

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2023年5月11日(11.05.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/079836 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 8/12 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) H01F 1/147 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2022/034142

(22) 国際出願日: 2022年9月13日(13.09.2022)

(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 2021-179432 2021年11月2日(02.11.2021) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 大久保 智幸(OKUBO Tomoyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 山田 邦(YAMADA Kuni); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 田

中 孝明(TANAKA Takaaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 下山 祐介(SHIMOYAMA Yusuke); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 弁理士法人銀座マロニエ特許事務所(GINZA MARONIE P.C.); 〒1040061 東京都中央区銀座2丁目8番9号木挽館銀座ビル Tokyo (JP).

(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, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD,

(54) Title: NON-ORIENTED ELECTROMAGNETIC STEEL PLATE AND MANUFACTURING METHOD THERE-OF

(54) 発明の名称: 無方向性電磁鋼板とその製造方法

(57) Abstract: In the present invention, when manufacturing a non-oriented electromagnetic steel plate by hot rolling a steel material containing C, Si, Mn, and Al in prescribed amounts, performing hot-rolled plate annealing, cold rolling, and cold-rolled plate annealing, the steel sheet prior to the final cold rolling is cooled to 90 ° C or less and then aged at a temperature of 100-300 ° C, a first rolling pass of the final cold rolling is performed using a work roll having a surface roughness Ra of 0.05-3.0 μm at a biting temperature of 70 ° C or less, and the cold-rolled annealing is performed at 700-950 ° C. Due to the foregoing, D1 to D3 satisfy a prescribed condition when the average crystal grain size of omnidirectional particles measured by electron backscatter diffraction is noted as D1, the average crystal grain size of { 411 } <148> direction particles is noted as D2, and the average crystal grain size of { 211 } <011> direction particles is noted as D3. As a result of this configuration, provided is a non-oriented electromagnetic steel plate that serves as the source material for both a rotor core material which is excellent in fatigue properties and a stator core material which is excellent in magnetic properties after core annealing.

(57) 要約: C、Si、Mn、Alを所定量含有する鋼素材を熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、冷延板焼鈍して無方向性電磁鋼板を製造する際、最終冷間圧延前の鋼板を90℃以下に冷却した後、100～300℃の温度で時効し、上記最終冷間圧延の1パス目の圧延を表面粗さRaが0.05～3.0μmのワークロールを用いて70℃以下の噛込温度で行い、上記冷延板焼鈍を700～950℃で行うことで、電子線後方散乱回折で測定した全方位粒の平均結晶粒径をD1、{411}<148>方位粒の平均結晶粒径をD2、{211}<011>方位粒の平均結晶粒径をD3としたとき、上記D1～D3が所定の条件を満たすようにすることで、疲労特性に優れるロータコア材と、コア焼鈍後の磁気特性に優れるステータコア材を同一素材から採取することができる無方向性電磁鋼板を得る。

SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT,
TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

- (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, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (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, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告(条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： 無方向性電磁鋼板とその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、モータコアに用いて好適な無方向性電磁鋼板とその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、電気機器に対する省エネルギー化への要求の高まりにともない、回転機の鉄心に使用される無方向性電磁鋼板に対しては、より優れた磁気特性が要求されるようになってきている。また、最近では、HEV（ハイブリッド車）やEV（電気自動車）の駆動用モータに対する小型化・高出力化の要求に応えるため、駆動周波数を高めてモータの回転数を高速化することが行われている。

[0003] 上記駆動用モータのコアは、通常、ステータコアとロータコアから構成されているが、回転するロータコアには、回転数の上昇に伴い、より大きな遠心力が働くようになる。また、ロータコアには、構造上、ロータコアブリッジ部と呼ばれる非常に狭い部分（幅：1～2mm）が存在し、該部分は、モータの駆動中には特に高い応力状態となる。さらに、モータは、回転と停止を繰り返すため、ロータコアには、遠心力による繰り返し応力が働く。そのため、ロータコアに用いられる電磁鋼板には、高強度かつ高疲労強度という優れた強度特性を有することが必要とされている。

[0004] 一方、ステータコアに用いられる電磁鋼板は、モータの小型化・高出力化を達成するためには、高磁束密度・低鉄損であることが望ましい。すなわち、モータコアに使用される電磁鋼板の特性としては、ロータコア用には強度特性（引張強さ、疲労特性）に優れることが、ステータコア用には磁気特性（磁束密度、鉄損特性）に優れることが求められる。

[0005] このように、同じモータコアであっても、ロータコアとステータコアでは、電磁鋼板に要求される特性が大きく異なる。上記ロータコアとステータコ

アは、コア断面の形に加工したロータコア材とステータコア材を積層して組み立てるのが一般的である。したがって、モータコアを製造する側（ユーザー）の観点からは、材料歩留りや生産性を高めるため、ロータコア材とステータコア材を同一の素材鋼板から同時に採取できることが望ましい。

[0006] 強度特性と磁気特性の両方に優れるモータコア用の無方向性電磁鋼板については、多くの製造技術が提案されている。例えば、特許文献1には、ステータコアに求められる磁気特性を確保しつつ、ロータコアに求められる機械特性を確保するため、鋼板のS i含有量を高めるとともに、N iやC u等の強化元素を添加する技術が開示されている。また、特許文献2には、冷間圧延後の鋼板を仕上焼鈍（本発明では「冷延板焼鈍」と称する）して細粒組織を有する高強度の無方向性電磁鋼板を製造し、該鋼板から打抜加工でロータコア材とステータコア材を採取し、積層してロータコアとステータコアを組み立てた後、ステータコアのみに歪取焼鈍（本発明では「コア焼鈍」と称する）を施すことで、高強度のロータコアと低鉄損のステータコアを同一素材から製造する技術が開示されている。また、特許文献3には、細粒組織を有する高強度の無方向性電磁鋼板を製造し、ロータコア材およびステータコア材を採取し、積層してロータコアおよびステータコアを組み立てた後、ステータコアに対して600℃から均熱温度までの昇温速度を8℃/minとするコア焼鈍を施すことで、高強度のロータコアと低鉄損かつ高磁束密度のステータコアを同一素材から製造する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開2008-50686号公報

特許文献2：特開2004-315956号公報

特許文献3：国際公開第2018/147044号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、発明者らの調査結果によると、上記特許文献 1 ～ 3 に開示された技術では、製造性を低下させることなく、近年の E V / H E V 等のモータコアの素材鋼板に求められる強度特性や磁気特性を満たすことが難しくなっている。具体的には、特許文献 1 に開示されるような S i や N i 、 C u 等の添加量を増大させる技術では、冷間圧延での破断を招き、製造性を著しく低下させる。また、N i や C u は高価な元素であり、製造コストの上昇を招く。また、特許文献 2 に開示の技術では、冷延板焼鈍後に降伏応力が高い無方向性電磁鋼板を得ることができる。しかし、もう一つの重要な特性である疲労強度が必ずしも向上するとは限らないことや、コア焼鈍後の鉄損は改善するが、磁束密度が大きく低下することがある等の問題がある。また、特許文献 3 に開示の技術では、コア焼鈍では、ステータコアの磁束密度低下を抑制できる。しかし、昇温速度が高いがために、焼鈍炉内の温度やステータコア内の温度のばらつきに起因して、ステータコア内の磁気特性のばらつきが増大し、ユーザでの製造歩留まりが低下するという問題があることが明らかとなった。

[0009] 本発明は、従来技術が抱える上記の問題点に鑑みてなされたものであり、その目的は、製造コストの増大およびユーザでのモータコアの製造歩留まりの低下を抑制することができる、優れた強度特性（特に疲労特性）を有するロータコア材と、コア焼鈍を施した後に優れた磁気特性を有するステータコア材とを、同一素材から採取することができる無方向性電磁鋼板を提供するとともに、その有利な製造方法を提案することにある。

課題を解決するための手段

[0010] 発明者らは、上記の課題を解決するため、無方向性電磁鋼板のコア焼鈍（歪取焼鈍）における粒成長挙動に及ぼす各種要因の影響について鋭意研究を重ねた。その結果、最終冷間圧延の前に適正な熱処理を施し、かつ、最終冷間圧延における 1 パス目の圧延条件を適正化し、その後、適正な冷延板焼鈍を施すことで、結晶粒を細粒化するとともに特定の方位を有する結晶組織を成長させることが可能となる。その結果、高い疲労強度を有するとともに、

その後のコア焼鈍（歪取焼鈍）における磁束密度の低下が小さい無方向性電磁鋼板が得られることを見出し、本発明を開発するに至った。

[0011] 上記知見に基づく本発明は、C : 0.0005~0.0050 mass%、Si : 1.0~5.0 mass%、Mn : 0.05~5.0 mass%、P : 0~0.1 mass%、S : 0~0.010 mass%、Al : 0.005~3.0 mass%およびN : 0~0.010 mass%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成を有し、電子線後方散乱回折で測定した全方位の結晶粒の平均結晶粒径をD1、{411} <148>方位を有する結晶粒の平均結晶粒径をD2、{211} <011>方位を有する結晶粒の平均結晶粒径をD3としたとき、上記D1が75 μm以下で、かつ、上記D1~D3が下記(1)式および(2)式；

$$D2/D1 \geq 1.02 \quad \dots (1)$$

$$D3/D1 \geq 0.60 \quad \dots (2)$$

を満たすことを特徴とする無方向性電磁鋼板である。

[0012] 本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、下記A~E群；

・ A群；Cr : 0.01~5.0 mass%

・ B群；Ca : 0.001~0.01 mass%、Mg : 0.0001~0.01 mass%およびREM : 0.001~0.05 mass%のうちの少なくとも1種

・ C群；Sn : 0.001~0.2 mass%およびSb : 0.001~0.2 mass%のうちの少なくとも1種

・ D群；Ni : 0.01~3.0 mass%

・ E群；Cu : 0.01~0.5 mass%、Nb : 0.0010~0.05 mass%、Ti : 0.0010~0.05 mass%およびV : 0.0010~0.20 mass%のうちの少なくとも1種

のうちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする。

[0013] また、本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、下記

FおよびG群；

・ F群；Ta：0.0001～0.01mass%、B：0.0001～0.005mass%、Ga：0.0001～0.01mass%、Pb：0.0001～0.005mass%、Zn：0.001～0.01mass%、Mo：0.001～0.05mass%およびW：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種

・ G群；Ge：0.001～0.05mass%、As：0.001～0.05mass%およびCo：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種

のうちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする。

[0014] また、本発明は、C：0.0005～0.0050mass%、Si：1.0～5.0mass%、Mn：0.05～5.0mass%、P：0～0.01mass%、S：0～0.010mass%、Al：0.005～3.0mass%およびN：0～0.010mass%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延し、熱延板焼鈍を施した後、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延をして最終板厚の冷延板とし、冷延板焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、上記最終板厚とする冷間圧延前の鋼板に、90℃以下に冷却し、100～300℃の温度で時効した後、再度冷却する熱処理を施し、上記最終板厚とする冷間圧延の1パス目の圧延を、表面粗さRaが0.05～3.0μmのワークロールを用いて、70℃以下の噛込温度で行い、上記冷延板焼鈍の均熱温度を、700～950℃の範囲とすることを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法を提案する。

