

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2005年10月27日 (27.10.2005)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2005/100627 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/14, 38/16, C21D 8/12, 9/46, H01F 1/16 市戸畑区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/007653 (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (22) 国際出願日: 2005年4月15日 (15.04.2005)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.
- (26) 国際公開の言語: 日本語 (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- (30) 優先権データ:
特願2004-121446 2004年4月16日 (16.04.2004) JP
特願2005-045222 2005年2月22日 (22.02.2005) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6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): 有田 吉宏 (ARITA, Yoshihiro) [JP/JP]; 〒8048501 福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 村上 英邦 (MURAKAMI, Hidekuni) [JP/JP]; 〒8048501 福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 切敷 幸一 (KIRISHIKI, Kouichi) [JP/JP]; 〒8048501 福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 松本 穰 (MATSUMOTO, Yutaka) [JP/JP]; 〒8048501 福岡県北九州
- 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。

(54) Title: NONORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL SHEET EXCELLENT IN BLANKABILITY AND MAGNETIC CHARACTERISTICS AFTER STRAIN REMOVAL ANNEALING, AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 打抜き加工性と歪取焼鈍後の磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板とその製造方法

(57) Abstract: A nonoriented electromagnetic steel exhibiting excellent blankability and also exhibiting good and stable iron loss after the annealing for strain removal, which has a chemical composition, in mass %, that Si: 1.5 % or less, Mn: 0.4 to 1.5 %, Sol.Al: 0.01 to 0.04 %, Ti: 0.0015% or less, N: 0.0030 % or less, S: 0.0010 to 0.0040%, Sn: 0.01 to 0.50%, B: an amount satisfying $0.5 \leq B/N \leq 1.5$, and the balance: Fe and inevitable impurities, wherein 10 % or more, in terms of the number of pieces, of the sulfide containing Mn precipitates in a composite form with a B precipitate, and wherein it has a crystal grain diameter of 30 μm or less and exhibits a crystal grain diameter of 50 μm or more after the annealing for strain removal at 750°C for 2 hours; and a method for producing the above nonoriented magnetic steel which comprises holding a slab for hot rolling at a temperature of 1150 to 1250°C for five minutes or more, subsequently holding it at a temperature of 1050°C or higher and lower than 1150°C for 15 minutes or more, and immediately thereafter, subjecting the resultant slab to a hot rolling with a finishing output temperature T (°C) of $T \geq 900 - 1000 \times \text{Sn} [\text{mass \%}]$.

(57) 要約: 打抜き加工性に優れ、歪取焼鈍後の鉄損が良好かつ安定した無方向性電磁鋼板およびその製造方法を提供するもので、質量%で、Si:1.5%以下、Mn:0.4%以上1.5%以下、Sol.Al:0.01%以上0.04%以下、Ti:0.0015%以下、N:0.0030%以下、S:0.0010%以上0.0040%以下、Snを0.01%以上0.50%以下、BをB/Nで0.5以上1.5以下含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、Mnを含む硫化物のうち個数割合で10%以上がB析出物と複合析出しており、さらには結晶粒径が30 μm 以下でかつ、750°C×2時間の歪取焼鈍後の結晶粒径が50 μm 以上の無方向性電磁鋼板。その製造方法は、熱延のスラブ加熱において、1150°C以上1250°C以下の範囲で5分以上滞留させ、引き続き1050°C以上1150°C未満の範囲で15分以上滞留後、直ちに熱延し、さらには熱延の仕上出口温度T(°C)を $T \geq 900 - 1000 \times \text{Sn} [\text{質量\%}]$ とする。

WO 2005/100627 A1

明 細 書

打抜き加工性と歪取焼鈍後の磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板とその製造方法

技術分野

本発明は、電気機器の鉄心材料として使用される無方向性電磁鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に打抜き加工性と歪取焼鈍後の磁気特性に優れた無方向性電磁鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

近年、世界的な電気機器の省エネルギー化の高まりにより、回転機の鉄心材料として用いられる無方向性電磁鋼板においてもより高性能な特性が要求され、高効率機種と言われる電気製品のモータについては、SiやAl含有量を増加させて固有抵抗を高め、かつ結晶粒径を大きくした高級素材が使用されるようになってきた。一方、汎用機種のモータについても性能向上が要求されるようになってきているが、コスト制約が厳しいため、高効率機種のように高級素材に切替えることは難しいのが実情である。

汎用機種に要求される鋼板としては、Siが1.5%以下でかつモータコア打抜き加工後に施される歪取焼鈍時の結晶粒成長が促進されることで、鉄損が飛躍的に改善する素材である。さらに最近ではコア打抜き時に発生するスクラップを鋳物の原料に活用する需要家が増えてきており、スクラップの鋳造性確保の観点から鋼板のAl含有量を0.05%未満とする必要が生じてきた。

歪取焼鈍時の結晶粒成長を改善するためには、鋼中に不可避混入

している析出物を低減あるいは無害化が重要であるが、Al:0.05%未満における無方向性電磁鋼板の材質設計は大きく二分され、その一つは特開昭54-163720号公報にみられるように、Al脱酸した鋼(Sol. Al:0.02%程度)にBを0.002%程度添加して窒化物としてBNを生成し、結晶粒成長に有害なAlNの析出を抑制する方法である。

他方は特開平7-150248号公報にみられるように、Si脱酸した鋼(Sol. Al \leq 0.001%)に含まれる酸化物のSiO₂とMnO比率を制御し、結晶粒成長に有害な延伸性介在物を抑制する方法で、その方策として特開平6-73510号公報では鋼成分のMn/Siを0.2~1.0に制御することが開示されている。

