

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2015-518086

(P2015-518086A)

(43) 公表日 平成27年6月25日(2015.6.25)

(51) Int.Cl.			F I			テーマコード (参考)		
C 2 1 C	7/00	(2006.01)	C 2 1 C	7/00	C	4 E 0 0 2		
B 2 1 B	3/02	(2006.01)	B 2 1 B	3/02		4 K 0 1 3		
C 2 1 D	8/12	(2006.01)	C 2 1 D	8/12	A	4 K 0 3 3		
C 2 1 C	7/04	(2006.01)	C 2 1 C	7/04	B			
C 2 1 C	7/06	(2006.01)	C 2 1 C	7/06				

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 22 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2015-502031 (P2015-502031)
 (86) (22) 出願日 平成24年3月29日 (2012. 3. 29)
 (85) 翻訳文提出日 平成26年10月17日 (2014. 10. 17)
 (86) 国際出願番号 PCT/CN2012/000400
 (87) 国際公開番号 W02013/143022
 (87) 国際公開日 平成25年10月3日 (2013. 10. 3)
 (31) 優先権主張番号 201210082439. 4
 (32) 優先日 平成24年3月26日 (2012. 3. 26)
 (33) 優先権主張国 中国 (CN)

(71) 出願人 514216801
 バオシャン アイアン アンド スティール
 カンパニー リミテッド
 中華人民共和国 201900 シャンハイ,
 バオシャン ディストリクト, フ
 ージン ロード 885
 (74) 代理人 110000914
 特許業務法人 安富国際特許事務所
 (72) 発明者 ゾウ, リャン
 中華人民共和国 201900 シャンハイ,
 バオシャン ディストリクト, フ
 ージン ロード 885

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 無方向性ケイ素鋼及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 無方向性ケイ素鋼及びその製造方法の提供。

【解決手段】 動作磁束密度 1 . 0 ~ 1 . 5 T での透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼及びその製造方法。該方法は、RH精錬において脱酸を適切に制御し、焼きならし工程において短時間高温処理することにより、ケイ素鋼の介在物量を低減し、結晶粒の形態を改善することができるため、無方向性ケイ素鋼の磁束密度 1 . 0 ~ 1 . 5 T における透磁率及び鉄損を改善できる。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

(a) 製鋼工程、(b) 熱間圧延工程、(c) 焼きならし工程、(d) 冷間圧延工程及び(e) 焼きなまし工程をこの順に有する無方向性ケイ素鋼の製造方法であって、前記製鋼工程(a)により、C 0.005重量%、0.1重量% Si 2.5重量%、Al 1.5重量%、0.10重量% Mn 2.0重量%、P 0.2重量%、S 0.005重量%、N 0.005重量%、Nb+V+Ti 0.006重量%、残部：Fe及び不可避免的不純物からなる鑄造スラブが得られ、前記製鋼工程(a)はRH精錬を含み、該RH精錬においては脱炭処理及び脱酸処理を実施し、脱酸剤の投入量Yが下記式：

$$Y = K \times m \times ([O] - 50)$$

(式中、[O]は脱炭終了時の遊離酸素含量(ppm)を表し；Kは脱酸剤の脱酸能を示す係数を表し、 $0.35 \times 10^{-3} \sim 1.75 \times 10^{-3}$ であり；mは取鍋中の溶鋼の重量(トン)を表す)を満たし、

前記焼きならし工程(c)においては、熱間圧延した熱延鋼帯を相変態点 A_{c1} 以上1,100以下の温度まで加熱し、保温時間tを10~90秒として保温することを特徴とする無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 2】

前記鑄造スラブがSn及び/又はSbを更に含有し、Sn含量が0.1重量%以下であり、Sb含量が0.1重量%以下であることを特徴とする請求項1に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 3】

前記RH精錬における前記脱酸剤が、アルミニウム、フェロシリコン又はカルシウムであることを特徴とする請求項1又は2に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 4】

前記RH精錬における前記脱酸剤がアルミニウムである場合、Kが 0.88×10^{-3} であることを特徴とする請求項3に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 5】

前記RH精錬における前記脱酸剤がフェロシリコンである場合、Kが 1.23×10^{-3} であることを特徴とする請求項3に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 6】

前記RH精錬における前記脱酸剤がカルシウムである場合、Kが 0.70×10^{-3} であることを特徴とする請求項3に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 7】

前記熱間圧延工程(b)における圧延終了温度が800~900であることを特徴とする請求項1~6のいずれか1項に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 8】

前記焼きならし工程(c)においては、保温した鋼帯を15/秒以下の冷却速度で650まで冷却し、次いで自然冷却することを特徴とする請求項1~7のいずれか1項に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 9】

前記冷間圧延工程(d)においては、圧下率が45%以上であることを特徴とする請求項1~8のいずれか1項に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 10】

前記焼きなまし工程(e)においては、冷間圧延した冷延鋼帯を700~1,050まで加熱し、1~120秒間保温し、次いで自然冷却することを特徴とする請求項1~9のいずれか1項に記載の無方向性ケイ素鋼の製造方法。

【請求項 11】

無方向性ケイ素鋼であって、

前記無方向性ケイ素鋼を製造するための鑄造スラブがSiを0.1~2.5重量%含有し

10

20

30

40

50

、
前記無方向性ケイ素鋼の透磁率が下記式：

$$\mu_{10} + \mu_{15} = 8,000 \quad (1)$$

$$\mu_{15} = 865.7 + 379.4 P_{15/50} \quad (2)$$

$$\mu_{10} + \mu_{15} = 10,081 - 352.1 P_{15/50} \quad (3)$$

(式中、 μ_{10} 及び μ_{15} は、それぞれ磁束密度 1.0 T 及び 1.5 T における透磁率 (G/Oe) を表し； $P_{15/50}$ は、磁束密度 1.5 T における、50 Hz での鉄損 (w/kg) を表す) を満たすことを特徴とする無方向性ケイ素鋼。

