

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2004年2月12日 (12.02.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/013365 A1

- (51) 国際特許分類7: C22C 38/00, 38/06, 38/60, C21D 8/12, B21B 3/02, H01F 1/16, H02K 1/02
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2003/009947
- (22) 国際出願日: 2003年8月5日 (05.08.2003)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2002-229251 2002年8月6日 (06.08.2002) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)

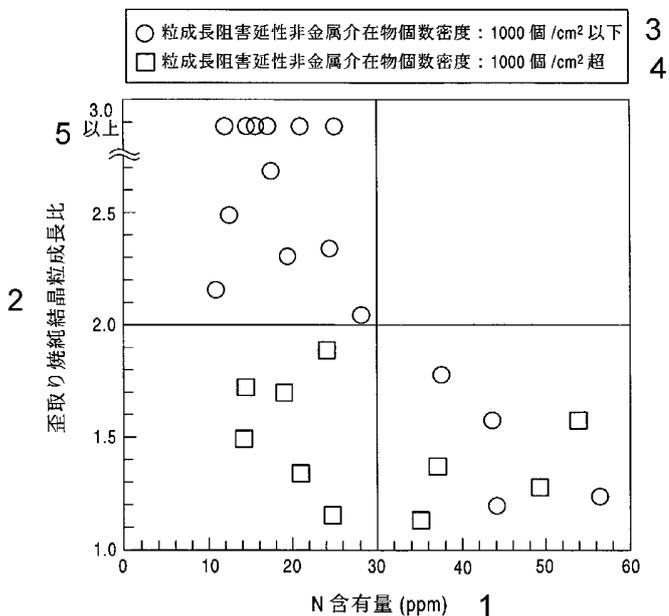
[JP/JP]; 〒100-0011 東京都千代田区 内幸町二丁目 2番3号 Tokyo (JP).

- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 中西 匡 (NAKANISHI, Tadashi) [JP/JP]; 〒100-0011 東京都千代田区 内幸町二丁目 2番3号 JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 高宮 俊人 (TAKAMIYA, Tishito) [JP/JP]; 〒100-0011 東京都千代田区 内幸町二丁目 2番3号 JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 河野 正樹 (KAWANO, Masaki) [JP/JP]; 〒100-0011 東京都千代田区 内幸町二丁目 2番3号 JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: NONORIENTED MAGNETIC STEEL SHEET, MEMBER FOR ROTARY MACHINE AND ROTARY MACHINE

(54) 発明の名称: 無方向性電磁鋼板、回転機用部材および回転機



- 1...N CONTENT (ppm)
- 2...CRYSTAL GRAIN GROWTH RATIO THROUGH STRAIN REMOVING ANNEALING
- 3...NUMBER DENSITY OF GRAIN GROWTH INHIBITING DUCTILE NON-METAL INCLUSIONS: 1000 PIECES/cm² OR LESS
- 4...NUMBER DENSITY OF GRAIN GROWTH INHIBITING DUCTILE NON-METAL INCLUSIONS: 1000 PIECES/cm² OR LESS
- 5...3.0 OR MORE

(57) Abstract: A nonoriented magnetic steel sheet which has a chemical composition in mass % wherein contents of Si and Mn are 0.1 to 1.2 % and 0.005 to 0.30 %, respectively, and the contents of C, Sol.Al and N are limited to 0.0050 % or less, 0.0004 % or less, and 0.0030 % or less, respectively, all including 0 %, and has a number density of grain growth inhibiting ductile non-metallic inclusions dispersed in the steel sheet of 1000 pieces/cm² or less including 0, wherein a grain growth inhibiting ductile non-metallic inclusion means an inclusion contained in a steel sheet having been subjected to finishing annealing which has a length of 3 × D to 9 × D, D representing an average particle diameter of re-crystallized grains in the steel sheet. The nonoriented magnetic steel sheet allows the production, from one steel sheet, of a rotor material exhibiting a high magnetic flux density and a high strength and a stator material exhibiting a high magnetic flux density and a low iron loss after it is subjected to strain removing annealing.

(57) 要約: 質量比でSi : 0.1% ~ 1.2% 及び Mn : 0.005 ~ 0.30% を含有し、C:0.0050% 以下 (0 を含む)、Sol.Al : 0.0004% 以下 (0 を含む)、N : 0.0030% 以下 (0 を含む) に制限し、鋼板中に分散する粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度を1000個/cm² 以下 (0 を含む) とすることにより、同一の鋼板からロータ材及びステータ材の同

時採取をしながら、ロータ材においては高い磁束密度及び高強度を、ステータ材においては歪取り焼鈍を施すことにより高い磁束密度及び低鉄

[続葉有]

WO 2004/013365 A1



(74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIALI, Kenichiro); 〒100-0011
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): CA, CN, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR).

規則4.17に規定する申立て:

— すべての指定国のための先の出願に基づく優先権を主張する出願人の資格に関する申立て(規則4.17(iii))

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

明細書

無方向性電磁鋼板、回転機用部材および回転機

技術分野

本発明は、回転機の組み立てに用いられる無方向性電磁鋼板に関するものである。

本発明はまた、上記の無方向性電磁鋼板を利用して組み立てた回転機用部材、および回転機に関するものである。

背景技術

回転機のエネルギー消費を低下させるには、回転機の鉄心、すなわち回転子(ロータ)及び固定子(ステータ)の磁束密度を上げるとともに、これらの鉄心の低鉄損化を図ることが効果的である。鉄損を低減する手段としては、Si, Al, Mn 等の含有量を高めて鉄心材料の電気抵抗を増加させる手段が一般に用いられてきた。また、これらの手段のほか、たとえば特開昭 58-151453 号公報に開示された B を添加する方法、特開平 3-281758 号公報に開示された Ni を添加する方法等が知られている。また、電磁鋼板の集合組織を、たとえば {100} 〈UVW〉 方位を有する結晶粒を優先的に成長させたものとする事により、磁気特性を向上させる方法があり、たとえば特開昭 58-181822 号公報等に提案されている。これらの手段により製造された無方向性電磁鋼板を用いることにより、高磁束密度かつ低鉄損の鉄心の製造が可能になっている。

ところで、回転機の鉄心に使用される無方向性電磁鋼板は、鋼板製造者により仕上焼鈍(最終焼鈍)を施されて製品板として出荷された後、需要家で回転機のロータ及びステータに組み立てられる。この組み立て工程においては、鋼板からロータ用鉄心板あるいはステータ用鉄心板を打ち抜いた後、必要に応じて歪取り焼鈍が施される。

この歪取り焼鈍における再結晶粒の成長性を改善することで、さらに優れた低鉄損を得る技術も提案されている。例えば、特公昭 58-55210 号公報や特開平 8-269532 号公報などには、鋼板中の Sol. Al 量をそれぞれ 0.0010%以下、0.003%以下に低減し、微細な AlN の析出を抑制することにより、歪取り焼鈍における粒成長性を改善し、低鉄損を

得る技術が開示されている。また特開平 3-24229 号公報にも、Sol. A 1 量を 0.001%以下に低減し、N、Vの含有量の積を所定の値以下に抑制することで、同様に歪取り焼鈍における粒成長性を改善し、低鉄損を得る技術が開示されている。特開平 7-70719 号公報には、Sol. A 1 量を 8ppm 以下に低減し、さらに Ti+Al の量を 20ppm 以下とするなどする、歪取り焼鈍における粒成長性を改善する方法が開示されている。

さらに、特開昭 63-195217 号公報や特開平 7-150248 号公報には、低 Al 化に加え、Si、Al、Mn の複合酸化物からなる介在物の組成を制御して同介在物の延性を防止することで、歪取り焼鈍における粒成長性が改善され、低鉄損を得ることができると開示されている。

しかしながら、これらの技術をもってしても、歪取り焼鈍による鉄損の改善量は充分ではなく、例えば仕上焼鈍後（出荷時）で 6 W/kg 程度の鋼板を歪取り焼鈍して 5 W/kg を下回る程度に改善することは可能でも、仕上焼鈍後（出荷時）で約 5 W/kg 程度まで予め低減された鋼板においては歪取り焼鈍して 4.4 W/kg を下回る程度に改善することは困難であった。

ところで、回転機用の鉄心の製造に当たっては、材料の歩留まりを高く維持するために、一般に、同一の鋼板からロータ用鉄心板とステータ用鉄心板がプレスによって打ち抜かれる。そして、これらロータ用鉄心板とステータ用鉄心板をそれぞれ積層してロータ及びステータに組み立てることが行われる。

