介 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 鋼板の板面内全周磁気特性に優れるとともに、打ち抜き加工性にも優れた無方向性電磁鋼板を提供する。

【解決手段】 板面内全周磁気特性および打ち抜き加工性向上のために、添加される合金成分 (S i : 0 . 1 % 以上 0 . 8 % 未満、A l : 0 . 1 % 以上 0 . 6 % 以下、M n : 0 . 1 % 以上 1 . 5 % 以下、必要に応じて P : 0 . 1 5 % 以下) と不純物元素 (C、S、N、T i、V、Z r、N b、A s) を規定し、さらに、熱延板焼鈍温度を A c 3 変態点温度以上とし、冷間圧延の圧下率を 8 0 % 以上 9 0 % 以下とし、仕上焼鈍を 7 0 0 以上 8 5 0 以下で 1 0 秒以上 1 分以下施すことにより、仕上焼鈍後の { 1 0 0 } 系集合組織を発達させて鋼板面内全周に優れた磁気特性を得るとともに、仕上焼鈍後の降伏比を 0 . 6 5 以上として打ち抜き加工性を確保する。

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、

C : 0.002%以下、

Si : 0.1%以上0.8%未満、

Mn : 0.1%以上1.5%以下、

S : 0.002%以下、

Al : 0.1%以上0.6%以下、

N : 0.002%以下、

Ti : 0.002%以下を含有し、

10

残部Feおよび不可避不純物元素よりなる鋼を、熱間圧延後、熱延板焼鈍をAc3変態点温度以上で施し、圧下率を80%以上90%以下とした冷間圧延により最終板厚とした後、仕上焼鈍を700以上850以下で10秒以上1分以下施すことにより、仕上焼鈍後の降伏比を0.65以上とすることを特徴とする、全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法。

## 【請求項 2】

前記鋼が、さらに質量%で、

V : 0.003%以下、

Zr : 0.003%以下、

Nb : 0.003%以下、

20

As : 0.003%以下を含有すること特徴とする、請求項1に記載の全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法。

## 【請求項 3】

前記鋼が、さらに質量%で、P : 0.15%以下を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた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】

30

本発明は、電気機器鉄心材料として使用される磁気特性の優れた無方向性電磁鋼板の製造方法に関するものであり、特に、回転機鉄心材料として望ましい、鋼板の板面内全周磁気特性および打ち抜き加工性に優れた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、電気機器、特に、無方向性電磁鋼板がその鉄心材料として使用される回転機、中小型変圧器、電装品等の分野においては、世界的な電力・エネルギー節減、地球環境保全の動きの中で高効率化、小型化の要請はますます強まりつつある。このような社会環境下において、当然、無方向性電磁鋼板に対しても、その性能向上は喫緊の課題として強く要請されている。周知のように無方向性電磁鋼板においては、その性能向上に対して数多の手段がとられてきた。

40

## 【0003】

鉄損低減についてみると、一般には電気抵抗増大による渦電流損低減の観点から、SiあるいはAl等の含有量を高める方法がとられてきた。

しかし、この方法では、反面、磁束密度の低下は避け得ないという問題点があった。また、単にSiあるいはAl等の含有量を高めるのみではなく、C、S、N等の高純度鋼化や、特許文献1に記載されているようなCa添加等の化学的処置による不純物の無害化等による鉄損低減もなされてきた。

さらに、特許文献2に記載されているような仕上焼鈍条件の工夫等の製造プロセス上の処置もなされてきた。

50

## 【0004】

一方、高磁束密度化についても、特許文献3に記載されているような熱延板焼鈍条件と冷延条件の工夫等の製造プロセス上の処置や、特許文献4に記載されているようなSn、Cu等の合金元素添加による一次再結晶集合組織改善による処置等がなされてきた。

しかし、上記のような処置により無方向性電磁鋼板の磁気特性の向上はなされても、回転機等の鉄心として電気機器に使用される場合には、通常、JIS C 2552で規定されている鋼板圧延方向およびその鋼板面内直角方向の平均的磁気特性のみでなく、鋼板の板面内全周磁気特性、すなわち、板面内全体での平均的な磁気特性を考慮する必要がある。

この目的のためには、無方向性電磁鋼板において{100} <0vw>集合組織を発達させ、圧延方向からその板面内垂直方向に至るまでのすべての方向について均一に優れた磁気特性を有することが望ましい。