このように脱酸に伴なって生成する窒化物あるいは酸化物を適正に制御した上で、さらに硫化物の低減あるいは無害化して磁性改善する方法としては、例えば特開昭58-117828号公報では磁性改善効果を得るためにSを0.005%以下に規定する方法、特開昭58-164724号公報ではS:0.01~0.02%を含有する場合にCaあるいは希土類元素を添加してSを固定する方法、また特開平4-63228号公報はSを0.0050%以下とし、スラブの加熱温度を1100℃以下とすることによって、MnSの熱延中の微細析出を防止する方法が開示されている。

発明の開示

更なる鉄損の低減が要求される状況において、上記手法では十分かつ安定的に製造することが難しくなっている。本発明はこのような問題を鑑みてなされたものであり、AlNの析出抑制を目的に添加されるBと、鋼中の不可避混入元素であるSに着目した改善方策によって、歪取焼鈍後の結晶粒成長が良好で鉄損の低く、かつ磁束密度の高い鋼板を提供しようとするものである。

本発明は上記課題を解決するためになされたものであり、その要

旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、Si:1.5%以下、Mn:0.4%以上1.5%以下、Sol.Al:0.01%以上0.04%以下、Ti: 0.0015%以下、N:0.0030%以下、S:0.0010%以上0.0040%以下、BをB/Nで0.5以上1.5以下含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、Mnを含む硫化物のうち個数割合で10%以上がB析出物と複合析出していることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

(2) 質量%で、Si:1.5%以下、Mn:0.4%以上1.5%以下、Sol.Al:0.01%以上0.04%以下、Ti: 0.0015%以下、N:0.0030%以下、S:0.0010%以上0.0040%以下、BをB/Nで0.5以上1.5以下含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる鋼板の結晶粒径が $30\mu\text{m}$ 以下でかつ、 $750^{\circ}\text{C}\times 2$ 時間の歪取焼鈍後の結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以上であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

(3) MnS、 Cu_2S 及びその複合硫化物を合計した分布密度が 3.0×10^5 個/ mm^2 以下であることを特徴とする(1)または(2)記載の無方向性電磁鋼板。

(4) 更に、直径 $0.1\mu\text{m}$ に満たないTi析出物の分布密度が 1.0×10^3 個/ mm^2 以下であることを特徴とする(1)~(3)のいずれかの項に記載の無方向性電磁鋼板。

(5) 更に、Sn、Cu、Niの1種または2種以上を質量%の合計で0.01%以上0.50%以下、および/またはREM、Ca、Mgの1種または2種以上を0.001~0.5%含有することを特徴とする(1)~(4)のいずれかの項に記載の無方向性電磁鋼板。

(6) (1)~(5)のいずれかの項に記載の鋼板を製造する方法として、製鋼、熱延、酸洗、冷延に引き続いて仕上焼鈍を施すにあたり、熱延のスラブ加熱について、 1150°C 以上 1250°C 以下の範囲で5分以上滞留させ、それに連続して 1050°C 以上 1150°C 未満の範囲で15分以上滞留後、直ちに熱延することを特徴とする無方向性電磁鋼板の製

造方法。

(7) (1)～(6)のいずれかの項に記載の鋼板を製造する方法として、製鋼、熱延、酸洗、冷延に引き続いて仕上焼鈍を施すにあたり、熱延の仕上圧延の出口温度を800℃以上とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

(8) 前記熱延の仕上出口温度 $T(^{\circ}\text{C})$ をSnを含有する鋼板においては $T \geq 900 - 1000 \times \text{Sn}[\text{質量}\%]$ とすることを特徴とする(6)に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

発明を実施するための最良の形態

本発明者らはSiが1.5%以下である鋼において、不可避混入元素であるSを0.0010%程度にまで低減し、かつ特開平4-63228号公報にあるようにスラブ加熱温度を1100℃以下に低温化しても、歪取焼鈍後の鉄損がばらついて安定化しない問題に直面した。その原因を調査したところ、S量およびスラブ加熱温度が低いにもかかわらず、鋼中にはMnS、 Cu_2S およびその複合硫化物が微細かつ多量に分散しており、歪取焼鈍後の結晶粒成長を著しく抑制していることが判った。さらに詳しく観察したところ、これらの硫化物は直径0.1～0.3 μm 程度の球状をしているが、その中心部に直径相当で0.05 μm 前後のTi析出物を包含していることが判った。硫化物がこのような析出形態をとる理由については、 casting後～熱延スラブ加熱で最初に析出するTiNが微細に分散し、それを核に硫化物が析出するためであることが判った。

この状況を打開すべく、本発明者らはTiNに比べて成長速度が速く、粗大化しやすい硫化物に着目した。すなわちTiNを核に硫化物が複合析出する現状とは反対に、硫化物を核にTiNを複合析出させることを試みた結果、安定して低い鉄損の得られることを知見した

。さらに、後述する余剰Nの固定として生成するBNについても硫化物を複合析出させることで安定して低鉄損が得られることを知見して本発明を完成させた。以下、本発明に至った実験結果について述べる。

(実験1)

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.003%、Si:0.6%、Mn:0.1~0.8%、Sol.Al:0.03%、Ti:0.0012%、N:0.0021%、S:0.0005~0.0025%、B:0.0020%、Sn:0.08%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を1200℃で20分保定し、10分かけて1100℃まで降温して30分保定した後、熱延して板厚2.5mmとし、酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延した。