[0015] また、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法に用いる上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、下記A～E群；

・ A群；Cr：0.01～5.0mass%

・ B群；Ca：0.001～0.01mass%、Mg：0.0001～0.01mass%およびREM：0.001～0.05mass%のうち

の少なくとも1種

・C群；Sn：0.001～0.2mass%およびSb：0.001～0.2mass%のうちの少なくとも1種

・D群；Ni：0.01～3.0mass%

・E群；Cu：0.01～0.5mass%、Nb：0.0010～0.05mass%、Ti：0.0010～0.05mass%およびV：0.0010～0.20mass%のうちの少なくとも1種

のうちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする。

[0016] また、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法に用いる上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、下記FおよびG群；

・F群；Ta：0.0001～0.01mass%、B：0.0001～0.005mass%、Ga：0.0001～0.01mass%、Pb：0.0001～0.005mass%、Zn：0.001～0.01mass%、Mo：0.001～0.05mass%およびW：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種

・G群；Ge：0.001～0.05mass%、As：0.001～0.05mass%およびCo：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種

うちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、優れた疲労特性と、優れたコア焼鈍後の磁気特性、特に優れた磁束密度とを兼備する無方向性電磁鋼板を安定して提供することができる。その結果、ユーザでの材料歩留まりの向上と生産性の向上に寄与するのみならず、高速回転モータの特性向上にも大いに寄与する。

発明を実施するための形態

[0018] まず、本発明は、冷延板焼鈍（仕上焼鈍）後に高い疲労強度を有するとともに、その後のコア焼鈍（歪取焼鈍）における磁束密度の劣化が小さい無方向性電磁鋼板の開発を目的としている。具体的には、冷延板焼鈍後の疲労強

度が470MPa以上で、コア焼鈍による磁束密度の劣化代 ΔB_{50} が0.04T以下の無方向性電磁鋼板の開発を目的としている。

[0019] ここで、上記疲労強度470MPaは、EV/HEV駆動用モータのロータコア材が高速回転で生じる遠心力に抗するために必要とされる最小限の疲労強度の値である。なお、上記疲労強度は、圧延方向を長手方向とする引張疲労試験片（JIS Z 2275：1978に準拠した1号試験片、b：15mm、R：100mm）を、引張り－引張り（片振り）、応力比（＝最小応力／最大応力）：0.1および周波数：20Hzの条件で疲労試験を実施したときに、繰返し数 10^7 回において疲労破断を起こさない最大応力のことをいう。また、上記コア焼鈍による磁束密度の劣化代 ΔB_{50} とは、コア焼鈍前の磁束密度 B_{50} とコア焼鈍後の磁束密度 B_{50} との差（＝コア焼鈍前の磁束密度 B_{50} －コア焼鈍後の磁束密度 B_{50} ）のことをいう。

[0020] 次に、上記特性を有する本発明の無方向性電磁鋼板が有すべき成分組成について説明する。

C：0.0005～0.0050mass%

Cは、コア焼鈍時に粒界上に炭化物として析出し、コア焼鈍後の鉄損を増大させる有害元素である。この鉄損特性の劣化を防止するためには、鋼板中に含まれるCを0.0050mass%以下に制限する必要がある。一方、本発明は、後述するように、冷間圧延前の鋼板に熱処理を施して固溶Cを粒界に偏析させることで、冷延板焼鈍における圧延組織の再結晶挙動を制御し、特定方位を有する結晶粒の冷延板焼鈍後の平均粒径を制御する技術である。しかし、C含有量が0.0005mass%未満では上記効果が十分に得られない。よって、C含有量は0.0005～0.0050mass%の範囲とする。好ましいC含有量は0.0020～0.0040mass%の範囲である。

[0021] Si：1.0～5.0mass%

Siは、鋼の固有抵抗を高め、鉄損を低減するのに必須の元素である。また、固溶強化によって鋼の強度を高める元素でもある。上記効果を得るため

、本発明では、Siを1.0mass%以上添加する。一方、Siが5.0mass%を超えると、靱性が低下し、製造性を害するようになるため、上限は5.0mass%とする。好ましいSi含有量は2.5～4.5mass%の範囲である。

[0022] Mn : 0.05～5.0mass%

Mnは、Siと同様、鋼の固有抵抗と強度を高めるのに有用な元素である。また、熱間加工性を改善する元素でもある。これらの効果を得るため、Mnは0.05mass%以上添加する。一方、5.0mass%を超えるMnの添加は、MnCの析出を促進し、磁気特性を劣化させる虞があるので、上限は5.0mass%とする。好ましいMn含有量は0.10～3.0mass%の範囲である。

[0023] P : 0～0.1mass%

Pは、鋼の強度（硬さ）調整に用いられる有用な元素である。しかし、0.1mass%を超える添加は、靱性を低下し、加工時に割れが生じて製造性を害するようになるため、上限は0.1mass%とする。なお、下限は特に規定しないが、過度のPの低減は、製造コストの上昇を招くことから、0.001mass%程度とするのが好ましい。より好ましいPの含有量は0.005～0.08mass%の範囲である。

[0024] S : 0～0.010mass%

Sは、微細硫化物を形成して析出し、鉄損特性に悪影響を及ぼす有害元素である。特に0.010mass%を超えると、その悪影響が顕著になるため、0.010mass%以下に制限する。好ましいSの含有量は0.005mass%以下である。

[0025] Al : 0.005～3.0mass%

Alは、Siと同様、鋼の固有抵抗を高め、鉄損を低減する有用な元素である。この効果を得るためには、Alを0.005mass%以上添加することが必要である。一方、3.0mass%を超える添加は、冷延板焼鈍およびコア焼鈍での鋼板表面の窒化を促進し、磁気特性を劣化させる虞がある

ので、上限は3.0mass%とする。好ましいAlの含有量は0.010～2.0mass%の範囲である。

[0026] N : 0～0.010mass%

Nは、冷延板焼鈍およびコア焼鈍時に微細な窒化物を形成して析出し、鉄損特性に悪影響を及ぼす有害元素である。特に0.010mass%を超えると、その悪影響が顕著になるため、上限は0.010mass%とする。好ましいN含有量は0.0030mass%以下である。

[0027] 本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分に加えてさらに、要求される特性に応じて以下の成分を含有することができる。

Cr : 0.01～5.0mass%

Crは、鋼の比抵抗を高め、鉄損を低減する効果がある。この効果を得るためには、Crは0.01mass%以上添加するのが好ましい。一方、5.0mass%を超えると、飽和磁束密度の低下によって磁束密度が低下するようになる。よって、Crを添加する場合は0.01～5.0mass%の範囲で添加するのが好ましい。

[0028] Ca : 0.001～0.01mass%、Mg : 0.0001～0.01mass%およびREM : 0.001～0.05mass%うちの少なくとも1種

Ca、MgおよびREMは、いずれも鋼中のSを硫化物として固定し、鉄損を低減する効果を有する元素である。上記の効果を得るためには、Ca、MgおよびREMをそれぞれ0.001mass%、0.0001mass%および0.001mass%以上添加するのが好ましい。一方、Ca、MgおよびREMをそれぞれ0.01mass%、0.01mass%および0.05mass%を超えて添加すると、上記効果が飽和し、却って原料コストが増大するようになる。そのため、Ca、MgおよびREMは、それぞれ0.01mass%、0.01mass%および0.05mass%を上限として添加するのが好ましい。

[0029] Sn : 0.001～0.2mass%およびSb : 0.001～0.2ma

s s %以下のうちの少なくとも1種

S nおよびS bは、冷延板焼鈍後の集合組織を改善し、磁束密度を高める効果を有する元素である。この効果を得るためには、それぞれ0.001mass %以上添加するのが好ましい。一方、0.2mass %を超えると、上記効果は飽和し、また、過度の表面偏析により絶縁被膜の形成不良を招くようになるため、上限はいずれも0.2mass %とするのが好ましい。

[0030] N i : 0.01 ~ 3.0mass %

N iは、磁性元素、すなわち、常温で強磁性を示す元素であり、積極的に添加することで、磁束密度を高める効果がある。上記効果を得るためには、0.01mass %以上添加するのが好ましい。一方、N i含有量が3.0mass %を超えると、原料コストが増大するため、上限は3.0mass %程度とするのが好ましい。

[0031] C u : 0.01 ~ 0.5mass %、N b : 0.0010 ~ 0.05mass %、T i : 0.0010 ~ 0.05mass %およびV : 0.0010 ~ 0.20mass %のうちの少なくとも1種

C u、N b、T iおよびVは、単独または炭化物、窒化物、炭窒化物の形態で微細析出して鋼板の引張強さや疲労強度を高める効果を有する元素である。上記効果を得るためには、C uは0.01mass %以上、N b、T iおよびVはそれぞれ0.0010mass %以上添加するのが好ましい。一方、C uは0.5mass %を超え、N bおよびT iは0.05mass %を超え、Vは0.20mass %を超え添加すると、コア焼鈍時の粒成長を阻害し、コア焼鈍後の鉄損を増大させる虞がある。そのため、C u、N b、T iおよびVの上限は、それぞれC u : 0.5mass %、T iおよびN b : 0.05mass %、V : 0.20mass %とするのが好ましい

[0032] T a : 0.0001 ~ 0.01mass %、B : 0.0001 ~ 0.005mass %、G a : 0.0001 ~ 0.01mass %、P b : 0.0001 ~ 0.005mass %、Z n : 0.001 ~ 0.01mass %、M o : 0.001 ~ 0.05mass %およびW : 0.001 ~ 0.05mass %

s %のうちの少なくとも1種

上記元素は、単独の析出物または他の元素と微細析出物・介在物を形成して鋼板の引張強さや疲労強度を高める効果を有する元素である。上記効果を得るためには、Ta、B、GaおよびPbはそれぞれ0.0001mass %以上、Zn、MoおよびWはそれぞれ0.001mass %以上添加するのが好ましい。一方、過剰に添加し過ぎると、コア焼鈍時の粒成長を阻害し、コア焼鈍後の鉄損を増大させるため、上記上限値以下に制限するのが好ましい。より好ましくは、Ta : 0.0002~0.002mass %、B : 0.0002~0.002mass %、Ga : 0.0002~0.005mass %、Pb : 0.0002~0.002mass %、Zn : 0.002~0.005mass %、Mo : 0.002~0.03mass %およびW : 0.002~0.03mass %の範囲である。

[0033] Ge : 0.001~0.05mass %、As : 0.001~0.05mass %およびCo : 0.001~0.05mass %のうちの少なくとも1種

上記元素は、磁束密度を向上し、鉄損を低減する効果があるので、適宜、添加することができる。上記の効果を得るためにはそれぞれ0.001mass %以上添加するのが好ましい。しかし、0.05mass %を超えて添加しても、上記効果が飽和するため、上限は、それぞれ0.05mass %とするのが好ましい。より好ましくは、それぞれ0.002~0.03mass %の範囲である。