このうち、ロータは、回転部材であり、高速回転に伴う高い応力が掛かるので強度が高いことが必要とされる。特に近年においては、回転機（モータ）の効率を上げるために、希土類磁石を埋め込んだ形式のロータが発達し、ロータの回転速度は著しく高くなっている。そのため、ロータを構成する電磁鋼板に対しては磁束密度及び強度、たとえば上降伏点 (YP)、が従来に比べてより高いことが要求されるようになっている。一方、ステータは、高い磁束密度を有し、かつ鉄損が低いことが回転機の小型化と省エネルギー化のため重要である。

このように、同じモータに使用される電磁鋼板であっても、ロータの組み立てに使用される鋼板（以下、「ロータ材」という）とステータの組み立てに使用される鋼板（以下、「ステータ材」という）とでは、要求特性が異なり、両特性を両立させることは困

難である。従来提案されている技術は、ロータ材あるいはステータ材としての特性を個別に満たすものであっても、これら双方の特性を満たすように仕向けられたものではなかった。

発明の開示

本発明は、同一の鋼板からロータ材及びステータ材の同時採取をしながら、ロータ材においては高い磁束密度及び高強度を、ステータ材においては高い磁束密度及び低鉄損を達成し得る高磁束密度無方向性電磁鋼板を提案し、さらにそれを用いた回転機用部材および回転機を提案することを目的とする。

本発明は、

1. 質量比で Si : 0.1%~1.2%及び Mn : 0.005~0.30%を含有し、C:0.0050%以下 (0を含む)、Sol.Al : 0.0004%以下 (0を含む)、N : 0.0030%以下 (0を含む) に制限され、残部として Fe 及び不可避的不純物を含有し、鋼板中に分散する粒成長阻害延性非金属介在物(deformable non-metallic inclusions with grain growth inhibition)の個数密度(number of inclusions per unit area)が 1000 個/cm² 以下 (0を含む) である回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板である。

ここに粒成長阻害延性非金属介在物とは延性非金属介在物のうち、鋼板の平均再結晶粒径(再結晶粒の平均粒径)を D としたとき、長さが 3×D~9×D の介在物をいう。なお、ここで鋼板とは仕上焼鈍された製品板の状態、すなわち歪取り焼鈍されていない状態の鋼板を指し、平均再結晶粒径および延性非金属介在物の長さも、当然、製品板の状態での値である。また、延性非金属介在物は、圧延により比較的容易に展伸する(あるいは製品板等においては展伸した)比較的粗大な非金属介在物を指すが、鋼板においては展伸するのはほとんどが非金属介在物であるので、以後単に延性介在物という。

なお、上記無方向性電磁鋼板の組成は、上記 Si、Mn、C、Sol.Al、N、残部 Fe 及び不可避的不純物から実質的になることが好ましい。

2. 質量%で S b : 0.005%~0.10%および S n : 0.005%~0.2%から選んだ 1 種または 2 種をさらに含有する、上記 1 の発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

3. 質量%でP : 0.001%~0.2%およびNi : 0.001%~0.2%から選んだ1種または2種をさらに含有する、上記1または2の発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

4. 質量%でREM : 0.0001%~0.10%およびCa : 0.0001%~0.01%から選んだ1種または2種をさらに含有する、上記1~3のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

5. 上記不可避的不純物のうちTi、Nb及びVが質量%でそれぞれTi : 0.0020%以下(0を含む)、Nb : 0.0050%以下(0を含む)、およびV : 0.0060%以下(0を含む)に制限されている、上記1~4のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

6. 前記不可避的不純物のうちS及びOが質量%でそれぞれS : 0.0050%以下(0を含む)、およびO : 0.0100%以下(0を含む)に制限されている、上記1~5のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

7. 前記再結晶粒の平均粒径Dが $6\mu\text{m}$ ~ $25\mu\text{m}$ である、上記1~6のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

8. 少なくとも冷間圧延およびその後の仕上焼鈍により製造される鋼板であって、前記仕上焼鈍の温度が 700°C ~ 800°C である、上記1~7のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。すなわち、無方向性電磁鋼板用スラブを常法により処理して最終板厚を有する冷延鋼板とした後、 700 ~ 800°C で仕上焼鈍を施してなるものである。

9. 上記1~8のいずれかの発明に係る無方向性電磁鋼板であって、 750°C で2時間の歪取焼鈍によって平均再結晶粒径が2倍以上に成長する(すなわち歪取り焼鈍結晶粒成長比が2以上である)ことを特徴とする、回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

10. 上記1~9のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板(製品板)に、歪取焼鈍を施してなる回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板(歪取り焼鈍板)。

1 1. 前記歪取焼鈍の温度が 700~800℃である、上記 1 0 の発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板。

すなわち、上記 1~9 の各発明に係る無方向性電磁鋼は、無方向性電磁鋼板用スラブを常法により処理して最終板厚を有する冷延鋼板とした後、700~800℃で仕上焼鈍を施し、これにさらに 700~800℃で歪取り焼鈍を施して、好ましくは平均再結晶粒径を仕上焼鈍後の粒径の 2 倍以上に成長させたものとすることもできる。

1 2. 上記 1~9 のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板を好ましくは打抜いた後、積層してなる回転機用ロータ部材。

1 3. 上記 1~9 のいずれかの発明に係る回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板を好ましくは打抜き、積層した後、歪取焼鈍を施してなる回転機用ステータ部材。

1 4. 同一の回転機用高磁束密度無方向性電磁鋼板を素材とする、上記 1 2 の発明に係るロータ部材と上記 1 3 の発明に係るステータ部材とを有する回転機。

すなわち、上記 1~9 の各発明に係る無方向性電磁鋼板は、打ち抜き後、積層して高強度回転機ロータ部材とすることができる。また、打ち抜き後、積層した後さらに歪取り焼鈍を施して低鉄損回転機ステータ部材とすることもできる。さらに、同一の無方向性電磁鋼板から得られたロータ部材とステータ部材を用いて、高性能の回転機を得ることができる。

図面の簡単な説明

図 1 は、無方向性電磁鋼板の粒成長比、すなわち、仕上焼鈍後の鋼板の平均結晶粒径に対する歪取り焼鈍後の鋼板の平均結晶粒径の比と、鋼板の N 含有量との関係を、粒成長阻害延性非金属介在物の存在個数をパラメータとして表したグラフである。

発明を実施するための最良の形態

本発明者は、まず、以下の点に着目した。

- (1) 無方向性電磁鋼板の飽和磁束密度は素材の鉄の含有量（質量%）によって決まるものであり、鉄以外の元素、例えば Si や Mn 等の含有量が高いと飽和磁束密度が低下することは避けられない。

- (2) 磁束密度および強度は鋼板の結晶粒径によって支配される。
- (3) 前述のように需要家で歪取り焼鈍が行われ、当該焼鈍により結晶粒径の増大および鉄損の低減が生じ得る。

上記を考慮した結果、本発明者らは、下記の各方法を組合せることを見出した。

- (1) Si 含有量および Mn 含有量の低い無方向性電磁鋼板を採用することで、高磁束密度を確保すること、
- (2) 仕上焼鈍後の製品板では比較的細粒で高強度とし、かつ、歪取り焼鈍における結晶粒の成長性を高く確保すること、
- (3) ロータ材においては歪取り焼鈍を行わずに強度を確保し、ステータ材においては歪取り焼鈍を施して粒成長により低鉄損を実現すること、

上記の組み合わせにより、結晶粒径を上記ロータおよびステータの製造プロセスにおいて適正化してロータおよびステータにそれぞれ必要な特性を付与できる。

本発明者らはさらに、ステータの組み立て過程で行われる歪取り焼鈍工程で結晶粒径の成長を支配する要因を探求し、下記の各方法を組み合わせることを見出した。

- (1) Al の上限値を工業的レベルとしてはかなり厳しく制限して AlN などの微細析出物を抑制すること、
- (2) 鋼板中に分散する延性介在物の個数密度を仕上焼鈍された鋼板の平均結晶粒径と関係付けて所定値以下に制限すること、すなわち、特定の寸法範囲の延性介在物が歪取り焼鈍における結晶粒成長性に支配的に影響することを見出し、より緻密かつ効率的な延性介在物制御を実現すること、

そして、上記の組合せにより、需要家でのステータの組み立て過程で行われる歪取り焼鈍工程（例えば、750℃で2時間程度）で結晶粒径を顕著に成長させることができることの知見を得て、本発明に至った。

以下、本発明の電磁鋼板に好適な化学組成（質量％）について述べる。

Si : 0.1~1.2%

鋼板の電気抵抗を増大させ、鉄損を低減するには、少なくとも0.1%のSiを含有させる必要がある。しかし、Si含有量が1.2%を超えると、磁束密度が低下し、硬度が上昇