こうして得られた冷延板について800℃で10秒の仕上焼鈍を行なった後、750℃で2時間の歪取焼鈍を施し、結晶粒径と鉄損を測定した。その結果、表1に示す通り、Mnが0.4%以上でかつSが0.0012,0.0025%の試料8,9,11,12において、歪取焼鈍後の結晶粒径50 μ m以上で良好な鉄損が得られた。

次に歪取焼鈍後の試料について析出物観察を行なったところ、良好な鉄損の得られた8,9,11,12の試料ではMnを含む硫化物の10%以上の個数割合で、B析出物と複合析出していることが観察された。一方、鉄損の悪かった他のサンプルではBの析出物と思われる直径0.1 μ mに満たない微細析出物が多数観察された。

このようにMn:0.4%以上でかつ、S:0.0012,0.0025%で発現した歪取焼鈍後の結晶粒成長、および鉄損改善効果については次のように考えている。まずMnを高めたことでMnSの析出開始温度が上昇する。これによってMnSはBNに先行して熱延の加熱時に析出するようになり、さらにその後析出するBNはMnSを核に複合析出するようになる。これによりBの微細析出物の生成を抑制することができ、良好

な歪取焼鈍後の結晶粒成長と鉄損が得られるものと考えられる。

一方、Mnが0.4%未満ではBNが析出する段階でMnSの析出が十分ではなく、またSが0.0005%ではMnSの析出量そのものが少ないことから、いずれもBNの析出核が不足し、Bの単独かつ微細な析出によって歪取焼鈍後の特性が改善しないものと考えられる。

表 1

符号	Mn	S	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	複合析出 割合 (%)	備考
	(%)					
1	0.1	0.0005	30	4.88	0	比較例
2		0.0012	25	5.02	0	比較例
3		0.0025	19	5.21	5	比較例
4	0.2	0.0005	34	4.78	5	比較例
5		0.0012	29	4.89	5	比較例
6		0.0025	21	5.05	5	比較例
7	0.4	0.0005	35	4.72	40	比較例
8		0.0012	62	3.65	30	発明例
9		0.0025	54	4.03	20	発明例
10	0.8	0.0005	43	4.55	50	比較例
11		0.0012	65	3.51	45	発明例
12		0.0025	58	3.88	40	発明例

(実験2)

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.0034%、Si:0.75%、Mn:0.15~0.72%、Sol. Al:0.019%、Ti:0.0008~0.0017%、N:0.0018%、S:0.0023%、B:0.0025%、Sn:0.03%、Cu:0.01%、Ni:0.02%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を1200°Cで5分保定し、1100°Cまで降温して30分保定した後、熱延して板厚2.7mmとし、酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延した。こうして得られた冷延板について800°Cで10秒の仕上焼鈍を行なった後、750°Cで2時間の歪取焼鈍を施し、鋼板の析出物と結晶粒径を観察するとともに鉄損を測定した。

その結果、表2に示す通り、Mnが0.4%以上でかつTiが0.0015%以下

であるサンプル4,5,7,8において、歪取焼鈍後の硫化物密度が 3.0×10^5 以下、平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ 以上となり、良好な鉄損が得られた。これらのサンプルでは直径 $0.2 \sim 0.3 \mu\text{m}$ の球状の硫化物が多く、その外周に直径相当で $0.1 \mu\text{m}$ に満たない微細なTi析出物が複数個析出しているものが多数確認された。一方、Mnが0.15%と低いサンプル1~3では、歪取焼鈍後の硫化物密度が 4.5×10^5 個/ mm^2 以上と高く、平均結晶粒径も $35 \mu\text{m}$ 以下と小さくて鉄損が悪かった。これらのサンプルに見られる硫化物は直径 $0.1 \mu\text{m}$ 以下と小さく、かつ多数の硫化物において、その中心にTi析出物を包含しているのが確認できた。またMnは0.4%以上であるが、Tiが0.0015%を超えているサンプル6,9についても歪取焼鈍後の硫化物密度は 3.8×10^5 個/ mm^2 以上と高く、平均結晶粒径も $45 \mu\text{m}$ 以下で鉄損も比較的悪かった。これらのサンプルでは硫化物は直径 $0.05 \sim 0.3 \mu\text{m}$ 以下の広い範囲にばらついており、Ti析出物との複合形態もその外周あるいは中心部と様々であった。なお直径相当で $0.1 \mu\text{m}$ に満たないTi析出物の分布密度はいずれのサンプルでも 1.0×10^3 個/ mm^2 未満と低かった。

このようにMnを0.4%以上に高め、かつTiを0.0015%以下とすることで発現した効果については次のように考えている。まずMnを高めたことでMnSの析出開始温度が上昇し、一方でTiを低減したことでTiNの析出開始温度が低下する。これによって通常とは析出順序が逆転し、MnSがTiNより先に析出するようになる。次に析出開始温度の上昇したMnSは熱延加熱前段の 1200°C で析出および成長する。一方、析出開始温度の低下したTiNは熱延加熱後段の 1100°C で、既に粗大化したMnSを核に析出したものと考えられる。

表 2

符号	Mn	Ti	硫化物密度 (個/mm ²)	Ti析出物密度 (個/mm ²)	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	備考
	(%)						
1	0.15	0.0008	4.5×10^5	$<1.0 \times 10^3$	35	4.51	比較例
2		0.0013	4.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	32	4.55	比較例
3		0.0017	5.4×10^5	$<1.0 \times 10^3$	30	5.02	比較例
4	0.42	0.0008	2.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	55	4.02	発明例
5		0.0013	2.7×10^5	$<1.0 \times 10^3$	53	4.05	発明例
6		0.0017	3.9×10^5	$<1.0 \times 10^3$	44	4.34	比較例
7	0.72	0.0008	1.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	65	3.88	発明例
8		0.0013	1.9×10^5	$<1.0 \times 10^3$	62	3.94	発明例
9		0.0017	3.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	45	4.33	比較例