[0034] 本発明の無方向性電磁鋼板は、上記成分以外の残部は、実質的にFeおよび不可避免的不純物である。なお、上記各成分の含有量の分析は、公知の分析方法、例えば、誘導結合プラズマ質量分析法等を用いて行えばよく、特に制限はない。

[0035] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板の組織について説明する。

平均結晶粒径D₁ : 75 μm以下

鋼板の疲労強度は、結晶粒径を微細化することで向上する。そこで、本発

明の無方向性電磁鋼板は、冷延板焼鈍後の鋼板に必要な疲労強度 470 MPa 以上を付与するため、鋼板全体、すなわち、全方位の結晶粒の平均結晶粒径が $75\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることを必要条件とする。なお、本発明では上記全方位粒の平均結晶粒径を $D1$ と表記する。

[0036] しかし、本発明の無方向性電磁鋼板が、冷延板焼鈍後の疲労強度 470 MPa 以上を確実に達成するためには、上記平均結晶粒径 $D1$ が $75\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることだけでは不十分である。後述するように、上記に加えてさらに、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位の平均結晶粒径 $D3$ を $D1$ との関係において適正化する必要がある。

[0037] また、上記平均結晶粒径 $D1$ を $75\text{ }\mu\text{m}$ 以下とするためには、後述する冷間圧延後の再結晶焼鈍（冷延板焼鈍）の均熱温度を所定の範囲に制御することが必要である。

[0038] $D2/D1 \geq 1.02$

次に、本発明の無方向性電磁鋼板は、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の平均結晶粒径を $D2$ としたとき、上記 $D2$ が前述した全方位粒の平均結晶粒径 $D1$ よりも大きく、下記（１）式；

$$D2/D1 \geq 1.02 \quad \cdots (1)$$

を満たしていることが必要である。この関係式を満たすことで、コア焼鈍によるステータコア材の磁束密度の劣化代 ΔB_{50} を 0.04 T 以下に抑制することができる。

[0039] そのメカニズムは、現時点ではまだ十分に解明されていないが、以下のようになっている。 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒は、磁気特性に有利な結晶方位を有することが知られている。コア焼鈍時に、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径 $D2$ が平均結晶粒径 $D1$ より粗大であると、サイズ効果により $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒がマトリックスの小さな結晶粒を蚕食して面積比率が増大する。その結果、コア焼鈍による磁束密度の低下が抑制される。

[0040] なお、上記（１）式を満たす $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径

D 2を得るためには、後述する最終冷間圧延前の一連の熱処理（冷却、時効処理）と、最終冷間圧延における1パス目の圧延条件（噛込温度、ワークロールの表面粗さR a）を適正化することが必要である。

[0041] $D 3 / D 1 \geq 0.60$

次に、本発明の無方向性電磁鋼板は、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒の平均結晶粒径をD 3としたとき、上記D 3は、先述した全方位粒の平均結晶粒径D 1に対して、下記（2）式；

$$D 3 / D 1 \geq 0.60 \quad \cdots (2)$$

を満たしていることが必要である。上記（2）式を満たすことで、疲労強度を高めることができる。特に、先述した全方位粒の平均結晶粒径D 1が75 μm 以下で、かつ、上記（2）式を満たした場合には、EV／HEV駆動用モータのロータコア材に必要とされる470MP a以上の疲労強度を安定して得ることができる。

[0042] 上記（2）式を満たすことで疲労強度が向上する理由について、現時点ではまだ十分に明らかとなっていないが、以下のように考えている。 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒は、圧延方向に扁平な形状を有する場合が多い。 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒径が微細であると、上記方位粒と隣接する結晶粒との間の粒界が増加し、鋼中の介在物などから発生した亀裂の伝播が助長されるためと推定している。

[0043] なお、上記（2）式を満たす $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径D 3を得るためには、後述する最終冷間圧延前の一連の熱処理（冷却、時効処理）と、最終冷間圧延における1パス目の圧延条件（噛込温度、ワークロールの表面粗さR a）を適正化することが必要である。

[0044] ここで、上記した平均結晶粒径D 1－D 3の測定方法について説明する。

組織観察用の試験片の圧延方向に垂直な断面（いわゆるC断面）を観察面とし、この観察面をコロイダルシリカで研磨し、鏡面化した後、電子線後方散乱回折（EBSD）で観察面のミクロ組織構造を測定する。測定条件は、ステップサイズ：0.1 μm とし、測定領域は10mm²以上、もしくは後述

する結晶粒が5000個以上を観察できる領域とする。

次いで、上記測定結果に対して、解析ソフト：OIM Analysis 8.5を用いて、CI値 >0.1 の測定点のみを解析し、解析ソフトのGrain Dilution機能（Grain Tolerance Angle:10°、Minimum Grain Size:2）、Grain CI Standardization機能（Grain Tolerance Angle:10°、Minimum Grain Size:2）、および、Single (Average) Orientation per Grain機能（Grain Tolerance Angle:10°）の条件でクリーンアップ処理を順に1回ずつ実施した後、局所方位データの解析を行ない、平均結晶粒径D1-D3を求める。

具体的には、冷延焼鈍板の全方位粒の平均結晶粒径D1は、結晶粒界をGrain Tolerance Angleを10°として定義した上で、Grain Size (diameter) のArea Averageを求める。

また、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径D2は、CI値 >0.1 かつCrystal Orientation機能を用いて、(114) [4-81]、(141) [-814]、(141) [-4-18] および(411) [-1-48] の4種の結晶方位のうち、Toleranceが15°未満の方位差を有する結晶粒のみを解析する。次いで、結晶粒界をGrain Tolerance Angleを10°として定義した上で、Grain Size (diameter) のArea Averageを求める。なお、上記4種の結晶方位は、母相であるフェライトがCubic対称性がある場合には、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位が満たす結晶学的に等価な結晶方位（バリエーション）である。

また、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径D3は、上記と同様、Crystal Orientation機能を用いて、(211) [01-1] および(211) [0-11] の2種の結晶方位のうち、Toleranceが15°未満の方位差を有する結晶粒のみを解析して求める。

[0045] 次に、本発明の無方向性電磁鋼板の製造方法について説明する。

本発明の無方向性電磁鋼板は、上記した成分組成を有する鋼素材（スラブ）を製造した後、上記スラブを熱間圧延して熱延板とする。次いで、上記熱

延板に熱延板焼鈍を施した後、酸洗し、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延をして最終板厚（製品板厚）の冷延板とし、該冷延板に冷延板焼鈍を施すことにより製造する。以下、具体的に説明する。

[0046] 鋼素材

本発明の無方向性電磁鋼板の製造に用いる鋼素材（スラブ）は、転炉や電気炉、あるいはさらに真空脱ガス設備等を用いる従来公知の精錬プロセスを用いて前述した本発明に適合する成分組成に調整した鋼を溶製した後、スラブを製造する。なお、スラブを製造する方法は、連続鑄造法や造塊一分塊圧延法、薄スラブ連続鑄造法等、いずれの方法を用いてもよい。

[0047] 熱間圧延

次いで、上記スラブは、所定の温度に加熱した後、熱間圧延して所定の板厚の熱延板とする。この熱間圧延の条件は特に限定しないが、例えば、スラブの加熱温度は1050～1230℃、熱間圧延の仕上圧延終了温度は800～950℃、熱間圧延後の平均冷却速度は20～100℃/s、コイル巻取温度は400～700℃の範囲とするのが好ましい。

[0048] 熱延板焼鈍

次いで、上記熱間圧延した熱延板は、圧延組織を完全に再結晶させて組織を均質化するため、熱延板焼鈍を施す。熱延板焼鈍の条件は特に規定しないが、均熱温度は800～1100℃、均熱時間は3～100sの範囲とするのが好ましい。

[0049] 酸洗

次いで、上記熱延板焼鈍後の鋼板は、酸洗して脱スケールする。酸洗条件は、冷間圧延を施すことができる程度に脱スケールできればよく、例えば塩酸または硫酸等を用いた常法の酸洗を適用することができる。なお、この酸洗は、上記熱延板焼鈍ライン内において焼鈍後に実施してもよいし、別のラインで実施してもよい。

[0050] 冷間圧延

次いで、脱スケールした熱延板は、冷間圧延して最終板厚（製品板厚）の

冷延板とする。この冷間圧延は、1回の冷間圧延で最終板厚としてもよいし、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延で最終板厚としてもよい。この際、最終板厚とする冷間圧延（最終冷間圧延）の圧下率は80%以上とすることが好ましい。この圧下率を80%以上とすることで、冷延板焼鈍後の集合組織の先鋭性を高め、磁気特性を向上することができる。なお、圧下率の上限は特に規制しないが、98%を超えると圧延負荷が顕著に増加するので、98%程度とするのが好ましい。

[0051] 最終冷間圧延前の熱処理

ここで、本発明においては、上記最終冷間圧延を行う前の鋼板に、所定の熱処理を施す、具体的には、鋼板を90℃以下に冷却した後、100～300℃の温度に加熱して時効処理し、再度冷却する熱処理を施すことが重要である。

[0052] 最終冷間圧延前の鋼板は、1回の冷間圧延で最終板厚とする場合は、熱延板焼鈍後の鋼板、中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延で最終板厚とする場合は、最終冷間圧延直前の中間焼鈍後の鋼板である。上記熱延板焼鈍や中間焼鈍は、通常、連続焼鈍により施されるため、高温から急速に冷却される。そのため、鋼板中には多量の固溶Cが過飽和の状態で存在していると考えられる。本発明では、最終冷間圧延前の鋼板に、上記した時効処理を施して、固溶Cを粒界に偏析させることで、粒界の強化を図るとともに、 $\{411\} <148>$ 方粒と $\{211\} <011>$ 方位を有する結晶粒の粒径を適正範囲に制御する。粒界が十分に固溶強化されると、冷間圧延時に結晶粒界での転位運動が抑制され、冷延板に導入される歪量が増大する。しかし、固溶Cの粒界偏析が不十分であると、冷延板に導入される歪量が低下し、 $\{211\} <011>$ 方位粒に隣接する結晶粒に導入されている歪量も低下するため $\{211\} <011>$ 方位粒の再結晶が抑制される。さらに、 $\{411\} <148>$ 方位粒は、冷延板焼鈍過程で $\{211\} <011>$ 方位粒が $<211>$ 軸回転することで形成されるが、 $\{211\} <011>$ 方位粒が十分に形成されない場合、 $\{411\} <148>$ 方位粒の形成も困難となる。したが

って、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒および $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒の粒径制御が困難となる。

[0053] そこで、本発明では、最終冷間圧延前の鋼板を 90°C 以下に冷却して、固溶Cの過飽和度をより高めて、粒界に偏析する駆動力を増大させる。なお、鋼板を冷却する温度の下限は特に設定しないが、 0°C 未満になると材料が脆化し、製造性に悪影響を及ぼすようになることから、 0°C 以上とするのが好ましい。なお、最終冷間圧延直前の焼鈍で急速冷却して鋼板温度を 90°C 以下に冷却している場合は、既に固溶Cが過飽和状態にあるので、さらに、鋼板を冷却する必要はない。