し、さらに加工性も劣化する。したがって、Si含有量は0.1~1.2%の範囲とする。

Mn : 0.005~0.30%

Mn は良好な熱間圧延の際の加工性を得るために必要な成分であり、そのためには0.005%以上含有させることが必要である。しかし、0.30%を超えると磁束密度が低下する。したがってMnの含有量は0.005~0.30%とする。

C : 0.0050%以下 (0を含む)

Cは、磁気時効劣化を抑制するためには極力低くする必要がある。また、本発明で採用される極低Al化の条件の下で集合組織の改善効果を十分に発揮させるためには、0.0050%以下に低減する必要がある。しかしながら、このCの低減は、必ずしも出発材料である溶鋼あるいはスラブの段階で達成されていなければならないものではない。すなわち、鋼板の製造過程で、仕上焼鈍の終了時まで達成できればよい。代表的な脱炭手段は脱炭焼鈍である。なお、製造過程で脱炭を行なう場合、出発材料におけるC量は0.0050%~0.1%の範囲内であることが好ましい。

So1. Al : 0.0004%以下 (0を含む)

優れた粒成長性と磁気特性を得るためには、鋼板のAl量を0.0004%以下に低減することが必要である。Al含有量が0.0004%を超えると鋼板中にAlNが析出し、仕上焼鈍された製品板における磁束密度が低下する。また、歪取り焼鈍の際の再結晶粒成長性も低下し、鉄損値を顕著に低下させるという本発明の優れた効果を得ることができなくなる。

N : 0.0030%以下 (0を含む)

NはAlと結合して窒化物(AlN)の析出原因となるほか、Ti等と結合して種々の窒化物を形成し、仕上焼鈍された製品の磁束密度を低下させる原因になる。また、歪取り焼鈍の際の再結晶粒成長を阻害し、鉄損値の十分な低下を阻害する原因になる。そのためN量は0.0030%以下に低減させることが必要である。好ましくは0.0025%以下である。

本発明の無方向性電磁鋼板は、以上の基本組成の他、Sb、Sn、P、Ni、REM、Caの少なくともいずれかを目的とする鋼板特性に応じて添加することが出来る。これらの好適

な含有量については後述する。上記以外に、Cr：5%以下、Cu：5%以下の少なくともいずれかを含有しても、本発明の効果をj得る支障にはならない。

また、その他の不可避的不純物として代表的なものはTi、Nb、V、S、Oがあり、これらの好適な範囲については後述する。さらに、Cu：0.2%以下、Cr：0.08%以下、Zr：0.005%以下、As：0.01%以下、Mo：0.005%以下、W：0.005%以下等の不可避的不純物も許容される。

本発明の無方向性電磁鋼板は、以上の基本組成を有するが、組成の制御だけでは本発明の目的を達成し得ない。仕上焼鈍された鋼板中に分散する非金属介在物のうち、鋼板（仕上焼鈍された製品板）の平均再結晶粒径をDとしたとき、長さが $3\times D\sim 9\times D$ である延性介在物（延性非金属介在物）の個数密度が $1000\text{個}/\text{cm}^2$ 以下（0を含む）であることが必要である。この、長さが $3\times D\sim 9\times D$ の延性非金属介在物を、以後、粒成長阻害延性非金属介在物と定義する。

ここに、平均再結晶粒径とは、鋼板の 0.5mm^2 の面積中に存在する結晶粒の個数を測定し、それに基づいて結晶粒1個あたりの平均面積を算出し、その平均面積に等しい円の直径を算出した際の該直径を採用した。この平均結晶粒径は鋼板の板幅方向に垂直に切断した断面（いわゆるL断面）を光学顕微鏡で観察することにより測定される。

延性介在物とは、圧延方向に長く伸びた棒状の介在物、及び圧延方向に連続して並ぶ介在物をいう。また、 $10\mu\text{m}$ 以内の距離にある2以上の介在物が圧延方向に対して $\pm 5^\circ$ 以内の方向に並んでいるときは、これらの介在物を繋がっているものとして1個の延性介在物とみなした。

なお、介在物には上記延性介在物のほかに孤立した円形の介在物がある。これは非延性介在物であって、延性介在物には勘定されない。介在物の長径が短径の2倍以下の場合は円形、2倍を超える場合は延性介在物に分類した。

代表的な延性介在物としては、 SiO_2 、 Al_2O_3 、 MnO 、 CaO あるいはこれらのいくつかからなる複合酸化物（ただし組成により非延性となる場合もある）がある。

延性介在物の長さとは、地鉄（母相組織）と介在物の界面における任意の2点間で引いた線分の長さの最大値、すなわち延性介在物の両端部間の距離をいう（これを長径と

する)。所定の長さの延性介在物の存在個数の測定は、次の手順で行った。

鋼板の板幅方向に垂直な断面を研磨し、研磨まま（腐食処理等は行わずに）の面を光学顕微鏡で観察し、地鉄部分と色が異なる小さな領域を介在物と認定した。1つの試料に対しての観察視野を 5mm^2 として、上記により認定した介在物のうち所定の長さの延性介在物と認められる形態のもの個数を計測し、この個数を 1cm^2 当たりの個数に換算して個数密度とした。

以下に、延性介在物の粒成長性への影響を調査するために行なった実験およびその結果を示す。

（実験1）

C : 0.002%、Si : 0.7%、Mn : 0.2%、Sol. Al : 0.0004%以下、S : 0.002%、残部不可避免の不純物を基本成分とし、これに N を 0.0010~0.0060%の範囲で変更したスラブを製造した。

得られたスラブを 1100°C に加熱し 2.3mm 厚まで熱延したのち、酸洗し、冷間圧延して 0.35mm の最終板厚に仕上げ、さらに、 800°C 、15 秒間の仕上焼鈍（再結晶焼鈍）を施して仕上焼鈍板（製品板）とした。なお、延性介在物の存在量（個数密度）、及び形態（長さ）の調整は、たとえば、

- (1) 酸素含有量と Al 含有量の変更による酸化物の量及び組成の制御、
 - (2) スラブ厚みの変更など、熱間圧延での圧下スケジュールの変更による介在物の延伸量の制御
- などによって行った。

得られた製品について平均結晶粒径の測定を行うとともに介在物の観察を行って延性介在物の長さ及び個数密度を測定した。ついで、上記製品に対し、アルゴン (Ar) 雰囲気にて 750°C 、2 時間の焼鈍（以下、単に「歪取り焼鈍」という）を施し、仕上焼鈍板と同様平均結晶粒径の測定を行った。なお、上記焼鈍条件は、需要家での歪取り焼鈍に相当する条件である。

図1はこのようにして得られた仕上焼鈍後の鋼板の平均結晶粒径に対する歪取り焼鈍後の鋼板の平均結晶粒径の比（以下「歪取り焼鈍結晶粒成長比」あるいは単に「粒成長比」という）と N 含有量の関係を示したグラフである。ここで、仕上焼鈍後の平均再結晶粒径を D としたとき、長さが $3\times D\sim 9\times D$ の介在物（粒成長阻害延性非金属介在物

という)の個数密度に応じて、異なるマークを用いた。

図1から分かるように、N含有量が30ppm(質量ppm)以下のとき、粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度が、 $1000\text{個}/\text{cm}^2$ 以下であれば、歪取り焼鈍結晶粒成長比が2以上となる。しかしながら、粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度が、 $1000\text{個}/\text{cm}^2$ 以下であっても、N含有量が0.0030%を超えるとき、あるいは粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度が、 $1000\text{個}/\text{cm}^2$ を超えるときは、歪取り焼鈍結晶粒成長比が2未満となる。

(実験2)

同様の結果が次の実験2からも確かめられる。表1に示す組成を有し、残部鉄および不可避的不純物からなる厚さ250mmの3本のスラブを製造し、これらのスラブから機械加工により、厚さが25mm、50mm、100mmおよび200mmの試料をそれぞれ切り出した。その後、これらの試料を 1070°C に加熱後、熱間圧延にて2.5mmとした後、酸洗してから冷間圧延によって最終板厚0.5mmに仕上げた。ついで、連続焼鈍型の仕上焼鈍(再結晶焼鈍)の条件を $700\sim 800^\circ\text{C}$ の範囲で調整し、平均再結晶粒径(実験例、実施例においては単に平均結晶粒径と呼ぶものとする)が $12\mu\text{m}$ または $14\mu\text{m}$ である製品板とした。

得られた製品板にはAr雰囲気中で 750°C 、2時間の歪取り焼鈍を施した。これらの製品板(仕上焼鈍板)および歪取り焼鈍板の板幅方向に垂直な断面を光学顕微鏡で観察し、その平均結晶粒径を測定した。また、製品板については粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度を測定した。その結果を表2に示す。同表に示したように、製品板の粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度が $1000\text{個}/\text{cm}^2$ 以下である試料では、歪取り焼鈍結晶粒成長比が大きい。