(実験3)

次に熱延の加熱条件の影響を調査するため、実験1のMn:0.4%、S:0.0025%の鋼片を用い、熱延加熱を1200℃で60分保定、1100℃で60分保定の2水準を付け加え、酸洗以降は実験1と同一工程にて試料作製し比較評価した。その結果、表3に示す通り、結果が良好であった試料1(実験1における試料9)に対し、1200℃で保定した試料2では複合析出の割合はほぼゼロで単独かつ微細なB析出物が多数観察され、歪取焼鈍後の結晶粒径および鉄損は最も悪かった。一方、1100℃で保定した試料3では、1200℃加熱材(試料2)ほどではないが、複合析出の割合は5%と低く、結晶粒径、鉄損とも今一つ優れなかった。この結果は次のように考えられる。まず1200℃で保定した場合、Mnが0.42%と高いこととあいまってMnSは析出しているが、Bは未析出のままで熱延されるため、熱延途中や歪取焼鈍時に単独かつ微細なB析出物を生成し、結晶粒成長および鉄損は著しく悪化する。次に1100℃で保定した場合、MnSの分布が粗になってBNが複合析出する核の個数が不足するため、一部のBが単独かつ微細析出してしまい、良好な結晶粒径および鉄損が得られなかったものと考えられる。

表 3

符号	熱延加熱温度	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	複合析出 割合 (%)	備考
1	1200°C→1100°C	54	4.03	25	発明例
2	1200°C	19	5.68	0	比較例
3	1100°C	35	4.51	5	比較例

(実験4)

次に熱延の加熱サイクルの影響を調査するため、実験2のMn:0.42%、Ti:0.0013%の鋼片を用い、熱延加熱を1200°Cで60分保定、1100°Cで60分保定の2水準を付け加えて熱延し、酸洗以降は実験2と同一工程にてサンプル作製し比較評価した。その結果、表4に示す通り、結果が良好であったサンプル1(実験2におけるサンプル5)に対し、1200°Cで保定したサンプル2では硫化物密度は低いもののTi析出物の分布密度が高く、歪取焼鈍後の結晶粒径および鉄損は最も悪かった。一方、1100°Cで保定したサンプル3ではTi析出物密度は低いものの硫化物密度が高く、結晶粒径、鉄損ともに優れなかった。この結果は次のように考えている。まず1200°Cで保定した場合、Mnが0.42%と高いこととあいまってMnSの粗大化は進行するが、TiNは未析出のままで熱延されるため、熱延途中や歪取焼鈍時に単独かつ微細なTi析出物を生成し、結晶粒成長および鉄損は著しく悪化する。次に1100°Cで保定した場合、MnSの成長が不十分であるため、硫化物の個数が増えて良好な結晶粒径および鉄損が得られなかったものと考えられる。

表 4

符号	熱延加熱温度	硫化物密度 (個/mm ²)	Ti析出物密度 (個/mm ²)	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	備考
1	1200°C→1100°C	2.7×10^5	$<1.0 \times 10^3$	53	4.05	発明例
2	1200°C	1.8×10^5	5.6×10^3	25	5.44	比較例
3	1100°C	4.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	35	4.77	比較例

以上を総括すると、本発明はMn量と熱延の加熱サイクルの最適化により、MnSを優先かつ最適に析出させると同時に、微細なBNを複合析出させることでMnSおよびBNの双方を同時に無害化し、結晶粒成長および鉄損を改善する方策を知見したものである。これを実現するためにはMn量を高めると同時にAl量を低減させなければならない。なぜならAlはAlNとしてNを消費するとともに、AlN自身によって結晶粒成長が妨げられるからである。一方、Alを全く添加しない製法ではAl量は極めて低く抑えられるため、BNの生成には好都合であるが、鋼中に多数残存するSiO₂・MnOの介在物がMn量の増加に伴って延伸化し、かえって粒成長を悪化させてしまう。そこで本発明では介在物の改質による延伸抑制と、BNの析出が優先するAlの最適範囲として0.01%~0.04%を見出したのである。

また、本発明はMnSとTiNの析出温度の最適化、熱延の加熱サイクルの最適化により、まずMnSを粗大に析出させ、次に微細なTiNを複合析出させることで、双方の析出物を無害化し、結晶粒成長および鉄損を改善する方策を知見したのである。

これを実現するためには、Mn量を高くしてMnSの析出温度を上昇させ、さらにAl量を低くしてAlNの生成を抑制し、TiNの析出を促進させる必要がある。Al量を極めて低く抑える方法としては製鋼における脱酸にSiを用いる方法が挙げられるが、この場合にMn量を増加させると介在物が延伸化し、かえって鉄損を悪化させることが判っ

た。そこで本発明ではAl量を0.01~0.04%の比較的少ない範囲に制御することで、TiNの析出を維持しつつ、介在物の改質によってMn量を高めることを可能にした。さらに、このAl量範囲ではTiN析出後の余剰Nが粒成長に有害なAlNの微細析出を生じやすいことから、Bを微量添加してBNとすることでこれを回避した。