【請求項 12】

前記鑄造スラブが、更に、Al 1.5 重量%、0.10 重量% Mn 2.0 重量%、C 0.005 重量%、P 0.2 重量%、S 0.005 重量%、N 0.005 重量%、Nb + V + Ti 0.006 重量%、残部：Fe 及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項 11 に記載の無方向性ケイ素鋼。

10

【請求項 13】

結晶粒径が 15 ~ 300 μm であることを特徴とする請求項 11 又は 12 に記載の無方向性ケイ素鋼。

【請求項 14】

前記無方向性ケイ素鋼は、厚さが 0 ~ 20 μm の表面層における全窒化物濃度が 250 ppm 以下であり、該全窒化物濃度が 5.85 C_N 以下 (C_N は窒素単体濃度 (ppm)) であることを特徴とする請求項 11 ~ 13 のいずれか 1 項に記載の無方向性ケイ素鋼。

20

【請求項 15】

S 含量が 15 ppm 以下であることを特徴とする請求項 11 ~ 14 のいずれか 1 項に記載の無方向性ケイ素鋼。

【請求項 16】

磁束密度 1.0 T における、50 Hz での鉄損を $P_{10/50}$ とした場合、厚さ 0.5 mm での鉄損 $P_{10/50}$ 及び $P_{15/50}$ が、それぞれ 3.0 w/kg 以下及び 5.5 w/kg 以下であることを特徴とする請求項 11 ~ 15 のいずれか 1 項に記載の無方向性ケイ素鋼。

【請求項 17】

降伏強度 σ_s が 220 MPa 以上であることを特徴とする請求項 11 ~ 16 のいずれか 1 項に記載の無方向性ケイ素鋼。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は無方向性ケイ素鋼及びその製造方法に関し、特に、動作磁束密度 1.0 ~ 1.5 T での透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼は、圧縮機のモータ、電気自動車のモータ、小型精密モータ等といった回転機の鉄心としてだけでなく、小型変圧器、電圧レギュレータ等といった静止器の鉄心としても広く用いられている。近年、携帯性に対する需要の拡大や、石炭、石油等の再生不可能エネルギー源の減少から、電子機器の小型化及び省エネ化が求められている。電子機器を小型化するためには、透磁率の高い無方向性ケイ素鋼が必要であり、一方、電子機器を省エネ化するためには、鉄損の低い無方向性ケイ素鋼が必要である。また、回転機等の電子機器の鉄心として使用する場合、無方向性ケイ素鋼の動作磁束密度は通常 1.0 ~ 1.5 T である。したがって、電子機器の小型化及び省エネ化を実現するために、動作磁束密度 1.0 ~ 1.5 T での透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼の開発が求められている。

40

【0003】

無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損を改善するため、多くの研究が行われてきた。例えば

50

、成分の純度を高めること；Alを微量の希土類元素又はSbと共に使用して、ケイ素鋼の集合組織を改善すること；製鋼工程中に不純物や酸化物系介在物を改質すること；及び、冷間圧延、熱間圧延又は最終焼きなまし工程を改善することなどが行われた。

【0004】

特許文献1には、希土類元素又は微量元素Sbを添加し、製鋼工程中にカルシウム処理を実施し、バッチ炉で長時間にわたって低温処理することにより、磁束密度1.5Tでの透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼が得られることが記載されている。

【0005】

特許文献2には、炭素含量を調整して炭化物の析出を制御し、調質圧延によって好ましいフェライト粒径及び磁化容易な集合組織成分を得ることにより、透磁率のピークに優れ鉄損が低い無方向性ケイ素鋼が得られることが記載されている。

10

【0006】

特許文献3には、オーステナイト域の華氏1,720度で高温の熱延仕上げ圧延を行い、最終焼きなまし後に0.5%の軽圧下での平坦化法を実施することにより、透磁率のピークが高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼が得られることが記載されている。

【0007】

上述した背景技術によって、無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損の改善についていくらか前進が見られたものの、動作磁束密度1.0~1.5Tでの無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損について依然として改善の余地がある。回転機や静止器等の電子機器の小型化及び省エネ化に必要な要件を満たす、動作磁束密度1.0~1.5Tでの透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼を開発することが求められている。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】米国特許第4204890号明細書

【特許文献2】米国特許第4545827号明細書

【特許文献3】米国再発行特許発明第35967号明細書

【発明の概要】

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明は、動作磁束密度1.0~1.5Tでの透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼及びその製造方法を提供することを目的とする。本発明によれば、RH精錬において脱酸を適切に制御し、焼きならし工程において短時間高温処理することにより、ケイ素鋼中の介在物量を低減し、その形態を制御するとともに、結晶粒の形態を改善することができ、それにより動作磁束密度1.0~1.5Tでの透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼が得られる。本発明の無方向性ケイ素鋼は、回転機や静止器等の電子機器の小型化及び省エネ化に必要な要件を満たす。

30

【0010】

本発明は、(a)製鋼工程、(b)熱間圧延工程、(c)焼きならし工程、(d)冷間圧延工程及び(e)焼きなまし工程をこの順に有する無方向性ケイ素鋼の製造方法であって、上記製鋼工程(a)により、C 0.005重量%、0.1重量% Si 2.5重量%、Al 1.5重量%、0.10重量% Mn 2.0重量%、P 0.2重量%、S 0.005重量%、N 0.005重量%、Nb+V+Ti 0.006重量%、残部：Fe及び不可避的不純物からなる鑄造スラブが得られ、上記製鋼工程(a)はRH精錬を含み、該RH精錬においては脱炭処理及び脱酸処理を実施し、脱酸剤の投入量Yが下記式：

40

$$Y = K \times m \times ([O] - 50)$$

(式中、[O]は脱炭終了時の遊離酸素含量(ppm)を表し；Kは脱酸剤の脱酸能を示す係数を表し、 $0.35 \times 10^{-3} \sim 1.75 \times 10^{-3}$ であり；mは取鍋中の溶鋼の重量(トン)を表す)を満たし、上記焼きならし工程(c)においては、熱間圧延した熱延