無方向性電磁鋼板においてこのような{100} <0vw>集合組織を発達させるためには、特許文献5に記載されているように冷間圧延の圧下率を85%以上、望ましくは90%以上の強圧下とし、かつ、仕上焼鈍を700~1200で2分~1時間の長時間とする方法があるが、このような強圧下冷間圧延および長時間仕上焼鈍を施すことは、生産性の低下や製造コストの上昇、さらには設備制約上の問題が生じ、実用化には至っていない。

また、特許文献6や特許文献7に記載されているように、移動更新する冷却体表面によって溶鋼を凝固せしめて薄帯となす急冷凝固法等の特殊な製造方法も提案されているが、やはり設備制約上の問題や安定生産性の問題等が生じ実用化には至っていない。

## 【0005】

一方、上記のような処置により無方向性電磁鋼板の磁気特性の向上はなされても、回転機等の鉄心として電気機器に使用される場合には、鉄心への加工時の磁気特性変化を考慮する必要がある。

特に、無方向性電磁鋼板が鉄心素材として打ち抜き加工を受ける場合には、打ち抜き端面やカシメ部等の形状が鉄心性能に影響をおよぼすばかりではなく、鉄心としての積層性、成形性を左右する。

すなわち、鉄心として所定の形状に成形されなければ、無方向性電磁鋼板としての素材磁気特性を発揮することはできない。

【特許文献1】特開平03-126845号公報

【特許文献2】特開昭61-231120号公報

【特許文献3】特開平04-325629号公報

【特許文献4】特開平05-140648号公報

【特許文献5】特公昭51-000942号公報

【特許文献6】特開平05-279740号公報

【特許文献7】特開平05-306438号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

## 【0006】

上記に鑑み本発明は、回転機鉄心材料として望ましい鋼板の板面内全周磁気特性に優れるとともに、打ち抜き加工性にも優れた無方向性電磁鋼板を通常の製造工程によって得る方法を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

## 【0007】

本発明者らは、無方向性電磁鋼板の通常の製造工程において、冷間圧延前の熱延板焼鈍条件制御と冷間圧延圧下との組み合わせにより{100}集合組織、特に、{100} <0vw>集合組織を発達させ、回転機鉄心材料として望ましい鋼板の板面内全周磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板が得られないかとの観点から鋭意研究を積み重ねた。

その結果、 - 変態を有する成分系とし、鋼を高純度化することにより、Ac3変態

点温度以上で熱延板焼鈍を施し、かつ、冷間圧延の圧下率を適切に選べば、短時間連続仕上焼鈍で鋼板の板面内全周磁気特性を顕著に向上させることができるとともに、仕上焼鈍後の降伏比を0.65以上とすることにより、磁気特性を損なうことなく打ち抜き加工性を向上させることが可能であることを究明した。本発明は上記の知見に基づきなされたものであり、その要旨は下記のとおりである。

【0008】

(1) 質量%で、

C : 0.002%以下、

Si : 0.1%以上0.8%未満、

Mn : 0.1%以上1.5%以下、

S : 0.002%以下、

Al : 0.1%以上0.6%以下、

N : 0.002%以下、

Ti : 0.002%以下を含有し、

残部Feおよび不可避不純物元素よりなる鋼を、熱間圧延後、熱延板焼鈍をAc3変態点温度以上で施し、圧下率を80%以上90%以下とした冷間圧延により最終板厚とした後、仕上焼鈍を700以上850以下で10秒以上1分以下施すことにより、仕上焼鈍後の降伏比を0.65以上とすることを特徴とする、全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法。

【0009】

(2) 前記鋼が、さらに質量%で、

V : 0.003%以下、

Zr : 0.003%以下、

Nb : 0.003%以下、

As : 0.003%以下を含有すること特徴とする、上記(1)に記載の全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法。

【0010】

(3) 前記鋼が、さらに質量%で、P : 0.15%以下を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の全周磁気特性と打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0011】

本発明法によれば、鋼板の板面内全周磁気特性に優れるとともに打ち抜き加工性にも優れた無方向性電磁鋼板を通常の製造工程により得ることができ、電気機器、特に、無方向性電磁鋼板がその鉄心材料として使用される回転機等の分野における要請に十分に應えることができ、その工業的価値は極めて高いものである。