このような技術発想は本発明にて初めて知見したもので、例えば特開昭58-117828号公報ではSi:0.1~1.0%、Al:0.1%未満、Mnを0.75~1.5%、N/B:0.7~1.2のB含有を規定しているが、MnSとBNとの複合析出および、それを實現するSol.Al量や熱延の加熱温度等については規定がなされていないことから、本発明とは技術思想が全く異なるものであって、本発明を類推し得るものではない。また特開2000-248344号公報ではSi:1.8%以下、Sol.Al:0.05~0.20%、Mn:0.05~1.5%と規定しているが、Sol.Al:0.04%を超えるとBNよりもむしろAlNが優先して析出してしまうため、MnSを核にBNを析出させるという本発明の技術思想が成り立たない。

次に、本発明における成分および製品の数値限定理由について述べる。

Siは電気抵抗を増加させるために有効な元素であるが、1.5%を超えて添加すると硬度上昇や磁束密度の低下、コスト増が生じるために1.5%を上限とした。

Mnは本発明を発現するための重要な元素である。本発明ではMnSを含む硫化物を核にBNおよび/またはTiNを析出させることを主旨としており、そのためにはBNおよび/またはTiNの析出温度以前にMnSを十分に析出させておかなければならない。Ti:0.0015%以下、N:0.0030%以下で、かつB/Nで0.5以上1.5以下のBを含有させる本発明においては、Mnを0.4%以上にすることで本目的は達成される。また1.5%を超えて添加すると飽和磁束密度の低下が著しくなるのに加え、

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が下がって熱延板の組織制御が困難になることから1.5%を上限とした。

Alは鋼の脱酸に必要な元素である。Sol.0.01%に満たないと未脱酸の酸素が鋼中に残存して $\text{SiO}_2 \cdot \text{MnO}$ の酸化物を生成し、これが0.4%以上添加されたMnの影響とあいまって延伸化して結晶粒成長を阻害するため、Sol.Alの下限を0.01%とした。またSol.Alが0.04%を超えるとBNに代わってAlNが析出することになり、本発明の発現が困難になること、さらに、TiNの析出の確保、需要家でのスクラップ活用の観点から、Sol.Alの上限を0.04%とした。

TiはTiNを生成して粒成長を著しく悪化させるが、不可避混入元素であるため、ゼロにすることは工業的には難しい。本発明ではMnS、 Cu_2S およびその複合硫化物等と複合析出による無害化が可能な許容量として、上限を0.0015%に規定した。Tiが0.0015%を超えるとTiNの析出開始温度が高くなりMnSの優先析出を制御できなくなる。

NはBNの他にTiNやAlNを生成する。Sol.Al:0.01~0.04%を含有させる本発明においては、AlNが生成すると結晶粒成長が著しく悪化するため、Bを添加してAlNの生成を抑制する必要がある。したがってNが高くなると添加するB量を増やさなければならないが、過剰のB添加は鋼板の脆化を招き、生産性を悪化させるので、Nの上限を0.0030%とした。

SはBNおよび/またはTiNの析出核となる硫化物を生成するために必要で、0.0010%以上含有させることで本発明の目的は達成される。ただし0.0040%を超えると硫化物の析出量そのものが増え、結晶粒成長が阻害されるので0.0040%を上限とした。

Bは結晶粒成長に有害なAlNの生成を抑制するために添加が必須の元素であるが、その目的のためにはB/Nで0.5以上添加する必要がある。Nに対し過剰に添加しても効果は飽和するので、上限をB/Nで1.

5とした。

Sn、Cu、Niは焼鈍、特に歪取焼鈍中における鋼板表面の窒化や酸化の抑制に効果があり、Sol. Al:0.01~0.04%を含有する本発明の鋼においては、特に窒化されやすいため、添加することが好ましい。添加量としては0.01%未満では効果なく、また0.50%を超えて添加しても効果が飽和する上にコスト増となるので、添加量の範囲を0.01%以上0.50%以下とした。なおSn、Cu、Niの窒化・酸化抑制効果は同等であることから、単一または複合によって上記の添加量範囲を満たせばよい。その他、REM、Ca、Mgの1種または2種以上を0.001~0.5%添加することも可能である。

特に、Snは本発明における磁束密度向上に極めて有効な元素である。なぜなら本発明ではMnを高めていることから必然的に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が低くなり、熱延板の粒成長を十分に促進することができないため、これを補う必要があるからである。添加量としては0.01%未満では効果なく、0.50%を超えて添加しても効果が飽和する上にコスト増となるので、添加量の範囲を0.01%以上0.50%以下とした。さらにSnには歪取焼鈍中の鋼板表面の窒化や酸化を抑制する効果もあり、その観点からも添加が望ましい。

本発明が特徴とする複合析出については、B析出物が複合析出しているMnを含む硫化物の個数割合を10%以上と規定した。これは単独かつ微細なB析出物がほとんどない試料における観察結果に基づいたものである。

結晶粒径は打抜き加工性と磁性を両立させるために重要な因子である。打抜き加工に供される鋼板では粒径が30 μm を超えると打抜き加工性が悪化するため、結晶粒径は30 μm 以下とした。また電気製品においては粒径が50 μm に満たないと要求鉄損が満たされないため、一般的に行われている750 $^{\circ}\text{C}$ ×2時間の歪取焼鈍後の結晶粒径