[0054] なお、上記鋼板の冷却方法は、例えば、空冷やガス冷却、水冷等、公知の技術を用いることができる。また、上記鋼板温度は、例えば放射温度計で測定すればよく、特に規定しない。

[0055] 次に、 90°C 以下に冷却して固溶Cの過飽和度を高めた鋼板は、最終冷間圧延の前に $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱して過飽和の固溶Cを粒界に偏析させる時効処理を施す。この時効処理によって、粒界に偏析した固溶Cが粒界を固溶強化するとともに、最終冷間圧延において歪が蓄積し難い $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒の再結晶を促進し、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒の粒径を制御することができる。また、後述する冷延板焼鈍工程における再結晶中の結晶回転で、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の制御にも寄与することができる。

[0056] 上記時効処理温度が 100°C より低いと、固溶Cの拡散が減少し、上記効果が十分に得られない。一方、 300°C を超えると、固溶Cが微細炭化物を形成して析出し、粒界に偏析する固溶Cが減少するので、上記の粒界強化効果や粒径制御効果が得られなくなる。上記効果をさらに高める観点から好ましい時効処理温度は $150\sim 250^{\circ}\text{C}$ の範囲である。また、上記時効処理時間（均熱時間）は 10 s 以上 20 min 以下の範囲とするのが好ましい。上記時効処理の加熱方法は、特に規定しない。例えば、エアバス、オイルバス、サンドバスといった熱浴や、誘導加熱、ラジアントチューブ等を用いた輻

射加熱等の公知の方法を用いることができる。

[0057] その後、上記時効処理後の鋼板は冷却するが、時効処理を施した直後に最終冷間圧延を行う場合は、上記の冷却温度が後述する最終冷間圧延 1 パス目の嚙込温度になるため、上記冷却の終了温度は 70℃以下とするのが好ましい。

[0058] 最終冷間圧延

上記した一連の熱処理（冷却、時効処理）を施した鋼板は、最終冷間圧延して最終板厚（製品板厚）の冷延板とする。この際、本発明においては、上記最終冷間圧延の 1 パス目を、表面粗さ R_a が 0.05～3.0 μm のワークロールを用い、かつ、嚙込温度を 70℃以下として圧延することが重要である。以下、具体的に説明する。

[0059] 最終冷間圧延の 1 パス目の嚙込温度（1 パス目に嚙み込ませるときの鋼板温度）を 70℃以下とする理由は、嚙込温度が 70℃を超えると、冷間圧延時における $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の核形成が過多となる。その結果、冷延板焼鈍後の $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒が微細化して、前述した（2）式を満たさなくなり、コア焼鈍での磁束密度の大きな低下を招くからである。好ましい嚙込温度は 50℃以下である。なお、嚙込温度の下限は特に規定しないが、0℃未満になると材料が脆化し、製造性に悪影響を及ぼすので、0℃以上とするのが好ましい。また、1 パス目の嚙込温度の測定手段は、特に規定しないが、例えば放射温度計で測定するのが好ましい。

[0060] また、最終冷間圧延 1 パス目のワークロールの表面粗さ R_a を 0.05～3.0 μm の範囲に制御する理由は、表面粗さ R_a が 0.05 μm より小さくなると、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒への歪の導入が不十分となる。その結果、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の核形成が不十分となるため、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の粒径制御が困難となり、コア焼鈍後の磁束密度が大きく低下する。また、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位粒に隣接する結晶粒に導入される歪量が低下し、 $\{211\} \langle 011 \rangle$

1 > 方位粒の粒成長が抑制されることによって、 $\{210\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒が微細となり、十分な疲労強度を確保できなくなる。一方、表面粗さ R_a が $3.0 \mu\text{m}$ より大きくなると、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の核形成が過多となり、冷延板焼鈍において、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒が多数形成されて微細化する。その結果、結晶粒径比 $D_2/D_1 \geq 1.02$ を満たさなくなり、コア焼鈍での磁束密度の劣化代の増大を招く。なお、上記効果をより高める観点から好ましいワークロールの表面粗さ R_a は $0.1 \sim 2.0 \mu\text{m}$ の範囲であり、さらに好ましくは $0.15 \sim 0.4 \mu\text{m}$ の範囲である。ここで、上記表面粗さ R_a は、JIS B0601 (2001) に規定された算術平均粗さである。 R_a の測定手段は、特に規定しないが、例えば、光干渉表面形状測定装置等を用いて測定することが好ましい。

[0061] なお、最終冷間圧延1パス目に用いるワークロールのロール径は、摩擦係数を高めて圧延する鋼板への歪の導入を促進する観点から、 $800 \text{ mm } \phi$ 以下とするのが好ましく、 $600 \text{ mm } \phi$ 以下とするのがより好ましい。

[0062] 冷延板焼鈍

次いで、上記最終板厚とした冷延板は、再結晶させて所定の結晶方位と平均結晶粒径を有する鋼組織を付与するための冷延板焼鈍（仕上焼鈍）を施す。この冷延板焼鈍の均熱温度は $700 \sim 950^\circ\text{C}$ の範囲とする必要がある。均熱温度が 700°C 未満では、再結晶粒の成長が遅延したり、場合によっては再結晶が不完全となって未再結晶組織が残留したりする虞がある。残留した未再結晶組織は、コア焼鈍後も残留する傾向があり、磁気特性を著しく低下させる。一方、均熱温度が 950°C を超えると、再結晶粒が過度に粗大化し、冷延板焼鈍後の平均結晶粒径 D_1 を $75 \mu\text{m}$ 以下とすることができなくなる。なお、ロータコアに求められる高い強度特性と優れた磁気特性を安定的に確保する観点から、均熱温度は $750 \sim 850^\circ\text{C}$ の範囲とするのが好ましい。

[0063] 次いで、上記冷延板焼鈍後の鋼板は、鋼板表面に絶縁被膜を被成して無方

向性電磁鋼板の製品板とするのが一般的である。上記絶縁被膜の種類（成分組成）や被成方法、目付量については特に限定しないが、製品板に要求される特性に応じて、適宜決定すればよい。

[0064] なお、無方向性電磁鋼板を素材としてロータコアとステータコアからなるモータコアを製造する場合、上記鋼板からロータコアとステータコアの断面形状を有するコア材を打抜加工等で採取した後、上記コア材を積層してロータコアとステータコアを組み立てる。その後、ステータコアに対しては、さらに加工歪の除去と結晶粒の成長を促進するための歪取焼鈍（コア焼鈍）を施すのが一般的である。

[0065] なお、上記コア焼鈍では、鉄損特性は大きく改善されるが、磁束密度は、コア焼鈍での粒成長にともない、磁性に不利な方位を有する結晶粒が粒成長し、磁性に不利な集合組織が発達することによって逆に低下することがある。しかし、本発明の無方向性電磁鋼板は、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位粒の平均結晶粒径 D_2 が全方位粒の平均結晶粒径 D_1 に対して $D_2/D_1 \geq 1.02$ の関係を満たしているので、コア焼鈍による磁束密度の劣化 ΔB_{50} を 0.04 T 以下に軽減することができる。

実施例 1

[0066] C : $0.0023\text{ mass\%}$ 、Si : $3.41\text{ mass\%}$ 、Mn : $0.73\text{ mass\%}$ 、P : $0.0048\text{ mass\%}$ 、S : $0.0014\text{ mass\%}$ 、Al : $0.92\text{ mass\%}$ およびN : $0.0015\text{ mass\%}$ を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを製造した。その後、上記鋼スラブを 1100°C の温度に 20 min 間加熱した後、仕上圧延終了温度を 750°C 、巻取温度を 700°C とする熱間圧延して板厚 2.5 mm の熱延板とした。次いで、上記熱延板に $1000^\circ\text{C} \times 30\text{ s}$ の熱延板焼鈍を施した後、酸洗し、表1に示す条件で最終冷間圧延前の鋼板に一連の熱処理を施した後、1回の冷間圧延（最終冷間圧延）をして最終板厚 0.25 mm の冷延板とした。なお、最終冷間圧延前の時効処理の均熱時間は 2 min とした。また、最終冷間圧延前の1パス目の噛込温度は、1パス

目の入側で鋼板表面温度を放射温度計で測定した。次いで、上記冷延板に $\nu o l$ 比で $H_2 : N_2 = 20 : 80$ 、露点 $-40^\circ C$ の還元雰囲気中で、 $850^\circ C \times 10 s$ の冷延板焼鈍を施した後、絶縁被膜を被成し、冷延焼鈍板とした。その後、上記冷延焼鈍板に、 $\nu o l$ 比で $H_2 : N_2 = 20 : 80$ 、露点 $-40^\circ C$ の還元雰囲気中で、コア焼鈍（歪取焼鈍）を模擬した $825^\circ C \times 1 h$ の熱処理を施し、コア焼鈍板とした。

[0067] 斯くして得た冷延焼鈍板およびコア焼鈍板について、以下の評価試験に供した。

<疲労強度>

上記の冷延焼鈍板から、圧延方向を引張方向とする引張疲労試験片（JIS Z 2275 : 1978 に準拠した 1 号試験片、 $b : 15 mm$ 、 $R : 100 mm$ ）を採取し、疲労試験に供した。疲労試験は、引張り－引張り（片振り）、応力比（＝最小応力／最大応力）： 0.1 および周波数： $20 Hz$ の条件で疲労試験を実施し、繰り返し数 10^7 回において疲労破断を起こさない最大応力を疲労強度とした。その結果、疲労強度が $470 MPa$ 以上のものを疲労特性に優れていると評価した。

<磁気特性>

上記の冷延焼鈍板およびコア焼鈍板のそれぞれから、長さ方向を圧延方向および圧延直角方向とする、幅 $30 mm \times$ 長さ $180 mm$ の磁気測定用試験片を採取した。次いで、上記試験片を JIS C 2550-1 : 2011 に準拠したエプスタイン法で、冷延焼鈍板については磁束密度 B_{50} を、コア焼鈍板については磁束密度 B_{50} および鉄損 $W_{10/400}$ を測定した。その結果、コア焼鈍前後の磁束密度 B_{50} の劣化代 ΔB_{50} （コア焼鈍前の磁束密度 B_{50} －コア焼鈍後の磁束密度 B_{50} ）が $0.04 T$ 以下であるものを、コア焼鈍による磁束密度の低下が抑制されていると評価した。また、コア焼鈍後の鉄損 $W_{10/400}$ が $11.5 W/kg$ 以下であるものを鉄損特性に優れていると評価した。

[0068] 上記測定の結果を、表 1 に併記した。この表から、以下のことがわかる。

本発明の条件を満たして製造された発明例の鋼板は、いずれも冷間圧延前の熱処理条件および冷間圧延条件が本発明に適合していた。具体的には、冷延板焼鈍後の鋼板の全方位粒の平均結晶粒径 D_1 が $75\text{ }\mu\text{m}$ 以下で、上記 D_1 と $\{411\} <148>$ 方位粒の平均結晶粒径 D_2 および $\{210\} <011>$ 方位粒の平均結晶粒径 D_3 が本発明の(1)式および(2)式を満たしている。その結果、本発明例の鋼板は、いずれも冷延板焼鈍後の鋼板の疲労強度が 470MPa 以上でかつコア焼鈍による磁束密度 B_{50} の劣化代 ΔB_{50} が 0.04 T 以下に抑制されていることがわかる。