【発明を実施するための最良の形態】

【0012】

以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼成分の限定理由について述べる。

【0013】

Cは、鉄損を高める有害な成分で、磁気時効の原因ともなるので、0.002%以下とする。

【0014】

Siは、前記のように電気抵抗を増大させて渦電流損を減少させることにより、鉄損を低減する作用のある成分であり、また、降伏比を増大させることにより打ち抜き加工性を向上させる作用も有する。これらの作用を奏するためには0.1%以上含有させる必要がある。

一方、その含有量が増えると、前記のように磁束密度が低下し、かつ、硬度の上昇を招いて打ち抜き加工性を劣化させ、また、無方向性電磁鋼板の製造工程そのものにおいても、冷延等の作業性の低下、コスト高ともなるので0.8%未満とする。

10

20

30

40

50

## 【0015】

Mnも、電気抵抗を増大させて渦電流損を減少させることにより鉄損を低減する作用を有する。この目的のためには0.1%以上含有させる必要がある。

しかし、その含有量が増えると熱延板焼鈍時の結晶粒成長性が低下し、また、熱延板焼鈍後のAc3変態点温度以下への冷却時に結晶粒微細化が生じるので1.5%以下とする。

## 【0016】

Sは、MnS等の硫化物の微細析出により、熱間圧延後の再結晶および結晶粒成長を阻害し、熱延板焼鈍後の結晶粒径の粗大化、およびこれに伴う熱延板集合組織のランダム化を阻むので0.002%以下とする。

10

## 【0017】

Alも、前記のようにSiと同様に電気抵抗を増大させて渦電流損を減少させることにより、鉄損を低減する作用のある成分である。また、熱延板焼鈍時の結晶粒成長性を促進する作用を有し、特に、上記のようにSi含有量が0.8%未満の場合にこの作用は顕著である。これらの作用を奏するためには0.1%以上含有させる必要がある。

一方、その含有量が増えると磁束密度が低下し、また、鋼板の板面内磁気異方性が大きくなり板面内全周磁気特性が劣化する。さらに、降伏比の減少を招いて打ち抜き加工性を劣化させるので0.6%以下とする。

## 【0018】

Nは、AlNをはじめTiN等の窒化物の微細析出により、熱間圧延後の再結晶および結晶粒成長を阻害し、熱延板焼鈍後の結晶粒径の粗大化およびこれに伴う熱延板集合組織のランダム化を阻むので0.002%以下とする。

20

## 【0019】

Tiは、再結晶温度を上昇させ、無方向性電磁鋼板の製造工程における焼鈍時に再結晶およびそれに続く結晶粒成長を遅らせる。

また、無方向性電磁鋼板の磁気特性にとって好ましくない{111}集合組織を発達させる。

さらに、TiNやTiC等の微細析出とも相俟って、熱延板焼鈍後の結晶粒径の粗大化、およびこれに伴う熱延板集合組織のランダム化を阻害するので0.002%以下とする。

30

## 【0020】

V、Zr、Nbは、VN、VC等の炭化物や窒化物の微細析出により、熱間圧延後の再結晶および結晶粒成長を阻害し、熱延板焼鈍後の結晶粒径の粗大化およびこれに伴う熱延板集合組織のランダム化を阻むので、それぞれ0.003%以下とする。

## 【0021】

Asは、それ自身では本発明の鋼成分範囲内では上述のような微細析出物を形成することはない。

ただし、Asが含有されるとMnS等の硫化物の微細析出を促進し、熱間圧延後の再結晶および結晶粒成長を阻害することとなり、熱延板焼鈍後の結晶粒径の粗大化およびこれに伴う熱延板集合組織のランダム化を阻むので0.003%以下とする。

40

## 【0022】

Pは、降伏比を増大させ打ち抜き加工性を向上させる効果を有する成分であって必要に応じて添加するが、その含有量が増えると硬度が上昇しすぎ、かつ鋼を脆化を招き、無方向性電磁鋼板の製造工程そのものや需要家での作業性にも問題が生じるので0.15%以下とする。