を50 μm 以上と規定した。

MnS、Cu₂S及びその複合硫化物は多すぎると結晶粒成長を阻害する。歪取焼鈍後に50 μm 以上の結晶粒径を得るためには、その分布密度を 3.0×10^5 個/ mm^2 以下にしなければならない。ここに述べる分布密度とは、鏡面研磨後に化学研磨した試料を走査型あるいは透過型の電子顕微鏡によって観察し、Mn,SあるいはCu,S、またはMn,Cu,Sを検出した析出物の計数を観察視野面積(複数の視野を観察した場合はその合計面積)で除したものである。

Ti析出物は硫化物を核に複合析出することで、直径換算で0.1 μm に満たないほど微細であるにもかかわらず無害化が可能となる。歪取焼鈍後に50 μm 以上の結晶粒径が得られ、鉄損良好であったものは、直径相当で0.1 μm 未満のTi析出物の分布密度が 1.0×10^3 個/ mm^2 以下であったことから、これを上限とした。

次に本発明における製造条件の限定理由について述べる。

熱延のスラブ加熱は、MnS、Cu₂S及びその複合硫化物を含む硫化物を核にBNおよび/またはTiNを析出させて無害化するため、二段の連続サイクルにする必要がある。Mnを0.4%以上に高めた本発明の鋼においては、1150°C以上の温度範囲でMnSの析出と成長が顕著になるが、1250°Cを超えると固溶が進んでしまうことから、前段の加熱温度は1150°C以上1250°C以下とした。なおMnSを成長速度は速いため、この温度範囲における滞留時間は5分以上あれば十分である。

次に、TiNおよびBNは1150°C未満の温度でMnS上への複合析出が進むことから後段の加熱温度は1150°C未満とし、かつ圧延性確保等の観点から下限温度を1050°Cとした。なお、後段の加熱温度が1050°C未満ではTiNの析出は進行するものの、硫化物との複合化が不十分であるため熱延途中で単独かつ微細な析出物が増える。後段の加熱時間はTiNおよびBNの析出時間を考慮して15分以上とした。さらに好

ましくは30分以上である。

熱延の仕上圧延の出口温度は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態以下の温度でできる限り800℃以上と高温化した方が高磁束密度となるが、Snの添加量によってその温度は緩和されるので、Snが添加された場合にはその緩和度合いを勘案し、 $T \geq 900 - 1000 \times \text{Sn}[\text{質量}\%]$ と規定した。

実施例 1

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.003%、Si:0.55%、Mn:0.12~0.96%、Sol.Al:0.033%、Ti:0.0008%、N:0.0025%、S:0.0032%、B:0.0017%、Sn:0.02~0.09%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を1230℃まで昇温後に10分保定し、その後1120℃まで降温して30分保定した後、熱延して板厚2.5mmとした。なお仕上圧延の出口温度は855℃であった。この熱延板について酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延後、825℃で10秒の仕上焼鈍を経て、750℃で2時間の歪取焼鈍を施した。こうして得られた試料について結晶粒径と鉄損、磁束密度を測定し、透過型電子顕微鏡によって析出物を観察した。その結果、表5に示す通り、Mnが0.4%以上の試料7~12において、歪取焼鈍後の平均結晶粒径が50 μm 以上で良好な鉄損が得られ、複合析出の個数割合も10%以上であった。さらに $855 \geq 900 - 1000 \times \text{Sn}$ を満たす試料8,9,11,12では約0.02T高い磁束密度が得られた。

表 5

符号	Mn	Sn	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	B50 (T)	複合析出 割合 (%)	備考
	(%)						
1	0.12	0.02	18	5.51	1.71	0	比較例
2		0.05	19	5.48	1.74	0	比較例
3		0.09	21	5.47	1.74	0	比較例
4	0.26	0.02	29	5.01	1.71	5	比較例
5		0.05	30	4.92	1.74	5	比較例
6		0.09	31	4.87	1.74	5	比較例
7	0.43	0.02	55	4.12	1.70	15	発明例
8		0.05	57	4.09	1.73	16	発明例
9		0.09	59	4.08	1.73	15	発明例
10	0.96	0.02	61	3.96	1.70	35	発明例
11		0.05	64	3.92	1.73	42	発明例
12		0.09	65	3.90	1.73	46	発明例

実施例 2

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.003%、Si:1.3%、Mn:0.29~1.08%、Al:0.027%、Ti:0.0013%、N:0.0019%、S:0.0026%、B:0.0024%、Sn:0.07%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を1230℃まで昇温後、直ちに1090℃まで降温して30分保定してから熱延した。この加熱において鋼片が1150℃以上の温度に滞留した時間は15分であり、仕上圧延の出口温度は840℃であった。この他に1230℃あるいは1090℃の一定温度で60分間加熱後、直ちに熱延する試験も行った。こうして得られた熱延板について酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延後、850℃で10秒の仕上焼鈍を経て、750℃で2時間の歪取焼鈍を施した後、結晶粒径と鉄損、磁束密度を測定し、透過型電子顕微鏡によって析出物を観察した。その結果、表6に示す通り、Mnが0.4%以上でかつ、熱延温度を1230→1090℃の二段サイクルとした試料10~12において、歪取焼鈍後の平均結晶粒径が50 μm 以上で良好な鉄損が得られ、複合析出の個数割合も10%以上であった。さらにいずれも $840 \geq 900 - 1000 \times \text{Sn} (=0.07\%)$ を満たしており、高い磁束密