50

鋼帯を相変態点 $A c_1$ 以上 $1,100$ 以下の温度まで加熱し、保温時間 t を $10 \sim 90$ 秒として保温することを特徴とする無方向性ケイ素鋼の製造方法に関する。

【0011】

本発明の方法においては、まず製鋼工程で鑄造スラブを得、鑄造スラブを熱間圧延して熱延鋼帯を形成し、続いて熱延鋼帯に焼きならし処理を施し、焼きならし処理した熱延鋼帯を冷間圧延して冷延鋼帯を形成し、最後に冷延鋼帯に最終焼きならし処理を施す。

【0012】

本発明の方法中、RH精錬で使用する脱酸剤は、ケイ素鋼の製造分野で通常使用される脱酸剤であれば特に限定されず、好ましいものとしてはアルミニウム、フェロシリコン又はカルシウム等が挙げられる。脱酸剤がアルミニウムである場合、 K が 0.88×10^{-3} であることが好ましい。脱酸剤がフェロシリコンである場合、 K が 1.23×10^{-3} であることが好ましい。脱酸剤がカルシウムである場合、 K が 0.70×10^{-3} であることが好ましい。

10

【0013】

本発明の方法中、RH精錬は適切な脱酸処理を必要とする。無方向性ケイ素鋼のRH精錬において、脱酸処理は比較的複雑な工程であり、ケイ素鋼製品の品質及び製造を制御するのに重要な役割を担っている。例えば、脱炭終了時の遊離酸素含量が多いと、その後の合金化工程において酸化物系介在物が極めて多量に生成され、無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損が損なわれて、ケイ素鋼製品の品質に影響が出る。また、遊離酸素含量が多いと、合金化工程中に化学的熱反応が起こって溶鋼の温度が上昇し、鑄造時の過熱度が高くなりすぎ、連続鑄造の生産速度が低下し、それにより連続鑄造の生産性に影響が出る。したがって、透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼を得るためには、RH精錬において適切な脱酸処理を実施することが非常に重要である。本発明者らは、RH精錬における脱酸について多くの実験を行った結果、脱炭終了時の遊離酸素含量と、深部脱酸が可能な（すなわち、溶鋼中のC系介在物が1.5等級よりも高い）脱酸剤の投入量との関係を示す曲線を得、それをまとめて脱酸剤の投入量 Y と脱炭終了時の遊離酸素含量 $[O]$ との実験式を得た。すなわち、脱酸剤の投入量 Y は下記式：

20

$$Y = K \times m \times ([O] - 50)$$

（式中、 $[O]$ は脱炭終了時の遊離酸素含量（ppm）を表し； K は脱酸剤の脱酸能を示す係数を表し、好ましくは $0.35 \times 10^{-3} \sim 1.75 \times 10^{-3}$ であり； m は取鍋中の溶鋼の重量（トン）を表す）を満たさなければならない。本発明は、RH精錬において脱酸を適切に制御することにより、ケイ素鋼中の酸化物系介在物量を低減でき、それにより無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損を改善できる。

30

【0014】

また、本発明の方法中、結晶粒径を良好なものとし且つ生産コストを低くする観点から、焼きならしは短時間高温処理でなければならない。すなわち、焼きならし工程においては、相変態点 $A c_1$ 以上 $1,100$ 以下の温度まで加熱し、その温度で $10 \sim 90$ 秒間保温する。純鉄は、 910 から に相変態し、約 $1,400$ から に相変態する。鉄にケイ素を添加すると、 $Fe-C$ 相図の 域が狭くなる。どのような温度で加熱しても上述の相変態を起こすことなく単一の相を保持していることは、無方向性ケイ素鋼を製造する上で極めて重要である。これは、高温下で相変態しない場合、二次再結晶によって磁化容易方向 $(110)[001]$ に配向させるのに有利であるとともに、無方向性ケイ素鋼結晶粒の成長を促進でき、それにより磁気特性が著しく向上するからである。鋼純度が高い場合、相域から相域への変態領域は狭く、短時間の焼きならし処理では2相間の変態量も少ないため、結晶粒は相変態の影響をほとんど受けない。本発明は、焼きならし温度が相変態点 $A c_1$ 以下であるという従来の制約を打破するものであり、焼きならし温度を高くすることで焼きならし時間が大幅に短縮され、それにより結晶粒が更に粗大化される（ $100 \mu m$ 以上）。本発明は、短時間高温焼きならし処理により、冷延鋼板の最終焼きならし時の $(0k1)$ 集合組織が良好で、磁束密度が高いとともに、結晶粒が容易に成長し、鉄損が低い無方向性ケイ素鋼製品を提供できる。

40

50

【0015】

本発明の方法中、最終ケイ素鋼製品の表面層におけるN及びOの含量を更に低減し、ケイ素鋼製品の集合組織を改善する観点から、上記製鋼工程(a)における鑄造スラブがS_n及び/又はS_bを更に含有し、S_n含量が0.1重量%以下であり、S_b含量が0.1重量%以下であることが好ましい。

【0016】

本発明の方法中、ケイ素鋼の成形性の観点から、上記熱間圧延工程(b)における圧延終了温度(すなわち熱間圧延終了時の温度)が800~900であることが好ましい。

【0017】

本発明の方法中、上記焼きならし工程(c)においては、保温した鋼帯を15 /秒以下の冷却速度で650まで冷却し、次いで自然冷却することが好ましい。焼きならし工程における冷却速度が低いと、結晶粒及び第二相析出物に対する - 相変態の影響を抑制するのに有利であり、それにより適切な粒径を有する結晶粒が得られる。また、焼きならし工程における冷却温度及び速度の両方を上記の通り制御することで、Al₂N等の析出物の凝集、成長及び粗大化が更に促進されやすくなり、それにより無方向性ケイ素鋼の表面層における窒化物濃度が減少し、無方向性ケイ素鋼の透磁率及び鉄損が改善される。