[0069] これに対して、比較例の鋼板、例えば、No. 4および5の鋼板は、最終冷間圧延前の冷却温度が 90°C を超えているため、平均結晶粒径比 D_2/D_1 が 1.02 未満であり、コア焼鈍による磁束密度の低下が顕著である。

また、No. 6～8、14および15の鋼板は、最終冷間圧延前の時効処理温度が $100\sim 300^\circ\text{C}$ の範囲外であるため、平均結晶粒径比 D_2/D_1 が 1.02 未満であり、コア焼鈍による磁束密度の低下が顕著である。

また、No. 16～24および39～49の鋼板は、最終冷間圧延1パス目の噛込温度が 70°C を超えているため、平均結晶粒径比 D_2/D_1 が 1.02 未満であり、コア焼鈍による磁束密度の低下が顕著である。

また、No. 37および38の鋼板は、冷間圧延1パス目のワークロールWRの表面粗さが $3.0\text{ }\mu\text{m}$ を超えているため、平均結晶粒径比 D_2/D_1 が 1.02 未満であり、コア焼鈍による磁束密度の低下が顕著である。

また、No. 28、29、39および40の鋼板は、冷間圧延1パス目のワークロールWRの表面粗さが $0.05\text{ }\mu\text{m}$ 未満であるため、いずれも平均結晶粒径比 D_3/D_1 が 0.60 未満であり、疲労強度 470MPa を確保できていない。

また、No. 50および51の鋼板は、冷延板焼鈍の均熱温度が 700°C 未満のため、冷延板焼鈍後に未再結晶組織を含み、コア焼鈍後の磁気特性が顕著に悪い。

一方、No. 56および57の鋼板は、冷延板焼鈍の均熱温度が 950°C

を超えているため、焼鈍後の平均結晶粒径 D_1 が $75\mu\text{m}$ を超えているため、冷延板焼鈍後の疲労強度が 470MPa より低いことがわかる。

[0070]

[表1-1]

No.	最終冷延前熱処理			最終冷延1パス目		冷延板 焼鈍 温度 (℃)	冷 延 板 焼 鈍 後 の 鋼 板 特 性						コリ焼鈍後の鋼板特性				備 考	
	冷 却 温度 (℃)	加 熱 温度 (℃)	罐 込 温度 (℃)	W R の 表面粗さ Ra(μm)	平均結晶粒径(μm)			結晶粒径比		疲労強度 (MPa)	磁束密度 B ₅₀ (T)	鉄 損 W _{10/400} (W/kg)	磁束密度 B ₅₀ (T)	磁束密度 の劣化代 ΔB ₅₀ (T)				
					全方位D 1		{411}<148> 方位D 2		{211}<011> 方位D 3						D2/D1	D3/D1		
1	20	200	56	0.5	790	26.4	27.5	19.8	1.04	0.72	530	1.677	10.7	1.652	0.025	発明例		
2	50	200	59	0.5	800	26.8	30.0	20.7	1.12	0.69	530	1.670	10.5	1.644	0.026	発明例		
3	80	200	54	0.5	790	27.1	31.2	20.6	1.15	0.66	530	1.675	10.2	1.657	0.018	発明例		
4	100	200	61	0.5	800	26.8	22.0	16.3	0.82	0.74	530	1.667	10.8	1.612	0.055	比較例		
5	120	200	52	0.5	810	26.8	22.5	14.2	0.84	0.63	530	1.673	10.9	1.614	0.059	比較例		
6	80	加熱なし	64	0.5	810	26.1	21.4	13.5	0.82	0.63	530	1.677	12.3	1.623	0.054	比較例		
7	80	50	59	0.5	800	27.1	23.6	14.9	0.87	0.63	530	1.674	11.5	1.622	0.052	比較例		
8	80	80	64	0.5	810	26.4	25.3	17.2	0.96	0.68	530	1.674	11.2	1.626	0.048	比較例		
9	80	120	55	0.5	800	25.9	26.9	17.8	1.04	0.66	530	1.672	10.8	1.648	0.024	発明例		
10	80	160	55	0.5	800	27.1	29.8	20.6	1.10	0.69	530	1.666	10.3	1.648	0.018	発明例		
11	80	200	53	0.5	810	26.2	33.3	24.3	1.27	0.73	530	1.679	10.2	1.663	0.016	発明例		
12	80	240	63	0.5	800	26.6	31.4	20.4	1.18	0.65	530	1.667	10.4	1.650	0.017	発明例		
13	80	280	57	0.5	810	27.2	28.3	19.8	1.04	0.70	530	1.665	10.6	1.644	0.021	発明例		
14	80	320	56	0.5	790	27.4	27.4	19.2	1.00	0.70	530	1.673	11.3	1.626	0.047	比較例		
15	80	350	56	0.5	810	26.9	21.3	15.7	0.79	0.74	530	1.673	12.2	1.618	0.055	比較例		
16	80	50	77	0.5	800	26.5	16.2	11.0	0.61	0.68	530	1.669	11.1	1.613	0.056	比較例		
17	80	80	79	0.5	810	26.1	15.7	11.7	0.60	0.75	530	1.678	10.6	1.619	0.059	比較例		
18	80	120	82	0.5	800	27.3	23.2	15.1	0.85	0.65	530	1.676	11.0	1.619	0.057	比較例		
19	80	160	84	0.5	790	26.9	21.3	14.7	0.79	0.69	530	1.674	11.0	1.620	0.054	比較例		
20	80	200	75	0.5	810	25.8	19.1	13.7	0.74	0.72	530	1.680	10.8	1.627	0.053	比較例		
21	80	240	77	0.5	800	26.1	21.4	15.6	0.82	0.73	530	1.677	11.1	1.619	0.058	比較例		
22	80	280	83	0.5	790	26.5	18.8	13.0	0.71	0.69	530	1.675	10.6	1.615	0.060	比較例		
23	80	320	79	0.5	790	26.8	16.9	12.0	0.63	0.71	530	1.675	10.8	1.621	0.054	比較例		
24	80	350	82	0.5	800	26.0	15.1	11.0	0.58	0.73	530	1.665	11.7	1.612	0.053	比較例		

[0071]

[表1-2]

No.	最終冷延前熱処理			最終冷延1パス目		冷延板 焼鈍 温度 (℃)	冷 延 板 焼 鈍 後 の 銅 板 特 性							37焼鈍後の銅板特性				備 考
	冷 却 温 度 (℃)	加 熱 温 度 (℃)	噴 込 温 度 (℃)	WRの 表面粗さ Ra(μm)	平均結晶粒径(μm)			結晶径/径比		疲労強度 (MPa)	磁束密度 B ₅₀ (T)	鉄 損 W _{10/400} (W/kg)	磁束密度 B ₅₀ (T)	磁束密度 の劣化率 ΔB ₅₀ (T)				
					全方位D 1		{411}<148> 方位D 2	{211}<011> 方位D 3	D2/D1						D3/D1			
25	80	200	32	0.5	800		27.4	36.4	24.4	1.33	0.67	530	1.666	1.652	10.1	1.652	0.014	発明例
26	80	200	45	0.5	790		27.2	35.1	23.2	1.29	0.66	530	1.676	1.664	9.8	1.664	0.012	発明例
27	80	200	52	0.5	790		25.8	29.7	19.3	1.15	0.65	530	1.680	1.657	10.8	1.657	0.023	発明例
28	80	200	56	0.01	790		27.3	15.3	4.9	0.56	0.32	420	1.669	1.617	11.2	1.617	0.052	比較例
29	80	200	60	0.02	810		26.2	26.2	11.8	1.00	0.45	420	1.671	1.626	10.7	1.626	0.045	比較例
30	80	200	62	0.06	790		26.8	28.7	18.9	1.07	0.66	530	1.669	1.640	11.1	1.640	0.029	発明例
31	80	200	64	0.1	810		27.2	31.6	20.8	1.16	0.66	530	1.673	1.651	10.3	1.651	0.022	発明例
32	80	200	62	0.15	810		27.5	32.5	23.4	1.18	0.72	530	1.674	1.642	9.7	1.642	0.017	発明例
33	80	200	63	0.4	800		26.1	31.3	21.3	1.20	0.68	530	1.676	1.655	9.8	1.655	0.018	発明例
34	80	200	64	1.0	800		26.2	32.5	20.8	1.24	0.64	530	1.668	1.650	9.6	1.650	0.020	発明例
35	80	200	60	2.0	790		26.1	29.8	20.8	1.14	0.70	530	1.671	1.652	10.1	1.652	0.023	発明例
36	80	200	65	3.0	800		26.3	27.9	18.1	1.06	0.65	530	1.674	1.645	10.4	1.645	0.029	発明例
37	80	200	56	3.5	790		26.6	26.9	19.3	1.01	0.72	530	1.674	1.630	10.6	1.630	0.044	比較例
38	80	200	61	4.0	790		26.6	22.9	16.9	0.86	0.74	530	1.670	1.615	11.1	1.615	0.055	比較例
39	80	200	87	0.01	800		26.5	17.8	3.4	0.67	0.19	430	1.671	1.620	13.1	1.620	0.051	比較例
40	80	200	80	0.02	800		27.3	21.3	7.9	0.78	0.37	420	1.666	1.614	12.5	1.614	0.052	比較例
41	80	200	81	0.06	800		26.5	18.8	12.0	0.71	0.64	530	1.667	1.608	10.8	1.608	0.055	比較例
42	80	200	87	0.1	790		27.0	20.0	14.2	0.74	0.71	530	1.667	1.614	11.1	1.614	0.053	比較例
43	80	200	84	0.15	800		27.3	19.9	14.1	0.73	0.71	530	1.659	1.604	11.3	1.604	0.055	比較例
44	80	200	79	0.4	800		26.8	19.3	14.1	0.72	0.73	530	1.673	1.616	11.2	1.616	0.057	比較例
45	80	200	77	1.0	790		27.5	23.4	15.4	0.85	0.66	530	1.672	1.621	11.0	1.621	0.051	比較例
46	80	200	83	2.0	810		27.0	17.3	11.2	0.64	0.65	530	1.671	1.616	10.7	1.616	0.055	比較例
47	80	200	77	3.0	790		26.9	24.7	17.1	0.92	0.69	530	1.672	1.621	10.8	1.621	0.051	比較例
48	80	200	76	3.5	800		26.2	14.4	9.2	0.55	0.64	530	1.667	1.608	11.8	1.608	0.056	比較例
49	80	200	85	4.0	810		25.9	22.0	14.8	0.85	0.67	530	1.669	1.617	11.9	1.617	0.052	比較例

[表1-3]