度が得られた。

表 6

符号	熱延加熱温度	Mn (%)	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	B50 (T)	複合析出割合 (%)	備考
1	1090°C	0.29	44	4.11	1.73	5	比較例
2		0.42	40	4.03	1.72	5	比較例
3		0.71	42	4.00	1.72	5	比較例
4		1.08	44	3.96	1.72	5	比較例
5	1230°C	0.29	32	4.66	1.73	0	比較例
6		0.42	30	4.53	1.73	0	比較例
7		0.71	32	4.38	1.73	5	比較例
8		1.08	33	4.34	1.73	5	比較例
9	1230°C→1090°C	0.29	44	4.01	1.72	5	比較例
10		0.42	57	3.39	1.72	20	発明例
11		0.71	59	3.35	1.72	30	発明例
12		1.08	64	3.21	1.72	50	発明例

実施例 3

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.0038%、Si:0.51%、Mn:0.12~0.84%、Sol.Al:0.025%、Ti:0.0008~0.0024%、N:0.0025%、S:0.0035%、B:0.0016%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を1240°Cまで昇温後直ちに1120°Cまで降温して30分保定した後、熱延して板厚2.7mmとした。この加熱において鋼片が1150°C以上の温度に滞留した時間は22分であり、また仕上圧延の出口温度は820°Cであった。この熱延板について酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延後、825°Cで10秒の仕上焼鈍を経て、750°Cで2時間の歪取焼鈍を施し、鋼板の析出物と結晶粒径を観察するとともに鉄損を測定した。

その結果、表7に示す通り、Mnが0.4%以上でかつTiが0.0015%以下であるサンプル7,8,10,11において、歪取焼鈍後の硫化物密度が 3.0×10^5 以下、平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ 以上で良好な鉄損が得られた。これらのサンプルでは直径 $0.2 \sim 0.3 \mu\text{m}$ の球状の硫化物が多く、硫化

物の外周に複数のTi析出物が析出しているものが多数確認された。一方、Mnが0.12,0.25%と低いサンプル1~6では、歪取焼鈍後の硫化物密度が高く、平均結晶粒径も小さくて鉄損が悪かった。これらのサンプルに見られる硫化物は直径 $0.1\mu\text{m}$ 以下と小さく、かつ多数の硫化物において、微細なTi析出物を包含しているのが確認できた。またMnは0.4%以上であるが、Tiが0.0015%を超えているサンプル9,12についても歪取焼鈍後の硫化物密度は高く、平均結晶粒径も小さく鉄損も比較的悪かった。これらのサンプルでは硫化物は直径 $0.05\sim 0.3\mu\text{m}$ 以下の広い範囲にばらついており、Ti析出物との複合形態も硫化物の外周あるいは中心部と様々であった。なお直径 $0.1\mu\text{m}$ に満たないTi析出物の分布密度はいずれのサンプルでも 1.0×10^3 個/ m^2 未満と低かった。

表 7

符号	Mn	Ti	硫化物密度 (個/ mm^2)	Ti析出物密度 (個/ mm^2)	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	備考
	(%)						
1	0.12	0.0006	6.3×10^5	$<1.0\times 10^3$	33	5.11	比較例
2		0.0011	7.7×10^5	$<1.0\times 10^3$	23	5.43	比較例
3		0.0016	8.9×10^5	$<1.0\times 10^3$	22	5.77	比較例
4	0.25	0.0006	3.5×10^5	$<1.0\times 10^3$	36	4.99	比較例
5		0.0011	4.3×10^5	$<1.0\times 10^3$	25	5.21	比較例
6		0.0016	4.9×10^5	$<1.0\times 10^3$	23	5.36	比較例
7	0.48	0.0006	1.3×10^5	$<1.0\times 10^3$	62	4.02	発明例
8		0.0011	1.8×10^5	$<1.0\times 10^3$	60	4.06	発明例
9		0.0016	3.6×10^5	$<1.0\times 10^3$	44	4.62	比較例
10	0.84	0.0006	1.2×10^5	$<1.0\times 10^3$	69	3.89	発明例
11		0.0011	1.5×10^5	$<1.0\times 10^3$	58	4.10	発明例
12		0.0016	3.3×10^5	$<1.0\times 10^3$	46	4.48	比較例

実施例 4

実験室の真空溶解炉にて、質量%で、C:0.0022%、Si:1.2%、Mn:0.31~1.44%、Sol.Al:0.03%、Ti:0.0013%、N:0.0016%、S:0.0031%、B:0.0021%、Sn:0.02%を含有する鋼片を作製した。これらの鋼片を12

20℃まで昇温後、直ちに1070℃まで降温して20分保定してから熱延した。この加熱において鋼片が1150℃以上の温度に滞留した時間は15分であった。この他に1220℃あるいは1070℃の一定温度で45分間加熱後、直ちに熱延する試験も行なった。こうして得られた熱延板について酸洗を経て板厚0.50mmまで冷延後、850℃で5秒の仕上焼鈍を経て、750℃で2時間の歪取焼鈍を施し、鋼板の析出物と結晶粒径を観察するとともに鉄損を測定した。その結果、表8に示す通り、Mnが0.4%以上でかつ熱延の加熱温度を1220→1070℃としたサンプル12~15において、歪取焼鈍後の硫化物密度が 3.0×10^5 以下、平均結晶粒径が50 μm 以上となり、良好な鉄損が得られた。これらのサンプルでは直径0.2~0.3 μm の球状の硫化物が多く、硫化物の外周に複数のTi析出物が析出しているものが多数確認された。その他のサンプルでは、歪取焼鈍後の硫化物密度が高いか、あるいはTi析出物密度が高く、平均結晶粒径も小さくて鉄損が悪かった。