10

【0018】

本発明の方法中、最終焼きなまし工程において良好な再結晶粒集合組織を得る観点から、上記冷間圧延工程(d)においては、圧下率が45%以上であることが好ましい。

【0019】

本発明の方法中、良好な結晶粒形態を得る観点から、上記焼きなまし工程(e)においては、冷間圧延した冷延鋼帯を700~1,050まで加熱し、1~120秒間(好ましくは5~60秒間)保温し、次いで自然冷却することが好ましい。

20

【0020】

無方向性ケイ素鋼の製造方法に加えて、本発明は、動作磁束密度1.0~1.5Tでの透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼も提供する。該ケイ素鋼は、本発明の製造方法によって、S_iを0.1~2.5重量%含有する鑄造スラブを用いて製造でき、該無方向性ケイ素鋼の透磁率が下記式を満たす。

$$\mu_{1.0} + \mu_{1.5} \leq 8,000 \quad (1)$$

$$\mu_{1.5} \leq 865.7 + 379.4 P_{1.5/5.0} \quad (2)$$

$$\mu_{1.0} + \mu_{1.5} \leq 10,081 - 352.1 P_{1.5/5.0} \quad (3)$$

(式中、 $\mu_{1.0}$ 及び $\mu_{1.5}$ は、それぞれ磁束密度1.0T及び1.5Tにおける透磁率(G/Oe)を表し; $P_{1.5/5.0}$ は、磁束密度1.5Tにおける、50Hzでの鉄損(w/kg)を表す)

30

【0021】

本発明の無方向性ケイ素鋼を製造するための鑄造スラブが、更に、C 0.005重量%、Al 1.5重量%、0.10重量% Mn 2.0重量%、P 0.2重量%、S 0.005重量%、N 0.005重量%、Nb+V+Ti 0.006重量%、残部: Fe及び不可避免的不純物からなることが好ましい。

【0022】

また、本発明の無方向性ケイ素鋼は、結晶粒径が15~300 μ mであることが好ましい。

40

【0023】

また、本発明の無方向性ケイ素鋼は、厚さが0~20 μ mの表面層における全窒化物濃度が250ppm以下であり、該全窒化物濃度が5.85C_N以下(C_Nは窒素単体濃度(ppm))であることが好ましい。

【0024】

また、本発明の無方向性ケイ素鋼は、S含量が15ppm以下であることが好ましい。

【0025】

RH精錬において脱酸を適切に制御し、焼きならし工程において短時間高温処理すること

50

により、本発明は、ケイ素鋼中の介在物量を低減し、その形態を制御するとともに、結晶粒の形態を改善することができ、それにより動作磁束密度 $1.0 \sim 1.5 \text{ T}$ での透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼を提供できる。本発明の無方向性ケイ素鋼は、厚さ 0.5 mm での鉄損 $P_{10/50}$ 及び $P_{15/50}$ が、それぞれ 3.0 W/kg 以下及び 5.5 W/kg 以下であり、また、本発明の無方向性ケイ素鋼は、降伏強度 σ_s が 220 MPa 以上である。本発明の無方向性ケイ素鋼を回転機や静止器等の電子機器の鉄心として使用した場合、モータ効率を 90% 以上にすることができる。

【図面の簡単な説明】

【0026】

【図1】無方向性ケイ素鋼の結晶粒径と、その透磁率 μ_{15} 及び鉄損 $P_{15/50}$ との関係を示す。 10

【図2】無方向性ケイ素鋼の結晶粒径と、その透磁率 μ_{15} 及び降伏強度との関係を示す。

【図3】無方向性ケイ素鋼の透磁率 ($\mu_{10} + \mu_{15}$) 及び鉄損 $P_{15/50}$ と、そのモータ効率との関係を示す。

【発明を実施するための形態】

【0027】

まず、本発明の無方向性ケイ素鋼を製造するための鑄造スラブ中の各種成分を限定する理由を以下に説明する。

【0028】

Si ：フェライトに固溶可能であり、固溶して置換型固溶体を形成し、基体の抵抗率を高め、鉄損を著しく低減し、降伏強度を高める。無方向性ケイ素鋼において最も重要な合金元素の一つである。しかしながら、ケイ素含量が多すぎると、ケイ素鋼製品の透磁率が損なわれ、加工が困難になる。したがって、本発明中、 Si 含量は $0.1 \sim 2.5$ 重量%に制限される。 20

【0029】

Al ：フェライトに固溶可能であり、固溶して基体の抵抗率を高め、結晶粒を粗大化し、渦電流損を低減するが、ケイ素鋼製品の透磁率はほとんど損なわない。また、 Al は脱酸作用及び窒素固定作用を有する。しかしながら、 Al 含量が多すぎると、製錬及び鑄造が困難になり、その後の加工が困難になる。本発明中、 Al 含量は 1.5 重量%以下に制限される。 30

【0030】

Mn ： Si 及び Al と同様に、鋼の抵抗率を高め、鉄損を低減することができる。加えて、 Mn は相域を拡大し、 γ から δ への相変態速度を低下させることで、熱延塑性及び熱延鋼板の集合組織を効果的に改善することができる。一方、 Mn は不純物元素 S と結合して安定な MnS を形成し、 S が有する磁気特性への悪影響を取り除くことができる。 Mn 含量が少なすぎると、上述した有益な効果ははっきりと現れず、 Mn 含量が多すぎると、有益な集合組織が損なわれる。本発明中、 Mn 含量は $0.1 \sim 2.0$ 重量%に制限される。

【0031】

P ：一定量のリンを鋼に添加すると鋼帯の加工性を改善することができるが、 P 含量が多すぎると、鋼帯の冷間圧延加工性が損なわれる。本発明中、 P 含量は 0.2% 以下に制限される。 40