表1

鋼 記号	化学組成 (mass%)								
	C	Si	Mn	Sol. Al	N	O	Ti	Nb	V
1	0.0027	0.50	0.27	0.0003	0.0015	0.0090	0.0003	0.002	0.0010
2	0.0021	0.50	0.23	0.0003	0.0019	0.0085	0.0004	0.002	0.0010
3	0.0026	0.60	0.22	0.0001	0.0018	0.0070	0.0003	0.001	0.0010

表 2

鋼記号	スラブ厚さ (mm)	平均結晶粒径		歪取り焼鈍結晶粒成長比	粒成長阻害延性非金属介在物 個数密度 (個/cm ²)	備考	
		歪取り焼鈍前 (μm)	歪取り焼鈍後 (μm)				
1	25	12	50	4.2	0.3	発明例	
	50		34	2.8	61	発明例	
	100		22	1.8	1012	比較例	
	200		17	1.4	3581	比較例	
2	25		46	3.8	0.7	発明例	
	50		36	3.0	65	発明例	
	100		26	2.2	811	発明例	
	200		19	1.6	2778	比較例	
3	25		47	3.9	0.3	発明例	
	50		43	3.6	19	発明例	
	100		26	2.2	286	発明例	
	200		22	1.8	1024	比較例	
1	25		14	50	3.7	0.3	発明例
	50			32	2.4	42	発明例
	100			26	2.0	828	発明例
	200			16	1.2	3731	比較例
2	25	44		3.1	0.5	発明例	
	50	34		2.4	35	発明例	
	100	28		2.0	657	発明例	
	200	22		1.6	2824	比較例	
3	25	50		3.6	0.1	発明例	
	50	43		3.1	11	発明例	
	100	31		2.2	220	発明例	
	200	23		1.6	1038	比較例	

上記により組成を制限し、かつ粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度を適正に制限すれば、歪取り焼鈍後の鋼板（ステータに組み上げられた鉄心材料）の平均結晶粒径を前記仕上焼鈍後の粒径の2倍以上とすることができる。これによりステータにおける鉄損は大きく低減される。

一方、ロータは仕上焼鈍された状態で使用することにより、結晶粒が相対的に小さい

状態となり、強度、特に上降伏点（以下 YP と略す）を高く維持することができる。

さらに、上記、ロータおよびステータを用いることにより、高速回転用の高性能の回転機を、効率的に組み立てることが可能になる。

ロータに要求される強度レベルは、回転機の特성에応じて異なるので、鋼板強度を支配する因子である平均結晶粒径の大きさは、要求されるロータの強度レベルに応じて設計すればよい。しかしながら、一般的な回転機であれば鋼板の仕上焼鈍後における平均結晶粒径は 6~25 μm が好適である。この場合、鋼板の強度は YP で 200~400MPa 程度、ビッカース硬度 Hv で 100~170 程度である。

なお、本発明の権利範囲の解釈に影響を与えるものではないが、粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度によって歪取り焼鈍結晶粒成長比が支配される理由は以下のように考えられる。

まず、結晶粒径と同程度の長さの介在物が、最も粒成長性を阻害すると考えられる。なぜなら、延性介在物は一つの、あるいは二つ以上の結晶粒界を横切って存在し、その結晶粒の成長性を阻害する確率が高くなるからである。

しかしながら、電磁鋼板中に存在する非金属介在物の総量が一定の場合は、その鋼中に占める体積分率はほぼ一定と見られるので、ツェナー（Zener）の式の示すところにより、結晶粒径に比べて極端に長い介在物は粒成長性を阻害する可能性が低くなる。

言い換えれば、延性介在物が粒成長性を阻害する程度は、介在物の長さによって異なり、本発明者等の知見では延性介在物の長さが仕上焼鈍板の平均結晶粒の 3~9 倍であるとき、すなわち粒成長阻害延性非金属介在物のとき、最大となるのである。したがって、この範囲の長さの延性介在物、すなわち「粒成長阻害延性非金属介在物」の個数密度により「歪取り焼鈍結晶粒成長比」が影響を受けるのである。

なお、Zener の式とは、インヒビターの粒成長抑制力 I を示す、下記の式である。

$$I = (3/4) \times (V \times \sigma \times \rho / r_0)$$

ここで、V は母相のモル体積、σ は粒界エネルギー、ρ は析出物の体積分率、r₀ は析出物の平均粒半径である。

上記のように、無方向性電磁鋼板の Si、Mn、C、Sol. Al 及び N の含有量をそれぞれ制

御し、さらに粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度を 1000 個/cm^2 以下に抑えることによって、歪取り焼鈍結晶粒成長比を大きくすることができ、回転機用に適した高磁束密度無方向性電磁鋼板とすることができる。さらに、鋼板組成において Ti、Nb 及び V の含有量を制限すること、あるいは Sb、Sn を添加することにより、その効果を一層向上させることができる。そのことは、以下の実験により確認できた。

(実験3)

表3に示す組成からなり、残部鉄および不可避的不純物からなる鋼塊を製造し、これらの鋼塊を 1070°C に加熱後、熱間圧延にて 2.5mm とした後、酸洗してから冷間圧延によって最終板厚 0.5mm に仕上げた。ついで、 800°C 、10秒間の仕上焼鈍（再結晶焼鈍）をおこない製品板としたのち、 750°C 、2時間の歪取り焼鈍を施して歪取り焼鈍板とした。得られた製品板および歪取り焼鈍板から、圧延方向と平行および圧延方向に直角に、それぞれ同数のサンプルを切りだし、JIS C 2550 に準拠して磁束密度および鉄損を測定した。測定結果は表3に併せて示す。

なお、各製品板における平均結晶粒径は、 $10\sim 20 \mu\text{m}$ であった。また、各製品板における粒成長阻害性延性非金属介在物の個数密度は、 1000 個/cm^2 以下であった。

表 3

鋼記号	化学組成 (mass%)											鉄損 (W/kg)	
	C	Si	Mn	SoL. Al	N	O	Ti	Nb	V	Sn	Sb	歪取り 焼鈍前	歪取り 焼鈍後
11	0.0018	0.90	0.15	0.0001	0.0017	0.0065	0.0024	0.002	0.0010	-	-	6.7	6.1
12	0.0017	0.90	0.17	0.0002	0.0022	0.0060	0.0006	0.006	0.0020	-	-	6.2	5.8
13	0.0025	0.90	0.16	0.0001	0.0021	0.0065	0.0010	0.001	0.0065	-	-	6.4	5.9
14	0.0019	0.90	0.17	0.0002	0.0015	0.0070	0.0009	0.004	0.0020	-	-	5.3	4.3
15	0.0023	0.90	0.18	0.0001	0.0020	0.0060	0.0015	0.002	0.0020	-	-	5.2	4.2
16	0.0021	0.90	0.17	0.0001	0.0017	0.0055	0.0004	0.003	0.0050	-	-	5.1	4.2
17	0.0018	0.90	0.15	0.0002	0.0015	0.0055	0.0006	0.001	0.0010	-	0.01	5.2	3.8
18	0.0018	0.90	0.17	0.0001	0.0022	0.0055	0.0005	0.002	0.0010	0.01	-	5.3	3.7
19	0.0022	0.90	0.17	0.0001	0.0013	0.0060	0.0004	0.001	0.0020	0.02	0.03	5.2	3.6
20	0.0024	0.90	0.19	0.0002	0.0015	0.0065	0.0004	0.002	0.0020	-	0.08	5.2	3.7
21	0.0017	0.90	0.15	0.0001	0.0024	0.0065	0.0003	0.001	0.0010	0.19	-	5.2	3.7

表3から分かるように、Tiを0.0020%以下、Nbを0.0050%以下、およびV量を0.0060%以下に制限することによって歪取り焼鈍後の磁気特性を一層良好にすることができる。

さらに、SbまたはSnの1種または2種を添加することによって、歪取り焼鈍後の鉄損が大幅に改善できる。

Ti、Nb および V 量を低減することによって、磁気特性が改善する理由は必ずしも明らかでないが、次のように考えられる。Ti および Nb、そして V はともに窒化物および炭化物形成元素であり、これらの窒化物が微細に析出すると、微細析出 AlN と同様に、集合組織形成および結晶粒成長性に悪影響を及ぼすと考えられる。このため、これらの元素を低減することによって前記の害が防止される結果、良好な磁気特性が得られるものと考えられる。

Ti、Nb および V 量の低減が歪取り焼鈍後の磁気特性に影響を及ぼす理由も明らかでないが、次のように考えられる。Ti、Nb および V の含有量が多いと、熱延板焼鈍や再結晶焼鈍の際に窒化物または炭化物が部分的に固溶するものと考えられる。そして、歪取り焼鈍時に窒化物または炭化物が再度析出して磁壁の移動を阻害するので、上記の各元素が多いと鉄損の劣化が生じるものと考えられる。