No.	最終冷延前熱処理			最終冷延1パス目		冷延板 焼鈍 温度 (℃)	冷 延 板 焼 鈍 後 の 鋼 板 特 性						JIS焼鈍後の鋼板特性			備 考	
	冷 却 温 度 (℃)	加 熱 温 度 (℃)	噴 込 温 度 (℃)	WRの 表面粗さ Ra(μm)	平均結晶粒径(μm)			結晶粒径比			疲労強度 (MPa)	磁束密度 B ₃₀ (T)	鉄 損 W _{10/400} (W/kg)	磁束密度 B ₃₀ (T)	磁束密度 の劣化代 ΔB ₅₀ (T)		
					全方位D 1		{411}<148> 方位D 2	{211}<011> 方位D 3	D2/D1	D3/D1							
50	80	200	56	0.5	600	未再結晶組織が残留し測定不可						650	1.511	20.2	1.509	0.002	比較例
51	80	200	56	0.5	670	未再結晶組織が残留し測定不可						620	1.525	19.3	1.524	0.001	比較例
52	80	200	57	0.5	780	18.4	19.1	12.2	1.04	0.64	発明例	550	1.668	10.4	1.621	0.018	
53	80	200	62	0.5	830	29.8	33.4	21.7	1.12	0.65		520	1.673	10.5	1.625	0.019	
54	80	200	60	0.5	870	57.1	66.8	49.4	1.17	0.74		510	1.669	10.1	1.623	0.022	
55	80	200	62	0.5	935	65.5	79.9	52.7	1.22	0.66		490	1.675	10.3	1.615	0.016	
56	80	200	64	0.5	980	120.5	144.6	96.9	1.20	0.67		420	1.720	9.5	1.715	0.005	
57	80	200	63	0.5	1050	150.2	172.7	114.0	1.15	0.66		380	1.735	9.4	1.732	0.003	
58	80	140	62	0.06	750	15.5	16.0	10.1	1.03	0.65		550	1.660	11.4	1.622	0.038	
59	80	140	40	0.06	750	15.9	16.7	11.0	1.05	0.69		550	1.662	11.3	1.627	0.035	
60	80	140	62	0.2	750	16.2	17.3	11.5	1.07	0.71	発明例	550	1.668	10.9	1.635	0.033	
61	80	140	62	0.2	750	16.3	17.9	9.9	1.10	0.61		550	1.665	10.8	1.632	0.033	
62	80	140	62	0.06	800	27.1	28.2	16.8	1.04	0.62		530	1.668	10.9	1.640	0.030	
63	80	200	40	0.06	750	16.1	16.7	10.5	1.04	0.65		550	1.667	10.7	1.637	0.029	
64	80	200	62	0.2	750	15.5	16.3	10.9	1.05	0.70		550	1.665	11.0	1.637	0.028	
65	80	140	40	0.2	750	16.5	20.0	11.9	1.15	0.72		550	1.670	10.8	1.647	0.023	
66	80	140	40	0.06	800	27.5	33.1	17.9	1.20	0.65		530	1.672	10.5	1.651	0.021	
67	80	140	62	0.2	800	28.1	34.0	21.1	1.21	0.75		530	1.672	10.6	1.654	0.018	
68	80	200	40	0.2	800	28.3	42.4	22.6	1.50	0.80		540	1.675	10.2	1.670	0.005	発明例

実施例 2

[0073] 表2に示した種々の成分を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを連続鋳造法で製造した。その後、上記鋼スラブを1100℃の温度に20min間加熱した後、仕上圧延終了温度を750℃、巻取温度を700℃とする熱間圧延して板厚2.5mmの熱延板とした。次いで、上記熱延板に1000℃×30sの熱延板焼鈍を施した後、表3に示した温度まで鋼板を冷却し、酸洗した後、表3に示す条件で1回の冷間圧延（最終冷間圧延）をして種々の最終板厚とする冷延板とした。この際、最終冷間圧延1パス目のワークロールの表面粗さRaと噛込温度を表3に示したように種々に変化させた。次いで、上記冷延板にvol%比でH₂:N₂=20:80、露点-40℃の還元雰囲気中で、850℃×10sの冷延板焼鈍を施した後、絶縁被膜を被成し、冷延焼鈍板とした。次いで、上記冷延焼鈍板に、表3に示したガス組成を有する露点-40℃の還元雰囲気中で、コア焼鈍（歪取焼鈍）を模擬した825℃×1hrの熱処理を施してコア焼鈍板とした。

[0074] 斯くして得た冷延焼鈍板およびコア焼鈍板について、実施例1と同様の評価試験に供し、その結果を表3に併記した。なお、コア焼鈍後の鉄損 $W_{10/40}$ は、板厚0.15mmでは8.8W/kg以下、0.20mmでは10.3W/kg以下、板厚0.25mmでは11.5W/kg以下、板厚0.30mmでは12.5W/kg以下の場合に鉄損特性に優れていると評価した。

[0075] 表2および表3から、以下のことがわかる。

本発明を満たす成分組成のスラブを素材とし、本発明の条件を満たして製造された発明例の鋼板は、いずれも本発明の条件を満たしている。すなわち、冷延板焼鈍後の疲労強度が470MPa以上で、コア焼鈍後の鉄損 $W_{10/40}$ が上記基準値を満たし、コア焼鈍による磁束密度の劣化代 ΔB_{50} が0.04T以下の条件を満たしている。

特に、Crを積極的に添加したNo.26および27の鋼板は、比抵抗が増大したことで、コア焼鈍後の鉄損が大きく低減している。

また、Ca、MgおよびREMを積極的に添加したNo.28～32の鋼

板は、鋼板中の硫化物が粗大化して無害化されたことで、コア焼鈍後の鉄損が大きく低減している。

また、S nおよびS bを積極的に添加したN o. 33および34の鋼板は、冷延板焼鈍後の集合組織の改善により、磁束密度が大きく向上している。

また、N iを添加したN o. 35の鋼板は、磁性元素の含有量の増大により、磁束密度が大きく向上している。

また、C u、N b、T iおよびVを積極的に添加したN o. 36～39の鋼板は、微細析出物の形成により、冷延板焼鈍後の疲労強度が大きく向上している。

また、C a、M g、R E MおよびS n、S bの複合添加したN o. 40～42の鋼板は、鋼中のSが硫化物として固定化されたことにより、コア焼鈍後の鉄損が低減し、磁束密度が向上している。

また、T a、B、G a、P b、Z n、M oおよびWのうちの少なくとも1種を積極的に添加したN o. 43～49の鋼板は、微細析出物の形成により、冷延板焼鈍後の疲労強度が大きく向上している。

また、G e、A sおよびC oのうちの少なくとも1種を積極的に添加したN o. 50～52の鋼板は、磁束密度が大きく向上している。

[0076] これに対して、比較例の鋼板、具体的には、C含有量が0.0050mass%を超えるN o. 1の鋼板は、コア焼鈍後の粒界に炭化物が析出し、コア焼鈍後の鉄損が劣化している。

また、C含有量が0.0005mass%未満のN o. 7の鋼板は、冷間圧延における{411}<148>方位粒の核の形成が不足し、冷延板焼鈍後に適正な組織が形成されないため、コア焼鈍後の磁束密度の低下が著しい。

また、S iおよびPの含有量がそれぞれ5.0mass%、0.1mass%を超えるN o. 8および17の鋼板は、冷間圧延時に破断を起こし、製品化できていない。

また、S i含有量が1.0mass%未満のN o. 12の鋼板は、鋼の比

抵抗が小さいためコア焼鈍後の鉄損が高い。

また、Mn含有量が5.0mass%を超えるNo. 13の鋼板は、コア焼鈍後に粒界上に炭化物が析出してコア焼鈍後の鉄損が増大している。

一方、Mn含有量が0.05mass%未満のNo. 15鋼板は、鋼の比抵抗が不十分であるためコア焼鈍後の鉄損値が高い値となっている。

また、S含有量が0.01mass%を超えるNo. 19の鋼板は、硫化物が多数析出してコア焼鈍時の粒成長を阻害したため、コア焼鈍後の鉄損が増大している。

また、Al含有量が3.0mass%を超えるNo. 20の鋼板は、コア焼鈍時に鋼板表層が窒化し、コア焼鈍後の鉄損が増大している。

また、N含有量が0.01mass%を超えるNo. 24の鋼板は、コア焼鈍時に鋼板中に微細な窒化物が析出してコア焼鈍後の鉄損が増大している

。

[0077]

[表2-1]

鋼 符号	化 学 成 分 組 成 (mass%)																		備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ca	Mg	REM	Sn	Sb	Ni	Cu	Nb	Ti	V	
A	0.0061	3.43	0.47	0.0048	0.0017	0.73	0.0030	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
B	0.0045	3.40	0.52	0.0048	0.0019	0.73	0.0024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
C	0.0032	3.41	0.53	0.0048	0.0014	0.65	0.0012	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
D	0.0018	3.43	0.52	0.0059	0.0021	0.69	0.0016	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
E	0.0003	3.38	0.51	0.0051	0.0015	0.74	0.0026	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
F	0.0027	6.20	0.56	0.0048	0.0017	0.68	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
G	0.0038	4.80	0.55	0.0047	0.0027	0.74	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
H	0.0033	2.80	0.46	0.0050	0.0011	0.71	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
I	0.0026	2.10	0.51	0.0045	0.0030	0.74	0.0027	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
J	0.0040	0.60	0.50	0.0051	0.0012	0.65	0.0015	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
K	0.0044	3.67	5.8	0.0056	0.0011	0.66	0.0015	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
L	0.0035	3.37	0.20	0.0050	0.0023	0.73	0.0024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
M	0.0027	3.49	0.03	0.0045	0.0011	0.65	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
N	0.0035	3.40	0.50	0.018	0.0015	0.67	0.0010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
O	0.0020	3.18	0.56	0.20	0.0013	0.67	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
P	0.0034	3.41	0.51	0.0051	0.005	0.64	0.0013	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
Q	0.0024	3.18	0.50	0.0052	0.020	0.72	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
R	0.0024	3.15	0.49	0.0048	0.0023	3.5	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
S	0.0045	3.78	0.50	0.0055	0.0026	1.5	0.0010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
T	0.0030	3.30	0.49	0.0050	0.0021	0.20	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
U	0.0033	3.75	0.52	0.0045	0.0029	0.01	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
V	0.0036	3.66	0.51	0.0055	0.0020	0.65	0.0120	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
W	0.0040	3.37	0.54	0.0048	0.0013	0.65	0.0030	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼

[表2-2]