【0032】

C ：磁気特性を害するものであり、結晶粒の成長を強く阻害するとともに、 δ 相域を拡大する元素である。 C 含量が過剰であると、焼きならし処理における δ 相域及び γ 相域の変態量がいずれも増大し、相変態点 A_{c1} が著しく低下し、結晶組織が異常に微細化して鉄損が増大する。加えて、侵入型元素である C の含量が多すぎると、ケイ素鋼の疲労特性を改善する上で不利である。本発明中、 C 含量は 0.005 重量%以下に制限される。

【0033】

S：加工性及び磁気特性をいずれも害するものであり、Mnと共にMnS微粒子を形成し、最終製品における焼きなまし結晶粒の成長を阻害し、磁気特性をひどく損ないやすい。加えて、SはFeと共に低融点のFeS及びFeS₂又は共晶を形成し、熱間加工脆性の問題を引き起こしやすい。本発明中、S含量は0.005重量%以下に制限される。

【0034】

N：侵入型元素であるNは、Ti、Al、Nb又はVと微細分散した窒化物を形成し、結晶粒の成長を強く阻害し、鉄損を損ないやすい。N含量が多すぎると、窒化物の析出量が増加して結晶粒の成長が強く阻害され、鉄損が損なわれる。本発明中、N含量は0.005重量%以下に制限される。

【0035】

Nb、V、Ti：これらはいずれも磁気特性に対して好ましくない元素である。本発明中、Nb、V及びTiの合計含量は0.006重量%以下に制限される。

【0036】

Sn、Sb：偏析元素として表面酸化及び表面窒化を抑える作用を有する。Sn及び/又はSbを適量添加すると、ケイ素鋼中のアルミニウム含量を増加させ、ケイ素鋼の表面層における窒化物層の形成を防止するのに有利である。本発明中、Sn含量は0.1重量%以下とし、Sb含量は0.1重量%以下とする。

【0037】

次に、本発明者らは、無方向性ケイ素鋼（ケイ素含量：0.85～2.5重量%、ケイ素鋼厚：0.5mm）の結晶粒径が透磁率 μ_{15} 、鉄損 $P_{15/50}$ 及び降伏強度 σ_s に対して有する影響を調べた。結果を図1及び図2に示す。

【0038】

図1は、無方向性ケイ素鋼の結晶粒径と、その透磁率 μ_{15} 及び鉄損 $P_{15/50}$ との関係を示す。図1から分かる通り、無方向性ケイ素鋼の結晶粒径が60 μ m～105 μ mである場合、透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼が得られる。

【0039】

図2は、無方向性ケイ素鋼の結晶粒径と、その透磁率 μ_{15} 及び降伏強度 σ_s との関係を示す。図2から分かる通り、無方向性ケイ素鋼の結晶粒径が60 μ m～105 μ mである場合、透磁率及び降伏強度がいずれも高い無方向性ケイ素鋼が得られる。

【0040】

また、本発明者らは、無方向性ケイ素鋼（0.5mm厚）の透磁率（ $\mu_{10} + \mu_{15}$ ）及び鉄損 $P_{15/50}$ がそのモータ効率に対して有する影響を調べた。図3は、無方向性ケイ素鋼の透磁率（ $\mu_{10} + \mu_{15}$ ）及び鉄損 $P_{15/50}$ と、そのモータ効率との関係を示す。使用したモータは11kw-6モータである。本発明者らは、図3から、無方向性ケイ素鋼の透磁率（ $\mu_{10} + \mu_{15}$ ）及び鉄損 $P_{15/50}$ が以下の式を満たしていれば、高いモータ効率が見出されることを見出した。

$$\mu_{10} + \mu_{15} \geq 8,000 \quad (1)$$

$$\mu_{15} \geq 865.7 + 379.4 P_{15/50} \quad (2)$$

$$\mu_{10} + \mu_{15} \geq 10,081 - 352.1 P_{15/50} \quad (3)$$

【実施例】

【0041】

次に、実施例を参照して本発明を更に説明するが、本発明の保護範囲はこれらの実施例に限定されない。

【0042】

（実施例1）

まず、製鋼工程により、C：0.0035重量%、Si：0.85重量%、Al：0.34重量%、Mn：0.31重量%、P：0.023重量%、S：0.0027重量%、N：0.0025重量%、残部：Fe及び不可避免的不純物からなる鑄造スラブを得る。製鋼工程ではRH精錬を実施する。RH精錬の脱酸処理では、脱酸剤としてAlを使用する。実施例1において、取鍋中の溶鋼の重量は285tであり、脱炭終了時の遊離酸素含量は

10

20

30

40

50

550 ppmであり、Al投入量は125 kgである。

【0043】

次に、鑄造スラブを熱間圧延して熱延鋼帯を形成する。この工程において圧延終了温度は800以上であり、熱間圧延した熱延鋼帯の厚さは2.6 mmである。

【0044】

続いて、熱延鋼帯に短時間高温焼きならし処理を施す。すなわち、熱延鋼帯を980まで加熱し、20秒間保温した後、約15 / 秒の冷却速度で650まで冷却してから、自然冷却する。

【0045】

次に、焼きならし処理した熱延鋼帯を冷間圧延して冷延鋼帯を形成する。その冷間圧延後の厚さは0.5 mmである。

10

【0046】

最後に、窒素及び水素雰囲気下、800で18秒間焼きなましして実施例1の無方向性ケイ素鋼を得る。

【0047】

(実施例2)

脱炭終了時の遊離酸素含量及びAl投入量をそれぞれ400 ppm及び87.5 kgに変更した以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0048】

(実施例3)

脱炭終了時の遊離酸素含量及びAl投入量をそれぞれ300 ppm及び62.5 kgに変更した以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

20

【0049】

(実施例4)

脱炭終了時の遊離酸素含量及びAl投入量をそれぞれ280 ppm及び57.5 kgに変更した以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0050】