上述の成分以外は、Feおよび不可避不純物元素である。

## 【0023】

次に、本発明の特徴とする熱延板焼鈍条件と冷間圧延の圧下率との組み合わせが磁気特性に及ぼす効果について述べる。

表1に示した成分の鋼スラブを3.0mm厚に熱間圧延後、表2に示した焼鈍条件で熱

50

延板焼鈍を施し、冷間圧延圧下率を変化させ、750 で20秒の仕上焼鈍を施した後、角度別（圧延方向、22.5度方向、45度方向、67.5度方向、圧延方向に垂直方向）にエプスタイン試料を採取し、磁気特性（磁束密度：B50）を測定した。その測定結果も併せて表2に示す。

【0024】

【表1】

[mass%]						
C	Si	Al	Mn	S	N	Ti
0.0016	0.31	0.49	0.32	0.0009	0.0011	0.0014

10

【0025】

【表2】

No.	熱延板焼鈍条件	Ac3変態点との関係	冷間圧延圧下率[%]	B50[T] (全周平均値)
1	900°C	Ac3変態点 (1023°C) 以下	75.0	1.72
2	×		83.3	1.72
3	1分		93.3	1.68
4	1100°C	Ac3変態点 (1023°C) 以上	75.0	1.73
5	×		83.3	1.76
6	1分		93.3	1.70

20

※全周平均値：

(圧延方向+2・22.5度方向+2・45度方向+2・67.5度方向+圧延方向に垂直方向)／8

【0026】

Ac3変態点温度以上で熱延板焼鈍を施し、冷間圧延の圧下率を適切に選べば、750で20秒の短時間連続仕上焼鈍で、鋼板の板面内全周磁気特性を著しく向上できることがわかる。

30

この場合、熱延板焼鈍後の結晶粒径粗大化と集合組織ランダム化が促進されており、冷間圧延の圧下率制御との相乗効果により、仕上焼鈍後の{100}〈0vw〉系集合組織の発達を促進し、鋼板の板面内全周磁気特性の顕著な向上に寄与しているものと推察される。

【0027】

ところで、上記のように無方向性電磁鋼板の板面内全周磁気特性が向上しても、回転機等の鉄心として電気機器に使用された場合、鉄心への加工時に磁気特性が劣化してはその素材特性を発揮することができない。特に、打ち抜き加工時に端面のダレが著しい場合には、打ち抜いた鋼板を鉄心に積層カシメする際にカシメが不十分であったり、カシメ自体が困難となる。

40

さらに、打ち抜いた鋼板の真円度が損なわれ、回転機のシャフトを挿入する際に不具合が生じたりする。これらの不具合を回避するためには、打ち抜き加工時の塑性加工開始から完了までの素過程を調整する指標として降伏比を考慮することが有効である。

【0028】

この目的のためには、降伏比を0.65以上とする必要がある。降伏比が0.65未満の場合には、無方向性電磁鋼板の打ち抜き加工時に、塑性変形開始後、破断に至るまでの伸びが大きくなり、かつ、機械的性質の異方性の影響も受けやすくなり、打ち抜き加工時の端面ダレや真円度不良をもたらす。

上記のNo.5の製造条件において、冷延後の仕上焼鈍温度を変化させることにより、降伏比を変えた場合の打ち抜き加工性と磁気特性（磁束密度：B50）を併せて表3に示す

50

。 打ち抜き加工性は、回転機の鉄心を単純形状化したリング試料（外径 125mm、内径 100mm）打ち抜きにより評価した。降伏比を0.65以上とすることにより、良好な打ち抜き加工性が得られることがわかる。

【0029】

【表3】

No.	仕上焼鈍条件	仕上焼鈍後 降伏比	打ち抜き 加工性	B50[T] (全周平均値)
5-1	920°C×20秒	0.61	端面ダレ	1.75
5-2	880°C×20秒	0.63	端面ダレ	1.76
5-3	750°C×20秒	0.68	良好	1.76

10

※全周平均値:

(圧延方向+2.22.5度方向+2.45度方向+2.67.5度方向+圧延方向に垂直方向)/8

【0030】

このように、本発明の特徴は、冷間圧延前の熱延板焼鈍条件と冷間圧延の圧下率との組み合わせにより、短時間連続仕上焼鈍で、鋼板の板面内全周磁気特性および打ち抜き加工性に優れた無方向性電磁鋼板を製造することにある。