また、Sb または Sn の 1 種または 2 種を添加することによって、歪取り焼鈍後の鉄損が大幅に改善される理由も明らかではないが、Sb や Sn の偏析が V 等の析出挙動に影響を与え、析出の抑制や析出物の粗大化が起こるためであると考えられる。なお、V 等を上記の好適範囲に低減した鋼でも、ある程度の V 等の析出は避けられない。このため、V 等を低減した鋼でも、Sb や Sn を添加する効果が発揮されるものと考えられる。

なお、従来より無方向性電磁鋼板においては、集合組織などを改善して鉄損を低減するために Sb や Sn を添加することが知られている（例えば特公昭 56-54370 号公報、特開 2000-129409 号公報、T. Kubota, T. Nagai ; J. Mater. Eng. Perform. 1 (1992), p. 219 など）。しかし、Al、N 等を極度に低減し、延性介在物も制御した無方向性電磁鋼板において、Sb または Sn の添加が歪取り焼鈍における鉄損改善効果を顕著に促進することは、従来知られていなかった現象である。

このように溶銑や Si 原料に混入している Ti、Nb および V の鋼中での量を制限するこ

とによって、上記した Sol. Al の低減による微細析出物防止効果が一層高まるとともに、磁気特性のさらなる向上が達成される。特に、Al を極力低減した成分系では、Ti および Nb 量の制限に加えて、V 量を制限することが有利である。その効果は、特に歪取り焼鈍後の鉄損を改善する点において大きい。上記微量元素の制限についてまとめると以下のとおりである。

Ti : 0.0020%以下 (0 を含む)、Nb : 0.0050%以下 (0 を含む)、および V : 0.0060%以下 (0 を含む)

Ti、Nb および V は、微細な窒化物又は炭化物を形成して、集合組織の形成および結晶粒の成長性を阻害する。特に本発明にしたがい、Sol. Al 及び N 含有量を低く制限した無方向性電磁鋼板ではその傾向が著しい。これら元素をそれぞれ Ti : 0.0020%以下、Nb : 0.0050%以下、V : 0.0060%以下に低減すれば、その窒化物又は炭化物形成傾向が抑制されて、特に歪取り焼鈍後の鉄損の改善に貢献する。

また、Sb、Sn の好適な添加量は下記に示すとおりである。

Sb : 0.005~0.10%および Sn : 0.005~0.2%から選んだ 1 種または 2 種

Sb および Sn は、窒化物の微細析出を抑制するとともに、該窒化物の粒成長阻害効果を低減することにより、磁気特性上有利な集合組織の形成を効果的に促進させる。その効果は Sb : 0.005%以上、Sn : 0.005%以上で現れるが、それぞれ 0.10%超え、0.2%超えでは却って粒成長性を阻害する。

上記のほか、下記の元素を制限あるいは添加することにより、本発明鋼の特性をより効果的に発揮させることができる。

P : 0.001~0.2%および Ni : 0.001~0.2%から選んだ 1 種または 2 種

打ち抜きの際にダレやつぶれが発生したり、打ち抜き時に発生するカエリが大きくなって鋼板の占積率を低下させる等の問題が発生する場合は、P 及び Ni の少なくともいずれかの添加によって本発明の電磁鋼板の硬度を上昇させることにより、これらの問題を回避することができる。したがって、電磁特性、特に磁束密度を害しない範囲内で需要家の要求に応じこれら元素を添加することができる。

REM : 0.0001~0.10%および Ca : 0.0001~0.01%から選んだ1種または2種

REM や Ca は硫化物を粗大化して鉄損を向上させる（すなわち低減する）作用を有する。したがって、これらの元素をその効果の発現範囲、すなわち REM : 0.0001~0.10%、Ca : 0.0001~0.01%において適宜添加することができる。

S : 0.0050%以下（0を含む）、O : 0.0100%以下（0を含む）

S は、0.0050%を超えると、Mn やトランプエレメント（主にスクラップから混入する元素）の Cu などと結合して MnS や Cu₂S を形成する傾向が強くなり、結晶粒成長を妨げる。また、O（酸素）は、0.0100%を超えると酸化物が増え、結晶粒成長を妨げる。したがってこれら元素は上記範囲内に制限するのが好ましい。

無方向性電磁鋼板に要求される強度レベルや鉄損レベルは、製造される回転機の特性によって変化する。したがって、本発明において、仕上焼鈍された鋼板の結晶粒径は一律に決定する必要はない。しかしながら、平均再結晶粒径 D を 6~25 μm とすることは、先に述べた歪取り焼鈍結晶粒成長比を比較的大きく、たとえば、3 以上とすることに有利に作用する。

上記本発明に係る無方向性電磁鋼板の製造方法は、特に制限されない。代表的には、下記のプロセスによって製造することができる。

まず、好適成分組成に調整された溶鋼を例えば連続鑄造法によってスラブとする。ついで、これを熱間圧延して熱延板とする。これに必要に応じて熱延板焼鈍を施した後、1回以上の冷間圧延を、必要に応じて中間焼鈍を挟みつつ施して、最終板厚に仕上げる。得られた冷延板に連続焼鈍（仕上焼鈍）を施した上で必要に応じて絶縁コーティングを施す。また、スラブの炭素含有量が本発明成分より多い場合は、熱間圧延後に適宜脱炭焼鈍を施す。

本発明においては介在物のうち延性介在物の量および存在形態の制御、特に平均結晶粒径に対する長さが所定範囲内となる延性介在物を低減することが肝要である。すなわち、粒成長阻害延性非金属介在物の量を 1000 個/cm² 以下に制御する。このようなコン

トロールは以下の手段のいずれか一つ又はそれらの組み合わせによって達成することができる。

まず、酸素含有量を低減することによりスラブ中の非金属介在物の絶対量を減少させる手段がある。

また、スラブ中の非金属介在物を Al や Mn 量の増加により延性化させたり、逆に Al や Mn 量の低減により非延性化（微細化）させる手段も有効である。

また、製造条件、とくに圧延条件を制御して非金属介在物の長さを調整して、仕上焼鈍された鋼板の平均再結晶粒径の3倍未満または9倍超となる延性介在物を主とすることもできる。例えば、スラブ厚あるいは熱延板厚の増減により熱間圧延の圧下率を増減することで、熱延板における延性介在物の長さを調整することができる。また、熱延圧下率が同じでも、介在物が展伸しやすい高温域での圧下率の増減により、延性介在物の長さを変化させることができる。さらに、熱延以後の累積圧下率が大きくなれば延性介在物は長くなり、該累積圧下率が小さくなれば延性介在物は短くなる傾向にあるので、熱延板厚みの増減、あるいは製品板厚の増減により非金属介在物の長さを調整することもできる。

逆に仕上焼鈍の温度や均熱時間等の条件を変更して平均結晶粒径を増減させ、その結果として非金属介在物の長さを、平均結晶粒径の3倍未満または9倍超を主とすることもできる。

なお、上記製造プロセスにおいて、最終板厚に冷間圧延した冷延板に施す連続焼鈍（仕上焼鈍）の焼鈍温度を700～800℃とすることは、平均結晶粒径を6～25 μm に調整し、あるいは鋼板の硬度を適当なレベル、たとえばビッカース硬さ（Hv）を100～170に調整するのに好ましい。ビッカース硬さを前記範囲とすることは、鋼板の強度や打抜き性を確保するうえで好適である。

このようにして製造された無方向性電磁鋼板は、回転機用の鉄心に打ち抜き、ロータ及びステータに組み立てることができる。その際、同一の鋼板からロータとステータ用の鉄心材料を同時に打ち抜き、それぞれ積層してロータ及びステータ部材に組み立てた後、ステータ部材にのみ歪取り焼鈍を施して、粒成長を促し、その鉄損を下げるができる。ロータ用鉄心部材には粒成長を伴う歪取り焼鈍は行わず、高い強度を保ったま

まにするのがよい。

歪取り焼鈍温度は 700℃～800℃の範囲で行なうのが好ましい。また焼鈍時間は 10 分～3 時間程度が好適である。歪取り焼鈍の条件は、上記の範囲の中で、歪取り焼鈍結晶粒成長比が 2 以上になる条件がさらに好ましいが、たとえば不活性ガス雰囲気中で 750℃、2 時間程度とすることが望ましい。さらに、歪取り焼鈍温度は仕上焼鈍温度以上の温度で行なうことが、粒成長を確保する観点からは好ましい。