(比較例1)

Al投入量を115 kgに変更した以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

30

【0051】

(比較例2)

Al投入量を135 kgに変更した以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0052】

(比較例3)

RH精錬において脱酸処理を実施しなかった以外は、実施例1と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0053】

上述した実施例及び比較例における無方向性ケイ素鋼(0.5 mm厚)の介在物について、中国国家標準規格GB 10561-2005に従って等級を評価し、更に透磁率($\mu_{10} + \mu_{15}$)、鉄損 $P_{10/50}$ 及び $P_{15/50}$ 、並びに、モータ効率(11 kW - 6モータ)を測定する。結果を表1に示す。

40

【0054】

【表 1】

	RH精錬における脱酸				C系介在物の等級 (kg)	磁気特性			モータ効率 (%)
	処理開始時の溶鋼温度と鋼の融点との差 (°C)	処理開始時の溶鋼中C含量 (%)	脱炭終了時の溶鋼中遊離酸素含量 (ppm)	Al投入量 (kg)		$\mu_{10} + \mu_{15}$ (G/Oe)	$P_{10/50}$ (w/kg)	$P_{15/60}$ (w/kg)	
実施例1	61	0.021	550	125	1.0等級	8,605	2.24	4.73	91.1
実施例2	81	0.034	400	87.5	1.0等級	8,629	2.17	4.62	91.5
実施例3	124	0.043	300	62.5	1.0等級	8,687	2.11	4.58	91.8
実施例4	147	0.06	280	57.5	1.5等級	8,578	2.32	4.89	90.6
比較例1	61	0.021	550	115	2.0等級	8,416	2.49	5.3	89.4
比較例2	61	0.021	550	135	2.0等級	8,449	2.45	5.1	89.9
比較例3	RH精錬において脱酸を実施せず				2.0等級	8,347	2.59	5.5	88.9

10

20

30

【0055】

表1から分かるように、RH精錬において脱酸工程を実施しなかった比較例3と比べて、RH精錬において脱酸工程を実施した実施例の無方向性ケイ素鋼においては介在物量が著しく減少しており、実施例の無方向性ケイ素鋼の1.0T及び1.5Tにおける透磁率は少なくとも100G/Oe高くなっており、その鉄損及びモータ効率がいずれも著しく改善されている。

40

【0056】

また、Al投入量が少なすぎる比較例1及びAl投入量が多すぎる比較例2と比べて、実施例の無方向性ケイ素鋼は透磁率、鉄損及びモータ効率が良好である。したがって、脱酸剤であるAlの投入量Y及び脱炭終了時の遊離酸素含量[O]が $Y = K \times m \times ([O] - 50)$ (式中、Kは 0.88×10^{-3})を満たすと、無方向性ケイ素鋼の透磁率、鉄損及びモータ効率に対してより最適な改善効果が得られる。

【0057】

50

(実施例 5)

まず、製鋼工程により、C : 0 . 0 0 1 重量 %、Si : 2 . 1 5 重量 %、Al : 0 . 3 5 重量 %、Mn : 0 . 2 4 重量 %、P : 0 . 0 1 8 重量 %、S : 0 . 0 0 3 重量 %、N : 0 . 0 0 1 2 重量 %、残部 : Fe 及び不可避免的不純物からなる鑄造スラブを得る。製鋼工程ではRH精錬を実施する。RH精錬の脱酸処理では、脱酸剤としてフェロシリコン又はカルシウムを使用する。脱酸剤の投入量 Y 及び脱炭終了時の遊離酸素含量 [O] は $Y = K \times m \times ([O] - 50)$ を満たしている。

【0058】

次に、鑄造スラブを熱間圧延して熱延鋼帯を形成する。この工程において圧延終了温度は 800 以上であり、熱間圧延した熱延鋼帯の厚さは 2 . 3 mm である。

10

【0059】

続いて、熱延鋼帯に短時間高温焼きならし処理を施す。すなわち、熱延鋼帯を 980 まで加熱し、10 ~ 90 秒間保温した後、約 5 / 秒の冷却速度で 650 まで冷却してから、自然冷却する。

【0060】

次に、焼きならし処理した熱延鋼帯を冷間圧延して冷延鋼帯を形成する。その冷間圧延後の厚さは 0 . 5 mm である。

【0061】

最後に、窒素及び水素雰囲気下、800 で 20 秒間焼きなましして実施例 5 の無方向性ケイ素鋼を得る。

20

【0062】

(実施例 6)

焼きならし工程における保温温度を 1 , 0 3 0 に変更した以外は、実施例 5 と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0063】

(実施例 7)

焼きならし工程における保温温度を 1 , 0 5 0 に変更した以外は、実施例 5 と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0064】

(実施例 8)

焼きならし工程における保温温度を 1 , 1 0 0 に変更した以外は、実施例 5 と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

30

【0065】

(比較例 4)

焼きならし工程における保温温度を 9 2 0 に変更した以外は、実施例 5 と同様にして無方向性ケイ素鋼を製造する。

【0066】

上述した実施例及び比較例において焼きならし処理した鋼帯の結晶粒径を測定し、更に最終ケイ素鋼製品 (0 . 5 mm 厚) の透磁率 ($\mu_{10} + \mu_{15}$)、鉄損 $P_{10/50}$ 及び $P_{15/50}$ 、並びに、モータ効率 (11 kw - 6 モータ) を測定する。結果を表 2 に示す。

40

【0067】

【表 2】

	焼きならし工程のパラメータ		焼きならし後の 鋼帯の 結晶粒径 (μm)	磁気特性			モータ効率 (%)
	焼きならしでの 保温温度 ($^{\circ}\text{C}$)	650 $^{\circ}\text{C}$ までの 冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)		$\mu_{10} + \mu_{15}$ (G/Oe)	$P_{10/50}$ (w/kg)	$P_{15/50}$ (w/kg)	
実施例5	980	5	133	9,068	1.49	3.25	90.6
実施例6	1,030	5	141	9,105	1.41	3.13	91.1
実施例7	1,050	5	148	9,189	1.37	3.01	91.3
実施例8	1,100	5	157	9,226	1.29	2.87	92.1
比較例4	920	5	114	8,965	1.58	3.41	87.4