表 8

符号	熱延加熱温度	Mn (%)	硫化物密度 (個/mm ²)	Ti析出物密度 (個/mm ²)	結晶粒径 (μm)	W15/50 (W/kg)	備考
1	1070℃	0.31	4.0×10^5	$<1.0 \times 10^3$	44	4.10	比較例
2		0.45	4.1×10^5	$<1.0 \times 10^3$	40	4.05	比較例
3		0.68	3.7×10^5	$<1.0 \times 10^3$	42	4.07	比較例
4		1.03	3.4×10^5	$<1.0 \times 10^3$	44	4.04	比較例
5		1.44	3.3×10^5	$<1.0 \times 10^3$	41	4.03	比較例
6	1220℃	0.31	4.7×10^5	5.5×10^3	32	4.64	比較例
7		0.45	2.7×10^5	5.7×10^3	30	4.51	比較例
8		0.68	1.8×10^5	6.1×10^3	32	4.45	比較例
9		1.03	1.3×10^5	7.7×10^3	33	4.36	比較例
10		1.44	1.2×10^5	7.2×10^3	34	4.41	比較例
11	1220→1070℃	0.31	3.5×10^5	$<1.0 \times 10^3$	44	4.02	比較例
12		0.45	2.6×10^5	$<1.0 \times 10^3$	57	3.71	発明例
13		0.68	2.2×10^5	$<1.0 \times 10^3$	59	3.65	発明例
14		1.03	1.8×10^5	$<1.0 \times 10^3$	64	3.54	発明例
15		1.44	1.4×10^5	$<1.0 \times 10^3$	67	3.42	発明例

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、Si:1.5%以下、Mn:0.4%以上1.5%以下、Sol.Al:0.01%以上0.04%以下、Ti: 0.0015%以下、N:0.0030%以下、S:0.0010%以上0.0040%以下、BをB/Nで0.5以上1.5以下含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、Mnを含む硫化物のうち個数割合で10%以上がB析出物と複合析出していることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

2. 質量%で、Si:1.5%以下、Mn:0.4%以上1.5%以下、Sol.Al:0.01%以上0.04%以下、Ti: 0.0015%以下、N:0.0030%以下、S:0.0010%以上0.0040%以下、BをB/Nで0.5以上1.5以下含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる鋼板の結晶粒径が $30\ \mu\text{m}$ 以下でかつ、 $750^{\circ}\text{C}\times 2$ 時間の歪取焼鈍後の結晶粒径が $50\ \mu\text{m}$ 以上であることを特徴とする無方向性電磁鋼板。

3. MnS、 Cu_2S 及びその複合硫化物を合計した分布密度が 3.0×10^5 個/ mm^2 以下であることを特徴とする請求項1または2記載の無方向性電磁鋼板。

4. 更に、直径 $0.1\ \mu\text{m}$ に満たないTi析出物の分布密度が 1.0×10^3 個/ mm^2 以下であることを特徴とする請求項1～3のいずれかの項に記載の無方向性電磁鋼板。

5. 更に、Sn、Cu、Niの1種または2種以上を質量%の合計で0.01%以上0.50%以下、および/またはREM、Ca、Mgの1種または2種以上を0.001～0.1%含有することを特徴とする請求項1～4のいずれかの項に記載の無方向性電磁鋼板。

6. 請求項1～5のいずれかの項に記載の鋼板を製造する方法として、製鋼、熱延、酸洗、冷延に引き続いて仕上焼鈍を施すにあたり、熱延のスラブ加熱について、 1150°C 以上 1250°C 以下の範囲で5分以上滞留させ、それに連続して 1050°C 以上 1150°C 未満の範囲で15

分以上滞留後、直ちに熱延することを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

7. 請求項1～6のいずれかの項に記載の鋼板を製造する方法として、製鋼、熱延、酸洗、冷延に引き続いて仕上焼鈍を施すにあたり、熱延の仕上圧延の出口温度を800℃以上とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

8. 前記熱延の仕上出口温度 $T(^{\circ}\text{C})$ をSnを含有する鋼板においては $T \geq 900 - 1000 \times \text{Sn}[\text{質量}\%]$ とすることを特徴とする請求項6に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/007653

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/14, 38/16, C21D8/12, 9/46, H01F1/16

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)

Int.Cl.⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/12, 9/46, H01F1/16-1/18

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI (DIALOG)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2003-64456 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 05 March, 2003 (05.03.03), (Family: none)	1-8
A	JP 10-88298 A (NKK Corp.), 07 April, 1998 (07.04.98) (Family: none)	1-8
A	JP 5-140649 A (Nippon Steel Corp.), 08 June, 1993 (08.06.93), (Family: none)	1-8
A	JP 3-87313 A (Kawasaki Steel Corp.), 12 April, 1991 (12.04.91), (Family: none)	1-8



Further documents are listed in the continuation of Box C.



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

14 July, 2005 (14.07.05)

Date of mailing of the international search report

02 August, 2005 (02.08.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/14, 38/16, C21D8/12, 9/46, H01F1/16

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.Cl.⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/12, 9/46, H01F1/16-1/18

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	1971-2005年
日本国実用新案登録公報	1996-2005年
日本国登録実用新案公報	1994-2005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 (DIALOG)

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
A	JP 2003-64456 A (住友金属工業株式会社) 2003.03.05 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 10-88298 A (日本鋼管株式会社) 1998.04.07 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 5-140649 A (新日本製鐵株式会社) 1993.06.08 (ファミリーなし)	1-8

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

14.07.2005

国際調査報告の発送日

02.8.2005

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 3-87313 A (川崎製鉄株式会社) 1991.04.12 (ファミリーなし)	1-8