なお、仕上焼鈍された無方向性電磁鋼板には、さらに軽度の歪み、たとえば 0.5～5% 程度の圧延歪みを付与し、打ち抜いた後、700～800℃の歪取り焼鈍を施し、再結晶を促して結晶粒径を 30～100 μm に成長させることができる。このように処理された鋼板は、特に低鉄損が要求されるステータの組み立てに利用することができる。この場合の好適な歪取り焼鈍条件も、前段落で述べたとおりである。

(実施例)

以下、実施例に基づき本発明の実施形態をより具体的に記載する。

(実施例 1)

表 4 に示す成分組成を有し、残部鉄および不可避的不純物からなるスラブを連続 casting 法により製造した。なお、Ti、Nb、V、S、O の量は前記の好適な範囲に低減されていた。これらのスラブを 1110℃で 40 分間加熱した後、熱間圧延を行い厚さ 2.5mm の熱延板とした。得られた熱延板を酸洗し、スケールを除去してから冷間圧延により厚さ 0.50mm の冷延板に仕上げた。ついで、容量比で水素：50%—窒素：50%の雰囲気中で、780℃、10 秒の仕上焼鈍を施した。得られた仕上焼鈍板には重クロム酸塩と樹脂からなる半有機コーティング液を塗布し、300℃で焼きつけて製品板とした。

なお、粒成長阻害延性非金属介在物の量（個数密度）は、スラブ厚さの変更や熱間圧延での圧下スケジュールの変更によって変動させた。

得られた製品板からサンプルを切出し、JIS C2550 に準拠して磁束密度、鉄損、上降伏点 (YP) およびビッカース硬さ (Hv) を測定した。なお、上降伏点 (YP) は圧延方向と圧延直角方向との平均値とした。

さらに、平均結晶粒径および粒成長阻害延性非金属介在物の個数密度を測定した。な

お、測定は幅方向に垂直な面について行った。

ついで、上記製品板に、アルゴン雰囲気中にて750℃、2時間の歪取り焼鈍を施したのち、前記製品について行ったのと同様にして鉄損および平均結晶粒径を測定し、さらに、歪取り焼鈍結晶粒成長比を算出した。

表4

鋼記号	化学組成 (mass%)						スラブ厚さ (mm)
	C	Si	Mn	Sol. Al	N	Sb, Sn	
21	0.0032	0.75	0.25	0.0003	0.0025	—	200
22	0.0031	0.80	0.25	0.0004	0.0024	—	200
23	0.0031	0.55	0.26	0.0002	0.0021	—	200
24	0.0032	0.75	0.25	0.0002	0.0017	—	280
25	0.0037	0.80	0.27	0.0003	0.0021	—	280
26	0.0028	0.55	0.25	0.0004	0.0022	—	280
27	0.0031	0.55	0.26	0.0004	0.0021	Sb:0.007	200
28	0.0030	0.55	0.24	0.0004	0.0022	Sb:0.007	280
29	0.0029	0.55	0.25	0.0004	0.0020	Sn:0.008	200
30	0.0029	0.55	0.24	0.0004	0.0019	Sn:0.008	280

得られた結果を表5に示す。表4及び表5に示すように、本発明にしたがう成分組成及び粒成長阻害延性非金属介在物個数密度を有するものは歪取り焼鈍結晶粒成長比が大きく、よってとくに歪取り焼鈍後の鉄損値が低い。そして製品（仕上焼鈍状態）の上降伏点（YP）およびビッカース硬さ（Hv）が比較的高いことと相俟って、回転機のロータ及びステータを同時に打ち抜いて製作するのに適したものとなっている。無論、磁束密度も充分高い。また、とくにSbやSnを添加した発明例（27、29）では、歪取り焼鈍による磁気特性の改善が著しい。

表 5

鋼記号	製品特性 (歪取り焼鈍前)					粒成長阻害 延性非金属 介在物 個数密度 (個/cm ²)	歪取り焼鈍後 特性		備考	
	W _{15/50} (W/kg)	B ₅₀ (T)	平均結 晶粒径 (μm)	YP (MPa)	ヒッカース硬さ (Hv)		W _{15/50} (W/kg)	平均結 晶粒径 (μm)		
21	5.2	1.75	12	298	113	750	4.0	46	歪取り焼 鈍結晶粒 成長比 3.8	発明例
22	5.4	1.76	13	294	110	583	3.9	56	4.3	発明例
23	5.7	1.76	12	300	115	955	4.4	30	2.5	発明例
24	5.8	1.73	11	295	118	1525	5.3	20	1.8	比較例
25	6.0	1.72	12	298	115	1072	5.1	23	1.9	比較例
26	6.2	1.72	12	309	114	1998	5.5	19	1.6	比較例
27	5.4	1.75	12	309	118	923	3.6	58	4.8	発明例
28	6.1	1.75	11	310	118	2004	5.1	18	1.6	比較例
29	5.4	1.76	12	315	119	830	3.5	60	5.0	発明例
30	6.0	1.74	12	311	120	1818	5.2	20	1.7	比較例

(実施例 2)

表 6 に示す成分組成を有し、残部鉄および不可避的不純物からなる厚さ 210mm の連続鑄造スラブを製造した。その際、製鋼プロセスにおけるスラグ組成の適正化と熱延条件の適正化により粒成長阻害延性非金属介在物量が 1000 個/cm² 以下の範囲に収まるようにした。

得られたスラブを実施例 1 の場合と同様に処理して製品とし、実施例 1 の場合と同様に試験した。ただし、鋼記号 58 の仕上焼鈍は 680℃、鋼記号 59 の仕上焼鈍は 850℃で行った。

得られた結果を表 7 に示す。表 7 に示したとおり、本発明にしたがう成分組成、平均結晶粒径を有するものはいずれも優れた歪取り焼鈍結晶粒成長比および強度・磁気特性を有し、それにより回転機のロータ及びステータの同時打ち抜き製造に適したものとなっている。

また、とくに仕上焼鈍温度を 700~800℃に制御し、あるいは製品板の平均再結晶粒径を 6~25 μm に制御することが、歪取り焼鈍前における高強度と、歪取り焼鈍後の低鉄損値の両立に有利となっていることがわかる。

表 6

鋼 記 号	化学組成 (mass%)										その他元 素
	C	Si	Mn	SoI. Al	N	S	O	Ti	Nb	V	
31	0.0039	0.75	0.38	0.0003	0.0027	0.0045	0.0085	0.0004	0.002	0.0020	
32	0.0034	0.80	0.25	0.0002	0.0023	0.0030	0.0070	0.0003	0.001	0.0020	
33	0.0030	0.55	0.20	0.0001	0.0017	0.0025	0.0080	0.0003	0.004	0.0025	
34	0.0022	0.30	0.25	0.0001	0.0022	0.0035	0.0080	0.0004	0.003	0.0035	
35	0.0045	1.05	0.27	0.0003	0.0015	0.0030	0.0060	0.0005	0.002	0.0025	
36	0.0028	0.90	0.25	0.0004	0.0021	0.0040	0.0090	0.0008	0.003	0.0030	
37	0.0025	0.35	0.19	0.0003	0.0014	0.0020	0.0060	0.0005	0.004	0.0035	
38	0.0023	0.95	0.25	0.0002	0.0018	0.0015	0.0050	0.0004	0.002	0.0030	
39	0.0040	1.10	0.27	0.0002	0.0023	0.0013	0.0040	0.0003	0.002	0.0040	
40	0.0027	1.10	0.28	0.0001	0.0024	0.0022	0.0070	0.0005	0.004	0.0020	Sb:0.008
41	0.0020	1.15	0.25	0.0002	0.0021	0.0035	0.0050	0.0004	0.002	0.0040	Sb:0.061
42	0.0025	0.95	0.26	0.0001	0.0016	0.0040	0.0045	0.0004	0.002	0.0010	Sn:0.010
43	0.0036	0.85	0.20	0.0002	0.0025	0.0035	0.0070	0.0004	0.003	0.0040	Sn:0.150
44	0.0025	0.60	0.19	0.0001	0.0022	0.0025	0.0075	0.0003	0.003	0.0050	Sb:0.052, Sn:0.048, P:0.080, Ni:0.050
45	0.0026	0.30	0.11	0.0002	0.0017	0.0022	0.0060	0.0003	0.003	0.0015	P:0.018
46	0.0038	0.28	0.09	0.0001	0.0029	0.0023	0.0040	0.0004	0.005	0.0015	Ni:0.22
47	0.0043	0.55	0.25	0.0002	0.0029	0.0020	0.0035	0.0003	0.002	0.0010	P:0.040, Ni:0.151
48	0.0038	0.75	0.40	0.0003	0.0028	0.0045	0.0080	0.0004	0.002	0.0020	
49	0.0033	0.80	0.24	0.0005	0.0023	0.0030	0.0065	0.0004	0.001	0.0020	
50	0.0031	0.55	0.18	0.0001	0.0035	0.0025	0.0080	0.0003	0.004	0.0020	
51	0.0045	1.05	0.28	0.0003	0.0016	0.0060	0.0065	0.0004	0.002	0.0020	
52	0.0029	0.90	0.24	0.0004	0.0022	0.0045	0.0110	0.0009	0.003	0.0030	
53	0.0025	0.35	0.21	0.0003	0.0013	0.0019	0.0065	0.0024	0.004	0.0040	
54	0.0022	0.95	0.26	0.0002	0.0019	0.0015	0.0050	0.0004	0.006	0.0030	
55	0.0040	1.10	0.27	0.0002	0.0022	0.0015	0.0045	0.0004	0.002	0.0060	
56	0.0045	1.00	0.24	0.0003	0.0018	0.0060	0.0050	0.0004	0.002	0.0020	REM:0.01
57	0.0040	1.05	0.26	0.0003	0.0017	0.0060	0.0040	0.0004	0.002	0.0020	Ca:0.001
58	0.0040	1.10	0.28	0.0010	0.0080	0.0065	0.0110	0.0004	0.003	0.0060	
59	0.0040	1.00	0.23	0.0001	0.0017	0.0015	0.0040	0.0003	0.002	0.0020	
60	0.0014	0.60	0.22	0.0001	0.0014	0.0015	0.0038	0.0002	0.001	0.0020	Sn:0.015, P:0.07
61	0.0026	0.55	0.23	0.0002	0.0015	0.0017	0.0038	0.0002	0.001	0.0020	Sb:0.01, Ni:0.10
62	0.0038	0.55	0.20	0.0001	0.0020	0.0015	0.0045	0.0003	0.001	0.0030	Sb:0.007, Sn:0.006, Ca:0.001, REM:0.005
63	0.0037	0.65	0.25	0.0001	0.0011	0.0018	0.0050	0.0002	0.001	0.0020	Sn:0.030, Ca:0.002
64	0.0022	0.60	0.21	0.0001	0.0018	0.0018	0.0043	0.0003	0.000	0.0010	Sb:0.035, REM:0.02
65	0.0025	0.12	0.24	0.0002	0.0013	0.0016	0.0051	0.0002	0.001	0.0020	Sb:0.007, Sn:0.010
66	0.0010	0.60	0.22	0.0001	0.0021	0.0013	0.0041	0.0002	0.001	0.0020	Sn:0.015
67	0.0012	0.60	0.19	0.0001	0.0010	0.0019	0.0036	0.0002	0.000	0.0010	Sn:0.020