【0068】

表 2 から分かるように、低温焼きならしを実施した比較例 4 と比べて、短時間高温焼きならし処理を実施した実施例では、焼きならしした鋼帯の結晶粒径が著しく増大しており、実施例の無方向性ケイ素鋼の 1.0 T 及び 1.5 T における透磁率は少なくとも 100 G/Oe 高くなっており、その鉄損及びモータ効率はいずれも著しく改善されている。

【0069】

また、表 1 及び表 2 から分かるように、本発明における実施例の無方向性ケイ素鋼の鉄損 $P_{10/50}$ 及び $P_{15/50}$ はそれぞれ 3.0 w/kg 以下及び 5.5 w/kg 以下であり、実施例の無方向性ケイ素鋼を使用すると、モータ効率が 90% 以上となる。

【0070】

さらに、本発明者らは、実施例 1 ~ 8 の無方向性ケイ素鋼について結晶粒径、表面層特性、硫黄含量及び降伏強度 σ_s を測定した。その結果、実施例の無方向性ケイ素鋼は、結晶粒径が 60 μm ~ 105 μm であり、S 含量が 15 ppm 以下であり、0 ~ 20 μm の表面層における全窒化物濃度が 250 ppm 以下であり、該全窒化物濃度が 5.85 C_N 以下であった。また、実施例の無方向性ケイ素鋼の降伏強度 σ_s は 220 MPa 以上である。

【0071】

さらに、本発明者らは、実施例 1 ~ 8 の無方向性ケイ素鋼について 1.0 T 及び 1.5 T での透磁率と鉄損との関係を調べた。その結果、実施例の無方向性ケイ素鋼の透磁率は以下の式を満たすことが分かった。

$$\mu_{10} + \mu_{15} = 8,000 \quad (1)$$

$$\mu_{15} = 865.7 + 379.4 P_{15/50} \quad (2)$$

$$\mu_{10} + \mu_{15} = 10,081 - 352.1 P_{15/50} \quad (3)$$

【0072】

本発明の実験結果から、RH 精錬において脱酸を適切に制御し、焼きならし工程において短時間高温処理することにより、本発明は、無方向性ケイ素鋼の介在物量を低減し、結晶粒の形態を改善することができ、それにより無方向性ケイ素鋼の 1.0 ~ 1.5 T における透磁率及び鉄損を改善し、モータ効率を高くすることができる。

【産業上の利用可能性】

【0073】

RH 精錬において脱酸を適切に制御し、焼きならし工程において短時間高温処理することにより、本発明は、透磁率が高く鉄損が低い無方向性ケイ素鋼を提供できる。本発明の無方向性ケイ素鋼は、電子機器の鉄心として使用するとモータ効率を 90% 以上にすることができ、回転機や静止器等の電子機器の小型化及び省エネ化に必要な要件を満たすため、幅広い用途が見込まれる。

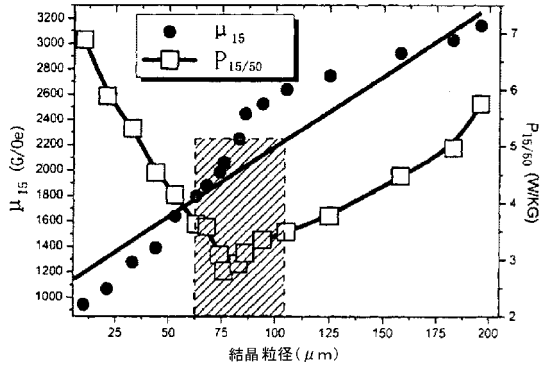
10

20

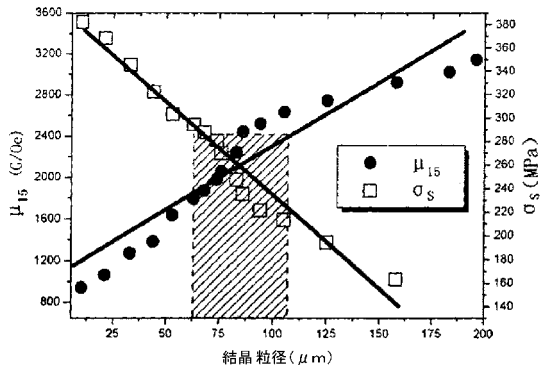
30

40

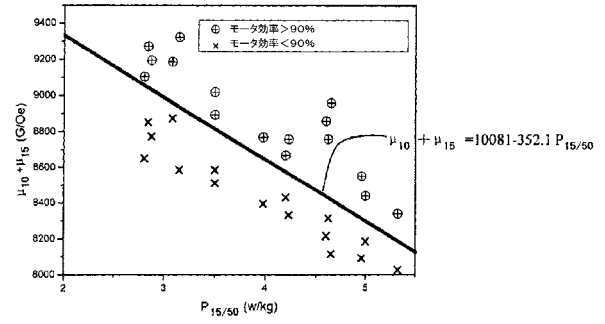
【 図 1 】



【 図 2 】



【 図 3 】



【 國際調查報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/CN2012/000400
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
See the extra sheet		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)		
IPC: C22C, C21C 7/-, C21D		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
WPI, EPODOC, CN-PAT, CNKI: free oxygen, Si steel, silicon steel, electri+ steel, unorient+, nonorient+, non orient+, indirection+, undirection+, nondirection+, deoxi+, deoxy+, normaliz+		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 1887512 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.), 03 January 2007 (03.01.2007), description, pages 2-6	11-17
Y	Description, pages 2-6	1-10
Y	CN 101768653 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.), 07 July 2010 (07.07.2010), description, pages 2-4	1-10
A	CN 101985719 A (WUHAN UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY et al.), 16 March 2011 (16.03.2011), the whole document	1-17
A	CN 1796015 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.), 05 July 2006 (05.07.2006), the whole document	1-17
A	JP 9-228006 A (SUMITOMO METAL IND LTD.), 02 September 1997 (02.09.1997), the whole document	1-17
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "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) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"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 "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 "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 "&" document member of the same patent family	
Date of the actual completion of the international search 16 December 2012 (16.12.2012)		Date of mailing of the international search report 03 January 2013 (03.01.2013)
Name and mailing address of the ISA/CN: State Intellectual Property Office of the P. R. China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088, China Facsimile No.: (86-10) 62019451		Authorized officer PANG, Limin Telephone No.: (86-10) 62084751