銅 符号		化 学 成 分 組 成 (m a s s %)																		備 考	
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ca	Mg	REM	Sn	Sb	Ni	Cu	Nb	Ti	V		その他
X	0.0036	3.43	0.45	0.0049	0.0019	0.65	0.0021	2.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
Y	0.0026	3.40	0.49	0.0046	0.0012	0.73	0.0022	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
Z	0.0030	3.36	0.45	0.0051	0.0022	0.74	0.0014	—	—	0.007	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AA	0.0033	3.40	0.55	0.0052	0.0024	0.69	0.0019	—	—	—	0.009	—	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AB	0.0040	3.45	0.54	0.0046	0.0019	0.69	0.0018	—	—	—	—	0.03	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AC	0.0032	3.40	0.52	0.0050	0.0020	0.70	0.0029	—	—	—	—	—	0.04	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AD	0.0040	3.38	0.52	0.0053	0.0016	0.73	0.0018	—	—	—	—	—	—	0.2	—	—	—	—	—	—	発明銅
AE	0.0031	3.44	0.47	0.0045	0.0024	0.66	0.0012	—	—	—	—	—	—	—	—	0.2	—	—	—	—	発明銅
AF	0.0021	3.38	0.55	0.0053	0.0015	0.72	0.0010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.025	—	—	—	発明銅
AG	0.0018	3.43	0.51	0.0047	0.0028	0.69	0.0017	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.017	—	—	発明銅
AH	0.0042	3.43	0.53	0.0049	0.0015	0.73	0.0018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.049	—	発明銅
AI	0.0033	3.43	0.45	0.0051	0.0023	0.65	0.0022	—	0.007	—	—	—	0.03	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AJ	0.0022	3.40	0.50	0.0053	0.0020	0.72	0.0010	—	—	—	0.003	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	発明銅
AK	0.0023	3.36	0.45	0.0046	0.0023	0.67	0.0017	—	0.002	0.003	—	—	—	0.05	—	—	—	—	—	—	発明銅
AL	0.0021	3.36	0.48	0.0056	0.0014	0.68	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Ta:0.0011	発明銅
AM	0.0020	3.37	0.49	0.0055	0.0014	0.69	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	B : 0.0013	発明銅
AN	0.0020	3.37	0.48	0.0053	0.0014	0.68	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Ga:0.0036	発明銅
AO	0.0018	3.38	0.49	0.0055	0.0017	0.69	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Pb:0.0014	発明銅
AP	0.0018	3.38	0.48	0.0056	0.0013	0.67	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Zn:0.003	発明銅
AQ	0.0019	3.35	0.48	0.0052	0.0017	0.68	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Mo:0.03	発明銅
AR	0.0022	3.36	0.48	0.0054	0.0015	0.70	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	W:0.03	発明銅
AS	0.0019	3.37	0.49	0.0053	0.0013	0.68	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Ge:0.03	発明銅
AT	0.0021	3.36	0.50	0.0055	0.0016	0.70	0.0022	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	As:0.03	発明銅
AU	0.0018	3.36	0.50	0.0055	0.0013	0.67	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Co:0.02	発明銅

[表3-1]

試験 No.	鋼 符号	最終冷延前熱処理		最終冷延1パス目 嚙込 温度 (℃)	WRの 表面粗さ Ra(μm)	冷延 最終 板厚 (mm)	冷延板 焼鈍 温度 (℃)	冷 延 板 焼 鈍 後 の 鋼 板 特 性						コ7焼鈍		コ7焼鈍後の鋼板特性		備 考	
		冷 却 温 度 (℃)	加 熱 温 度 (℃)					平均結晶粒径(μm) {411}<148> 方位D2	{211}<011> 方位D3	結晶粒径比 D2/D1	D3/D1	疲 勞 強 度 (MPa)	磁 束 密 度 B ₉₀ (T)	霧用気 のH ₂ :N ₂ (vol%比)	鉄 損 W ₁₀₀₀₀ (W/kg)	磁 束 密 度 B ₉₀ (T)	磁束密度 の劣化率 ΔB ₉₀ (T)		
1	A	80	200	58	0.5	0.25	810	31.6	35.6	22.8	1.13	0.72	550	1.662	20:80	12.5	1.650	0.012	比較例
2	B	80	200	58	0.5	0.25	790	28.4	31.4	19.6	1.11	0.69	540	1.667	20:80	10.4	1.651	0.016	発明例
3	B	80	200	58	0.5	0.25	800	29.2	32.8	21.0	1.12	0.72	540	1.668	0:100	10.5	1.652	0.016	発明例
4	C	80	200	56	0.5	0.25	800	33.4	35.2	22.4	1.05	0.67	540	1.666	20:80	10.2	1.645	0.021	発明例
5	C	80	200	56	0.5	0.25	810	35.4	37.5	27.6	1.06	0.78	540	1.667	0:100	10.2	1.644	0.023	発明例
6	D	80	200	55	0.5	0.25	810	29.7	30.6	21.7	1.03	0.73	540	1.658	20:80	10.3	1.633	0.025	発明例
7	E	80	200	63	0.5	0.25	790	31.7	24.3	24.1	0.77	0.76	530	1.661	20:80	11.9	1.611	0.050	比較例
8	F	80	200	60	0.5	0.30					冷間圧延時に板破断し、その後の工程不可								比較例
9	G	80	200	58	0.5	0.30	810	24.2	28.0	16.5	1.16	0.68	610	1.592	20:80	10.2	1.563	0.029	発明例
10	H	80	200	57	0.5	0.30	790	29.6	32.3	20.4	1.09	0.69	510	1.689	20:80	10.5	1.654	0.035	発明例
11	I	80	200	63	0.5	0.30	800	32.2	35.8	21.3	1.11	0.66	480	1.701	20:80	10.3	1.674	0.027	発明例
12	J	80	200	55	0.5	0.30	790	23.1	25.9	16.2	1.12	0.70	390	1.732	20:80	15.2	1.710	0.022	比較例
13	K	80	200	62	0.5	0.20	790	24.6	25.7	17.7	1.05	0.72	560	1.420	20:80	12.3	1.405	0.015	比較例
14	L	80	200	57	0.5	0.20	790	31.7	36.6	23.5	1.16	0.74	530	1.657	20:80	10.2	1.644	0.013	発明例
15	M	80	200	57	0.5	0.20	810	25.9	27.8	17.1	1.07	0.66	480	1.658	20:80	12.3	1.645	0.013	比較例
16	N	80	200	55	0.5	0.25	800	32.8	35.6	22.5	1.08	0.69	560	1.668	20:80	10.1	1.658	0.010	発明例
17	O	80	200	60	0.5	0.25					冷間圧延時に板破断し、その後の工程不可								比較例
18	P	80	200	56	0.5	0.25	800	33.6	35.9	22.7	1.07	0.68	540	1.667	20:80	10.3	1.654	0.013	発明例
19	Q	80	200	55	0.5	0.25	790	36.5	40.3	24.8	1.10	0.68	540	1.657	20:80	13.7	1.624	0.033	比較例
20	R	80	200	55	0.5	0.15	790	23.9	28.0	17.9	1.17	0.75	660	1.657	20:80	11.2	1.643	0.014	比較例
21	S	80	200	60	0.5	0.15	790	29.7	31.1	19.9	1.05	0.67	570	1.663	20:80	7.9	1.652	0.011	発明例
22	T	80	200	61	0.5	0.15	800	33.1	34.9	22.2	1.06	0.67	510	1.653	20:80	8.2	1.636	0.017	発明例
23	U	80	200	64	0.5	0.15	810	25.8	26.7	16.8	1.03	0.65	490	1.653	20:80	8.5	1.643	0.010	発明例
24	V	80	200	62	0.5	0.25	790	27.4	31.5	20.6	1.15	0.75	540	1.662	20:80	11.7	1.628	0.034	比較例
25	W	80	200	55	0.5	0.15	810	28.5	30.7	21.9	1.08	0.77	530	1.654	20:80	8.6	1.630	0.024	発明例

[0080]

[表3-2]

試験 No.	銅 符号	最終冷延前熱処理		最終冷延1パス目 噴込 温度 (℃)	WRの 表面粗さ Ra(μm)	冷延 最終 板厚 (mm)	冷延板 焼鈍 温度 (℃)	冷延板焼鈍後の銅板特性						コバ焼鈍		コバ焼鈍後の銅板特性		備考	
		冷却 温度 (℃)	加熱 温度 (℃)					平均結晶粒径(μm)			結晶粒径比	疲労 強度 (MPa)	磁束 密度 B ₉₀ (T)	雰囲気 H ₂ -N ₂ (vol%比)	鉄損 W _{10/900} (W/kg)	磁束 密度 B ₉₀ (T)	磁束密度 の劣化率 ΔB ₉₀ (T)		
								全方位 D1	{411}<148> 方位D2	{211}<011> 方位D3									D2/D1
26	X	80	200	64	0.5	0.25	790	24.1	26.3	15.9	1.09	0.66	530	1.660	20:80	9.9	1.636	0.024	発明例
27	X	80	200	64	0.5	0.25	800	27.2	29.4	20.4	1.08	0.75	530	1.663	0:100	10.0	1.635	0.028	発明例
28	Y	80	200	55	0.5	0.25	800	31.1	35.5	20.2	1.14	0.65	530	1.667	20:80	9.9	1.650	0.017	発明例
29	Y	80	200	55	0.5	0.25	820	43.2	48.0	33.3	1.11	0.77	530	1.669	0:100	10.0	1.655	0.014	発明例
30	Z	80	200	60	0.5	0.25	800	28.9	30.1	19.9	1.04	0.69	530	1.653	20:80	9.9	1.621	0.032	発明例
31	Z	80	200	60	0.5	0.25	820	35.8	39.4	25.8	1.10	0.72	530	1.658	0:100	10.1	1.625	0.033	発明例
32	AA	80	200	62	0.5	0.25	810	27.8	29.2	19.5	1.05	0.70	530	1.651	20:80	9.8	1.620	0.031	発明例
33	AB	80	200	55	0.5	0.25	790	23.3	24.8	17.9	1.06	0.77	530	1.681	20:80	9.6	1.663	0.018	発明例
34	AC	80	200	61	0.5	0.25	800	31.8	36.0	24.8	1.13	0.78	530	1.688	20:80	9.7	1.660	0.028	発明例
35	AD	80	200	64	0.25	0.25	810	29.5	31.1	22.7	1.05	0.77	560	1.690	20:80	9.6	1.664	0.026	発明例
36	AE	80	200	58	0.25	0.25	810	27.6	29.2	20.4	1.06	0.74	570	1.668	20:80	10.6	1.634	0.034	発明例
37	AF	80	200	62	0.25	0.25	800	33.9	37.4	23.4	1.10	0.69	560	1.657	20:80	10.7	1.641	0.016	発明例
38	AG	80	200	55	0.25	0.25	790	31.3	33.6	22.5	1.07	0.72	560	1.668	20:80	10.6	1.657	0.011	発明例
39	AH	80	200	63	0.25	0.25	790	24.5	25.7	18.4	1.05	0.75	560	1.665	20:80	10.4	1.636	0.029	発明例
40	AI	80	200	62	0.25	0.25	790	25.9	27.8	19.4	1.07	0.75	540	1.688	20:80	9.5	1.664	0.024	発明例
41	AJ	80	200	64	0.25	0.25	810	24.1	26.3	16.1	1.09	0.67	540	1.685	20:80	9.4	1.656	0.029	発明例
42	AK	80	200	58	0.25	0.25	790	25.1	27.3	16.8	1.09	0.67	530	1.685	20:80	9.4	1.672	0.013	発明例
43	AL	80	200	56	0.5	0.25	800	31.7	33.6	22.0	1.06	0.70	560	1.667	20:80	10.7	1.648	0.020	発明例
44	AM	80	200	57	0.5	0.25	800	31.7	33.8	21.6	1.06	0.68	560	1.667	20:80	10.4	1.647	0.021	発明例
45	AN	80	200	56	0.5	0.25	800	31.7	34.0	22.1	1.07	0.70	560	1.667	20:80	10.4	1.645	0.021	発明例
46	AO	80	200	57	0.5	0.25	800	31.7	33.9	21.8	1.07	0.69	560	1.666	20:80	10.6	1.646	0.019	発明例
47	AP	80	200	58	0.5	0.25	800	31.8	34.6	22.2	1.09	0.70	560	1.668	20:80	10.6	1.645	0.023	発明例
48	AQ	80	200	56	0.5	0.25	800	31.6	34.3	22.1	1.09	0.70	560	1.667	20:80	10.6	1.646	0.020	発明例
49	AR	80	200	56	0.5	0.25	800	31.5	33.7	22.0	1.07	0.70	560	1.668	20:80	10.7	1.647	0.021	発明例
50	AS	80	200	55	0.5	0.25	800	31.5	34.0	21.9	1.08	0.70	540	1.682	20:80	9.8	1.663	0.019	発明例
51	AT	80	200	57	0.5	0.25	800	31.8	33.8	21.9	1.06	0.69	540	1.681	20:80	9.6	1.661	0.020	発明例
52	AU	80	200	57	0.5	0.25	800	31.8	34.5	22.1	1.09	0.70	540	1.682	20:80	9.8	1.662	0.020	発明例