表7

鋼記号	製品特性 (歪取り焼鈍前)					歪取り焼鈍後特性		歪取り焼鈍結晶粒成長比	備考
	W _{15/50} (W/kg)	B ₅₀ (T)	平均結晶粒径 (μ m)	降伏点 (MPa)	ビッカース 硬さ (Hv)	W _{15/50} (W/kg)	平均結晶粒径 (μ m)		
31	5.3	1.75	14	292	107	4.1	61	4.5	発明例
32	5.4	1.76	15	294	104	4.3	56	3.8	発明例
33	5.6	1.76	14	300	106	4.1	61	4.3	発明例
34	5.9	1.76	14	295	107	4.7	53	3.8	発明例
35	5.2	1.74	14	298	103	4.1	48	3.5	発明例
36	5.3	1.75	14	302	104	3.8	55	3.8	発明例
37	5.7	1.76	15	292	103	4.8	48	3.2	発明例
38	5.6	1.74	14	301	107	3.9	48	3.5	発明例
39	5.2	1.75	13	294	102	3.8	55	4.1	発明例
40	5.1	1.74	14	298	107	3.6	58	4.1	発明例
41	5.1	1.74	13	293	105	3.9	54	4.0	発明例
42	5.2	1.75	14	297	108	3.7	59	4.2	発明例
43	5.3	1.75	15	295	104	3.9	59	3.9	発明例
44	5.5	1.76	15	328	127	3.9	59	3.9	発明例
45	5.8	1.76	16	311	123	4.6	50	3.2	発明例
46	5.8	1.76	14	305	116	4.5	52	3.6	発明例
47	5.9	1.75	13	331	133	4.5	56	4.4	発明例
48	6.5	1.72	10	303	108	5.9	20	1.9	比較例
49	6.8	1.71	10	313	110	6.1	19	1.9	比較例
50	6.9	1.71	10	307	110	6.1	15	1.4	比較例
51	5.8	1.73	11	311	113	4.8	28	2.5	発明例
52	5.8	1.73	12	307	114	4.8	30	2.5	発明例
53	6.2	1.74	13	305	111	5.1	33	2.5	発明例
54	6.0	1.74	13	308	115	4.9	30	2.3	発明例
55	5.9	1.73	12	311	109	4.8	25	2.1	発明例
56	5.3	1.73	14	297	103	4.2	45	3.2	発明例
57	5.4	1.73	13	295	100	4.5	46	3.5	発明例
58	8.7	1.76	5	341	132	6.2	14	2.8	発明例
59	4.9	1.73	30	272	95	4.4	50	1.7	発明例
60	5.4	1.75	14	330	131	3.7	63	4.5	発明例
61	5.5	1.74	14	315	120	3.9	59	4.2	発明例
62	5.2	1.74	15	295	106	3.7	65	4.3	発明例
63	5.2	1.76	14	304	109	3.8	60	4.3	発明例
64	5.3	1.75	14	305	107	3.9	58	4.1	発明例
65	5.6	1.75	15	301	105	4.0	61	4.1	発明例
66	5.2	1.74	14	297	108	3.7	60	4.3	発明例
67	5.2	1.74	14	298	108	3.6	61	4.4	発明例

上記のように本発明により、回転機用ロータ及びステータを製造するのに極めて適した無方向性電磁鋼板を提供できる。

さらに、本発明に係る無方向性電磁鋼板は、それに留まらず、いわゆるリサイクル性が優れているという特徴を有する。すなわち、従来の Al 含有量が高い鉄心材料をリサイクルしてモータのシャフトなどを鋳造すると、溶鋼の表面酸化が進行して粘性が増大する。このため溶鋼の鋳型内充填性が低下し、健全な鋳物が得られないことがある。したがって、一般に Al を含むスクラップはリサイクル性に乏しいとされていたが、本発明に係る無方向性電磁鋼板は低 Al 材であり、鋳造のためのリサイクル性は極めて高い。

産業上の利用の可能性

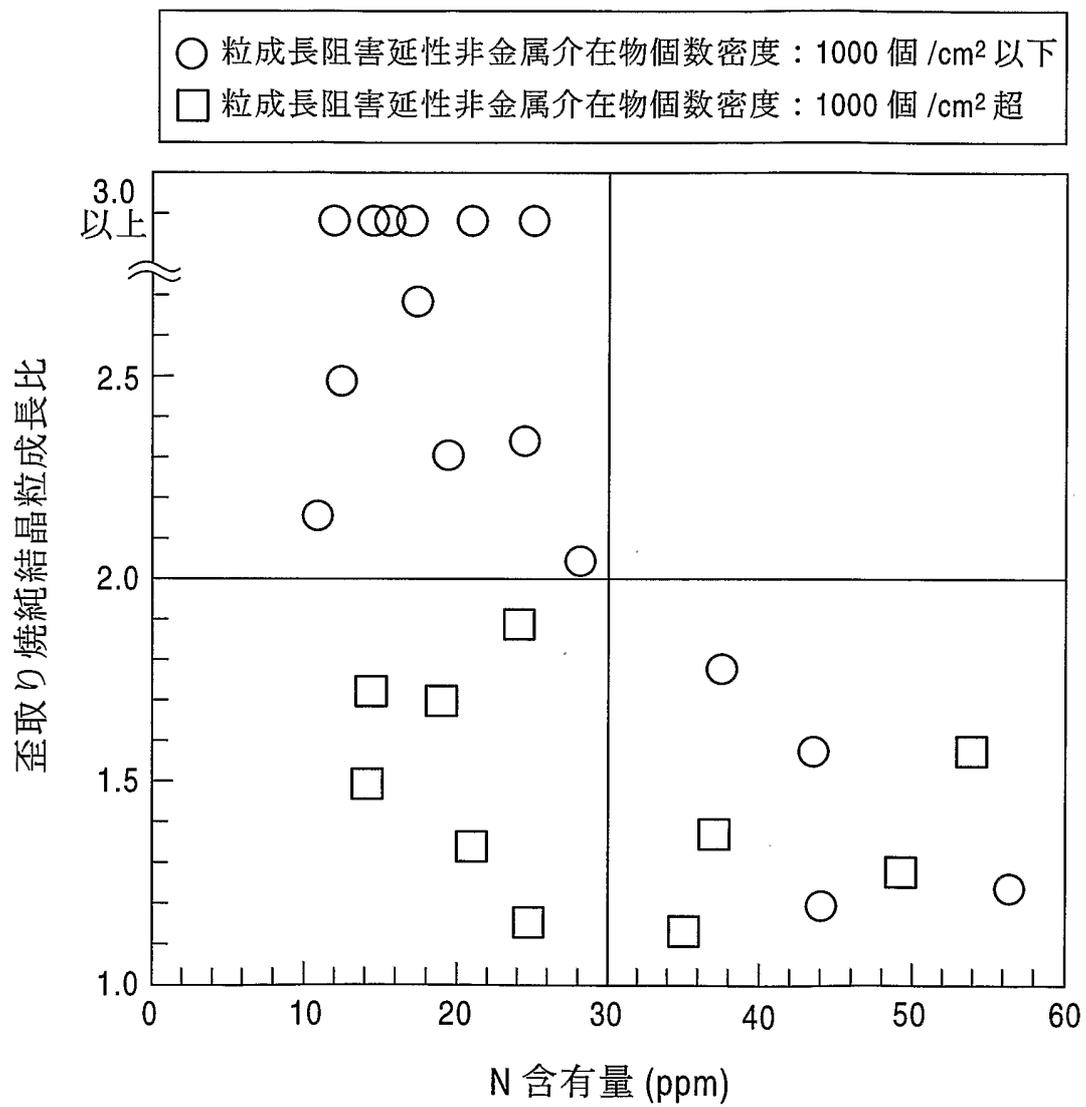
本発明にしたがう高磁束密度無方向性電磁鋼板により、同一の鋼板からロータ材及びステータ材の同時採取をしながら、ロータ材には高い磁束密度及び高強度を、ステータ材には高い磁束密度及び低鉄損を付与し得る。これにより、回転機用部材、ひいては回転機の製造効率、出力特性を大幅に向上し得る。併せて、本発明に係る無方向性電磁鋼板は、鋳造の際のリサイクル性に優れ、打ち抜き材のスクラップをリサイクルする場合の鋳造性が改善される。