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/CN2012/000400

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 7-305109 A (KAWASAKI STEEL CORP.), 21 November 1995 (21.11.1995), the whole document	1-17

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2012/000400

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 1887512 A	03.01.2007	CN 100446919 C	31.12.2008
CN 101768653 A	07.07.2010	None	
CN 101985719 A	16.03.2011	None	
CN 1796015 A	05.07.2006	None	
JP 9-228006 A	02.09.1997	JP 3252692 B2	04.02.2002
JP 7-305109 A	21.11.1995	JP 3362077 B2	07.01.2003

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2012/000400

CONTINUATION OF SECOND SHEET: A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04 (2006.01) i

C22C 38/06 (2006.01) i

C22C 38/12 (2006.01) i

C22C 38/14 (2006.01) i

C22C 33/04 (2006.01) i

C21D 8/12 (2006.01) i

C21C 7/06 (2006.01) i

国际检索报告		国际申请号 PCT/CN2012/000400
A. 主题的分类		
见附加页		
按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和 IPC 两种分类		
B. 检索领域		
检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)		
IPC: C22C, C21C7/-, C21D		
包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献		
在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))		
WPI, EPODOC, CN-PAT, CNKI: 硅钢, 电工钢, 无取向, 非取向, 无方向, 非方向, 无定向, 非定向, 脱氧, 自由氧, 常化, 正火, Si steel, silicon steel, electri+ steel, unorient+, nonorient+, non orient+, indirection+, undirection+, nondirection+, deoxi+, deoxy+, normaliz+		
C. 相关文件		
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
X	CN1887512A (宝山钢铁股份有限公司) 03.1 月 2007 (03.01.2007) 说明书 2-6 页	11-17
Y	说明书 2-6 页	1-10
Y	CN101768653A (宝山钢铁股份有限公司) 07.7 月 2010 (07.07.2010) 说明书第 2-4 页	1-10
A	CN101985719A (武汉大学 等) 16.3 月 2011 (16.03.2011) 全文	1-17
A	CN1796015A (宝山钢铁股份有限公司) 05.7 月 2006 (05.07.2006)全文	1-17
A	JP9-228006A (SUMITOMO METAL IND LTD) 02.9 月 1997 (02.09.1997) 全文	1-17
<input checked="" type="checkbox"/> 其余文件在 C 栏的续页中列出。 <input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。		
* 引用文件的具体类型: “A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件 “E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利 “L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的) “O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件 “P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件		“T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件 “X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性 “Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性 “&” 同族专利的文件
国际检索实际完成的日期 16.12 月 2012 (16.12.2012)		国际检索报告邮寄日期 03.1 月 2013 (03.01.2013)
ISA/CN 的名称和邮寄地址: 中华人民共和国国家知识产权局 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路 6 号 100088 传真号: (86-10)62019451		受权官员 庞立敏 电话号码: (86-10) 62084751

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2012/000400

C(续). 相关文件		
类型	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
A	JP7-305109 A (KAWASAKI STEEL CORP) 21.11 月 1995 (21.11.1995) 全文	1-17

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2012/000400

检索报告中引用的 专利文件	公布日期	同族专利	公布日期
CN1887512A	03.01.2007	CN100446919C	31.12.2008
CN101768653A	07.07.2010	无	
CN101985719A	16.03.2011	无	
CN1796015A	05.07.2006	无	
JP9-228006A	02.09.1997	JP3252692B2	04.02.2002
JP7-305109A	21.11.1995	JP3362077B2	07.01.2003

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2012/000400

续：第 2 页 **A. 主题的分类**

C22C38/04 (2006.01)i

C22C38/06 (2006.01)i

C22C38/12 (2006.01)i

C22C38/14 (2006.01)i

C22C33/04 (2006.01)i

C21D8/12 (2006.01)i

C21C7/06 (2006.01)i

フロントページの続き

(51) Int.Cl.	F I		テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 3 U	
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14		
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26	E	
B 2 1 B 1/28 (2006.01)	B 2 1 B 1/28		
C 2 1 C 7/10 (2006.01)	C 2 1 C 7/10	A	

(81) 指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, T, J, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, R, O, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, H, U, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN

(72) 発明者 ワン, ブォ
中華人民共和国 201900 シャンハイ, バオシャン ディストリクト, フージン ロード 885

(72) 発明者 リュ, シェンドン
中華人民共和国 201900 シャンハイ, バオシャン ディストリクト, フージン ロード 885

(72) 発明者 マー, アイファ
中華人民共和国 201900 シャンハイ, バオシャン ディストリクト, フージン ロード 885

(72) 発明者 シェ, シーシュ
中華人民共和国 201900 シャンハイ, バオシャン ディストリクト, フージン ロード 885

(72) 発明者 ヘイ, ホンシュ
中華人民共和国 201900 シャンハイ, バオシャン ディストリクト, フージン ロード 885

F ターム(参考) 4E002 AA07 AD04 AD05 BC05 BC07 CB01
4K013 AA04 BA08 CE01 EA19 EA25
4K033 AA01 CA02 CA03 CA05 CA08 CA09 CA10 DA01 FA03 FA13
FA14 HA02 KA00 RA03