【0031】

熱延板焼鈍温度は、Ac3変態点温度以上にする必要がある。熱延板焼鈍温度がAc3変態点温度未満では、熱延板焼鈍後すなわち冷間圧延前に結晶粒径粗大化および集合組織ランダム化が促進されず、冷間圧延の圧下率を制御しても鋼板の全周磁気特性を向上させることはできない。

20

尚、本発明に規定した鋼の不純物元素含有量であれば、熱延板焼鈍条件、すなわちAc3変態点温度以上であれば焼鈍温度と時間を、無方向性電磁鋼板の通常の製造工程範囲内で、特に2分未満の短時間焼鈍条件で適宜選定することにより、熱延板焼鈍後の結晶粒径粗大化および集合組織ランダム化を容易に促進することができる。

【0032】

冷間圧延の圧下率は、80%以上90%以下とする。80%未満では、磁気異方性が大きくなり全周磁気特性が向上しない。一方、90%超では、磁気異方性は減少するものの無方向性電磁鋼板の磁気特性にとって好ましくない{111}集合組織が発達し、磁束密度が低下する。

30

【0033】

仕上焼鈍は、700以上850以下で10秒以上1分以下とする。700未満では、冷間圧延後の一次再結晶が不完全となり、鋼板の全周磁気特性が向上しない。一方、850超では、降伏比が0.65未満となり打ち抜き加工性が劣化する。

これは、降伏比が0.65未満の場合には、無方向性電磁鋼板の打ち抜き加工時に、塑性変形開始後、破断に至るまでの伸びが大きくなり、かつ、機械的性質の異方性の影響も受けやすくなり、打ち抜き加工時の端面ダレや真円度不良をもたらすためである。

40

さらに、磁気異方性は減少するものの無方向性電磁鋼板の磁気特性にとって好ましくない{111}集合組織が発達しやすく、鋼板の磁束密度が低下する。

また、10秒未満では、結晶粒の整粒性が悪く鋼板の磁束密度の低下や鉄損の増加を招く。一方、1分超では、その効果は飽和し、かつ、生産性の低下や製造コストの上昇をも招く。

【0034】

尚、本発明の特徴とする化学成分を有する鋼は、転炉あるいは電気炉等で溶製され、連続鑄造あるいは造塊後の分塊圧延によりスラブとされた後、上記の熱間圧延以降の処理が施される。

【実施例1】

50

## 【 0 0 3 5 】

表 4 に示した成分の鋼 A、B を、1.3 mm 厚、2.4 mm 厚、4.5 mm 厚にそれぞれ熱間圧延後、表 5 に示した条件で熱延板焼鈍を施し、0.35 mm 厚に冷間圧延した後、表 5 に示した条件で仕上焼鈍を施し、その後、角度別（圧延方向、22.5 度方向、45 度方向、67.5 度方向、圧延方向に垂直方向）にエプスタイン試料を採取し、磁気特性を測定した。その測定結果を表 6 に示す。

併せて、リング試料（外径 125 mm、内径 100 mm）打ち抜きにより評価した打ち抜き加工性も表 6 に併せて示す。

本発明により、鋼板の板面内全周磁気特性に優れるとともに打ち抜き加工性にも優れた無方向性電磁鋼板の製造が可能であることがわかる。

10

## 【 0 0 3 6 】

## 【 表 4 】

[mass%]

鋼	C	Si	Al	Mn	P	S	N	Ti
A	0.0018	0.57	0.34	0.21	—	0.0011	0.0012	0.0005
B	0.0017	0.60	0.32	0.19	0.05	0.0010	0.0011	0.0006

## 【 0 0 3 7 】

## 【 表 5 】

20

No.	鋼	熱延板 板厚[mm]	熱延板焼鈍 条件	Ac3 変態点 との関係	冷間圧延 圧下率[%]	仕上焼鈍 条件
11	A	1.3	1050°C × 80 秒	Ac3 変態点(1004°C)以上	73.1	880°C × 50 秒
12		2.4	900°C × 80 秒	Ac3 変態点(1004°C)以下	85.4	
13			1050°C × 80 秒	Ac3 変態点(1004°C)以上		
14		4.5			92.7	
15	B	1.3	1050°C × 80 秒	Ac3 変態点(1013°C)以上	73.1	830°C × 50 秒
16		2.4	900°C × 80 秒	Ac3 変態点(1013°C)以下	85.4	
17			1050°C × 80 秒	Ac3 変態点(1013°C)以上		
18		4.5			92.7	