請求の範囲

1. 質量%で(以下同様)、S i : 0.1%~1.2%、M n : 0.005%~0.3%を含有し、C、A l、NがそれぞれC : 0.0050%以下(0を含む)、S o l. A l : 0.0004%以下(0を含む)、N : 0.0030%以下(0を含む)に制限され、残部としてF e及び不可避免的不純物を含有し、再結晶粒の平均粒径Dに対して長さが3 D~9 Dである介在物の個数密度が1000個/cm²以下である無方向性電磁鋼板。
2. 質量%でS b : 0.005%~0.10%およびS n : 0.005%~0.2%からなるグループから選ばれる少なくとも1種をさらに含有する、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
3. 質量%でP : 0.001%~0.2%およびN i : 0.001%~0.2%からなるグループから選ばれる少なくとも1種をさらに含有する、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
4. 質量%でR E M : 0.0001%~0.10%およびC a : 0.0001%~0.01%からなるグループから選ばれる少なくとも1種をさらに含有する、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
5. 前記不可避免的不純物のうちT i、N b及びVが質量%でそれぞれT i : 0.0020%以下(0を含む)、N b : 0.0050%以下(0を含む)、およびV : 0.0060%以下(0を含む)に制限されている、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
6. 前記不可避免的不純物のうちS及びOが質量%でそれぞれS : 0.0050%以下(0を含む)、およびO : 0.0100%以下(0を含む)に制限されている、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
7. 前記再結晶粒の平均粒径Dが6 μ m~25 μ mである請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。
8. 少なくとも冷間圧延およびその後の仕上焼鈍により製造される鋼板であって、前記仕上焼鈍の温度が700℃~800℃である、請求項1に記載の無方向性電磁鋼板。

9. 請求項1に記載の鋼板であって、750℃で2時間の歪取焼鈍によって再結晶粒の平均粒径が2倍以上に成長することを特徴とする、無方向性電磁鋼板。
10. 請求項1～9のいずれかに記載の鋼板に歪取焼鈍を施してなる無方向性電磁鋼板。
11. 前記歪取焼鈍の温度が700～800℃である、請求項10に記載の無方向性電磁鋼板。
12. 請求項1～9のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板を積層してなる回転機用ロータ部材。
13. 請求項1～9のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板を積層した後、歪取焼鈍を施してなる回転機用ステータ部材。
14. 同一の無方向性電磁鋼板を素材とする、請求項12に記載のロータ部材と請求項13に記載のステータ部材とを有する回転機。

図 1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/09947

<p>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl⁷ C22C38/00, 38/06, 38/60, C21D8/12, B21B3/02, H01F1/16, H02K1/02</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>														
<p>B. FIELDS SEARCHED</p> <p>Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D8/12, C21D9/46, B21B3/02, H01F1/16, H02K1/02</p> <p>Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2003 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2003 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2003</p> <p>Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) WPI</p>														
<p>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Category*</th> <th>Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages</th> <th>Relevant to claim No.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>JP 2002-206114 A (Nippon Steel Corp.), 26 July, 2002 (26.07.02), Claims (Family: none)</td> <td>1-14</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>JP 8-269532 A (Kawasaki Steel Corp.), 15 October, 1996 (15.10.96), Par. No. [0006] (Family: none)</td> <td>1-14</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>JP 9-263908 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 07 October, 1997 (07.10.97), Par. No. [0007] (Family: none)</td> <td>1-14</td> </tr> </tbody> </table>			Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.	X	JP 2002-206114 A (Nippon Steel Corp.), 26 July, 2002 (26.07.02), Claims (Family: none)	1-14	Y	JP 8-269532 A (Kawasaki Steel Corp.), 15 October, 1996 (15.10.96), Par. No. [0006] (Family: none)	1-14	Y	JP 9-263908 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 07 October, 1997 (07.10.97), Par. No. [0007] (Family: none)	1-14
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.												
X	JP 2002-206114 A (Nippon Steel Corp.), 26 July, 2002 (26.07.02), Claims (Family: none)	1-14												
Y	JP 8-269532 A (Kawasaki Steel Corp.), 15 October, 1996 (15.10.96), Par. No. [0006] (Family: none)	1-14												
Y	JP 9-263908 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 07 October, 1997 (07.10.97), Par. No. [0007] (Family: none)	1-14												
<p><input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.</p>														
<p>* Special categories of cited documents:</p> <table border="0"> <tr> <td>"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</td> <td>"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention</td> </tr> <tr> <td>"E" earlier document but published on or after the international filing date</td> <td>"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone</td> </tr> <tr> <td>"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)</td> <td>"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art</td> </tr> <tr> <td>"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</td> <td>"&" document member of the same patent family</td> </tr> <tr> <td>"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</td> <td></td> </tr> </table>			"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention	"E" earlier document but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone	"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art	"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family	"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed			
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention													
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone													
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art													
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family													
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed														
<p>Date of the actual completion of the international search 06 October, 2003 (06.10.03)</p>		<p>Date of mailing of the international search report 21 October, 2003 (21.10.03)</p>												
<p>Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office</p>		<p>Authorized officer</p>												
<p>Facsimile No.</p>		<p>Telephone No.</p>												

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/09947

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2001-11589 A (Kawasaki Steel Corp.), 16 January, 2001 (16.01.01), (Family: none)	1-14
A	JP 10-212555 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 August, 1998 (11.08.98), (Family: none)	1-14
A	JP 7-116510 B2 (NKK Corp.), 13 December, 1995 (13.12.95), (Family: none)	1-14

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, 38/06, 38/60, C21D8/12, B21B3/02
H01F 1/16, H02K1/02

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-60, C21D8/12, C21D9/46, B21B3/02
H01F 1/16, H02K1/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
日本国公開実用新案公報 1971-2003年
日本国登録実用新案公報 1994-2003年
日本国実用新案登録公報 1996-2003年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2002-206114 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 07. 26, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-14
Y	JP 8-269532 A (川崎製鐵株式会社) 1996. 10. 15, 0006 (ファミリーなし)	1-14
Y	JP 9-263908 A (住友金属工業株式会社) 1997. 10. 07, 0007 (ファミリーなし)	1-14

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 06. 10. 03

国際調査報告の発送日 **21.10.03**

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁 (ISA/JP)
郵便番号100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)
佐藤 陽一



4K 9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2001-11589 A (川崎製鉄株式会社) 2001. 01. 16 (ファミリーなし)	1-14
A	JP 10-212555 A (住友金属工業株式会社) 1998. 08. 11 (ファミリーなし)	1-14
A	JP 7-116510 B2 (日本鋼管株式会社) 1995. 12. 13 (ファミリーなし)	1-14