30

## 【 0 0 3 8 】

【表 6】

No.	鋼	B50[T] (全周平均値)	W15/50[w/kg] (全周平均値)	仕上焼鈍後 降伏比	打ち抜き 加工性	備考
11	A	1.71	3.42	0.62	端面ダレ	比較例
12		1.71	3.40	0.63	端面ダレ	比較例
13		1.74	3.17	0.63	端面ダレ	比較例
14		1.69	3.52	0.63	端面ダレ	比較例
15	B	1.71	3.43	0.67	良好	比較例
16		1.72	3.39	0.68	良好	比較例
17		1.75	3.16	0.67	良好	本発明
18		1.69	3.51	0.67	良好	比較例

10

※全周平均値:

(圧延方向+2・22.5 度方向+2・45 度方向+2・67.5 度方向+圧延方向に垂直方向)／8

## 【実施例 2】

## 【0039】

表 7 に示した成分の鋼を、1.5 mm 厚に熱間圧延後、1025 で 45 秒間の熱延板焼鈍を施し (Ac3 変態点: 1007)、0.20 mm 厚に冷間圧延 (冷間圧延の圧下率: 86.7%) した後、730 で 20 秒の仕上焼鈍を施し、その後、角度別 (圧延方向、22.5 度方向、45 度方向、67.5 度方向、圧延方向に垂直方向) にエプスタイン試料を採取し、磁気特性を測定した。その測定結果を表 8 に示す。

20

併せて、リング試料 (外径 125 mm、内径 100 mm) 打ち抜きにより打ち抜き加工性の評価も行った。

No. 21 から No. 28 のいずれの場合も、仕上焼鈍後の降伏比は 0.68 以上で、端面ダレもなく良好な打ち抜き加工性を示した。

本発明により、鋼板の板面内全周磁気特性に優れるとともに打ち抜き加工性にも優れた無方向性電磁鋼板の製造が可能であることがわかる。

30

## 【0040】

【表 7】

[mass%]

鋼	C	Si	Al	Mn	S	N
C	0.0013	0.23	0.44	0.21	0.0010	0.0011
D	0.0012	0.25	0.41	0.25	0.0007	0.0011
E	0.0012	0.22	0.42	0.23	0.0011	0.0013
F	0.0014	0.23	0.45	0.20	0.0008	0.0012
G	0.0013	0.21	0.41	0.19	0.0007	0.0013
H	0.0012	0.23	0.42	0.20	0.0031	0.0011
I	0.0011	0.20	0.41	0.23	0.0009	0.0029
J	0.0013	0.19	0.43	0.22	0.0012	0.0012

10

Ti	V	Zr	Nb	As	備考
0.0039	0.0020	0.0021	0.0023	0.0022	比較例
0.0006	0.0048	0.0022	0.0021	0.0021	比較例
0.0007	0.0018	0.0048	0.0020	0.0018	比較例
0.0006	0.0024	0.0020	0.0055	0.0016	比較例
0.0005	0.0021	0.0021	0.0020	0.0046	比較例
0.0007	0.0022	0.0022	0.0022	0.0020	比較例
0.0005	0.0018	0.0019	0.0021	0.0017	比較例
0.0006	0.0021	0.0024	0.0019	0.0018	本発明

20

【 0 0 4 1 】

【表 8】

No.	鋼	B50[T] (全周平均値)	W15/50[w/kg] (全周平均値)	備考
21	C	1.72	3.24	比較例
22	D	1.73	3.17	比較例
23	E	1.73	3.13	比較例
24	F	1.72	3.20	比較例
25	G	1.72	3.28	比較例
26	H	1.72	3.21	比較例
27	I	1.73	3.07	比較例
28	J	1.77	2.82	本発明

30

40

※全周平均値:

(圧延方向+2・22.5度方向+2・45度方向+2・67.5度方向+圧延方向に垂直方向)÷8

---

フロントページの続き

(72)発明者 藤倉 昌浩

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

Fターム(参考) 4K033 AA01 CA08 CA09 FA13 HA02 KA00 QA01

5E041 AA02 HB11 NN01