産業上の利用可能性

[0081] 本発明の技術は、無方向性電磁鋼板のみならず、磁束密度の良好な方向性電磁鋼板の一次再結晶焼鈍板の製造にも適用することができる。また、本発明の鋼板は、H E V / E V モータだけでなく、高効率エアコンモータや、工作機械の主軸モータ、鉄道モータ等の高速モータにも用いることができる。

請求の範囲

- [請求項1] C : 0.0005 ~ 0.0050 mass %、Si : 1.0 ~ 5.0 mass %、Mn : 0.05 ~ 5.0 mass %、P : 0 ~ 0.1 mass %、S : 0 ~ 0.010 mass %、Al : 0.005 ~ 3.0 mass % および N : 0 ~ 0.010 mass % を含有し、残部が Fe および不可避不純物からなる成分組成を有し、
- 電子線後方散乱回折で測定した全方位の結晶粒の平均結晶粒径を D_1 、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒の平均結晶粒径を D_2 、 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒の平均結晶粒径を D_3 としたとき、
- 上記 D_1 が $75 \mu\text{m}$ 以下で、かつ、上記 $D_1 \sim D_3$ が下記 (1) 式および (2) 式を満たすことを特徴とする無方向性電磁鋼板。

記

$$D_2 / D_1 \geq 1.02 \quad \dots (1)$$

$$D_3 / D_1 \geq 0.60 \quad \dots (2)$$

- [請求項2] 上記成分組成に加えてさらに、下記 A ~ E 群のうちの少なくとも 1 群の成分を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の無方向性電磁鋼板。

記

- ・ A 群 ; Cr : 0.01 ~ 5.0 mass %
- ・ B 群 ; Ca : 0.001 ~ 0.01 mass %、Mg : 0.0001 ~ 0.01 mass % および REM : 0.001 ~ 0.05 mass % のうちの少なくとも 1 種
- ・ C 群 ; Sn : 0.001 ~ 0.2 mass % および Sb : 0.001 ~ 0.2 mass % のうちの少なくとも 1 種
- ・ D 群 ; Ni : 0.01 ~ 3.0 mass %
- ・ E 群 ; Cu : 0.01 ~ 0.5 mass %、Nb : 0.0010 ~ 0.05 mass %、Ti : 0.0010 ~ 0.05 mass % お

[請求項3]

よびV : 0.0010~0.20mass%のうちの少なくとも1種
上記成分組成に加えてさらに、下記FおよびG群のうちの少なくとも
1群の成分を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の無
方向性電磁鋼板。

記

・F群 ; Ta : 0.0001~0.01mass%、B : 0.00
01~0.005mass%、Ga : 0.0001~0.01mas
s%、Pb : 0.0001~0.005mass%、Zn : 0.00
1~0.01mass%、Mo : 0.001~0.05mass%お
よびW : 0.001~0.05mass%のうちの少なくとも1種

・G群 ; Ge : 0.001~0.05mass%、As : 0.00
1~0.05mass%およびCo : 0.001~0.05mas
s%のうちの少なくとも1種

[請求項4]

C : 0.0005~0.0050mass%、Si : 1.0~5.0
mass%、Mn : 0.05~5.0mass%、P : 0~0.1m
ass%、S : 0~0.010mass%、Al : 0.005~3.
0mass%およびN : 0~0.010mass%を含有し、残部が
Feおよび不可避不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを熱間圧
延し、熱延板焼鈍を施した後、1回の冷間圧延または中間焼鈍を挟む
2回以上の冷間圧延をして最終板厚の冷延板とし、該冷延板に冷延板
焼鈍を施す無方向性電磁鋼板の製造方法において、

上記最終板厚とする冷間圧延前の鋼板に、90℃以下に冷却し、10
0~300℃の温度で時効した後、再度冷却する熱処理を施し、

上記最終板厚とする冷間圧延の1パス目の圧延を、表面粗さRaが0
.05~3.0μmのワークロールを用いて、70℃以下の噛込温度
で行い、

上記冷延板焼鈍の均熱温度を、700~950℃の範囲とすることを
特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

[請求項5] 上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、下記A～E群のうちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする請求項4に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

記

- ・ A群；Cr：0.01～5.0mass%
- ・ B群；Ca：0.001～0.01mass%、Mg：0.0001～0.01mass%およびREM：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種
- ・ C群；Sn：0.001～0.2mass%およびSb：0.001～0.2mass%のうちの少なくとも1種
- ・ D群；Ni：0.01～3.0mass%
- ・ E群；Cu：0.01～0.5mass%、Nb：0.0010～0.05mass%、Ti：0.0010～0.05mass%およびV：0.0010～0.20mass%のうちの少なくとも1種

[請求項6] 上記鋼スラブは、下記FおよびG群のうちの少なくとも1群の成分を含有することを特徴とする請求項4または5に記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

記

- ・ F群；Ta：0.0001～0.01mass%、B：0.0001～0.005mass%、Ga：0.0001～0.01mass%、Pb：0.0001～0.005mass%、Zn：0.001～0.01mass%、Mo：0.001～0.05mass%およびW：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種
- ・ G群；Ge：0.001～0.05mass%、As：0.001～0.05mass%およびCo：0.001～0.05mass%のうちの少なくとも1種

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/034142

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 8/12(2006.01)i; **C22C 38/00**(2006.01)i; **C22C 38/06**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i; **H01F 1/147**(2006.01)i
 FI: C22C38/00 303U; C22C38/06; C22C38/60; C21D8/12 A; H01F1/147 175

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)

C21D8/12; C21D9/46; C22C38/00-38/60; H01F1/147

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2022
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2022
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2022

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2016-211016 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 15 December 2016 (2016-12-15)	1-6
A	WO 2017/047049 A1 (JFE STEEL CORP.) 23 March 2017 (2017-03-23)	1-6
A	JP 2020-100860 A (NIPPON STEEL CORP.) 02 July 2020 (2020-07-02)	1-6
A	WO 2020/166718 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 20 August 2020 (2020-08-20)	1-6
A	WO 2021/006280 A1 (JFE STEEL CORP.) 14 January 2021 (2021-01-14)	1-6



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

18 October 2022

Date of mailing of the international search report

01 November 2022

Name and mailing address of the ISA/JP

**Japan Patent Office (ISA/JP)
 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
 Japan**

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2022/034142

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2016-211016	A	15 December 2016	(Family: none)	
WO	2017/047049	A1	23 March 2017	US 2018/0340239	A1
				EP 3351649	A1
				CA 2992966	A1
				CN 108026621	A
				KR 10-2018-0040658	A
				TW 201716158	A
JP	2020-100860	A	02 July 2020	(Family: none)	
WO	2020/166718	A1	20 August 2020	EP 3926060	A1
				KR 10-2021-0112365	A
				CN 113474472	A
				TW 202035710	A
WO	2021/006280	A1	14 January 2021	EP 3998358	A1
				KR 10-2022-0002546	A
				CN 114040989	A
				TW 202104614	A

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/12(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; H01F 1/147(2006.01)i FI: C22C38/00 303U; C22C38/06; C22C38/60; C21D8/12 A; H01F1/147 175																				
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）） C21D8/12; C21D9/46; C22C38/00-38/60; H01F1/147 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 <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2022年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2022年</td> </tr> </table> 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）			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2022年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2022年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2022年										
日本国実用新案公報	1922 - 1996年																			
日本国公開実用新案公報	1971 - 2022年																			
日本国実用新案登録公報	1996 - 2022年																			
日本国登録実用新案公報	1994 - 2022年																			
C. 関連すると認められる文献 <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリ*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>JP 2016-211016 A（新日鐵住金株式会社）15.12.2016（2016 - 12 - 15）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2017/047049 A1（JFEスチール株式会社）23.03.2017（2017 - 03 - 23）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2020-100860 A（日本製鉄株式会社）02.07.2020（2020 - 07 - 02）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2020/166718 A1（日本製鉄株式会社）20.08.2020（2020 - 08 - 20）</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2021/006280 A1（JFEスチール株式会社）14.01.2021（2021 - 01 - 14）</td> <td>1-6</td> </tr> </tbody> </table>			引用文献の カテゴリ*	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 請求項の番号	A	JP 2016-211016 A（新日鐵住金株式会社）15.12.2016（2016 - 12 - 15）	1-6	A	WO 2017/047049 A1（JFEスチール株式会社）23.03.2017（2017 - 03 - 23）	1-6	A	JP 2020-100860 A（日本製鉄株式会社）02.07.2020（2020 - 07 - 02）	1-6	A	WO 2020/166718 A1（日本製鉄株式会社）20.08.2020（2020 - 08 - 20）	1-6	A	WO 2021/006280 A1（JFEスチール株式会社）14.01.2021（2021 - 01 - 14）	1-6
引用文献の カテゴリ*	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 請求項の番号																		
A	JP 2016-211016 A（新日鐵住金株式会社）15.12.2016（2016 - 12 - 15）	1-6																		
A	WO 2017/047049 A1（JFEスチール株式会社）23.03.2017（2017 - 03 - 23）	1-6																		
A	JP 2020-100860 A（日本製鉄株式会社）02.07.2020（2020 - 07 - 02）	1-6																		
A	WO 2020/166718 A1（日本製鉄株式会社）20.08.2020（2020 - 08 - 20）	1-6																		
A	WO 2021/006280 A1（JFEスチール株式会社）14.01.2021（2021 - 01 - 14）	1-6																		
☐ 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 “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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抵触するものではなく、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 18.10.2022		国際調査報告の発送日 01.11.2022																		
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 田口 裕健 4K 4663 電話番号 03-3581-1101 内線 3416																		

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2022/034142

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2016-211016	A	15.12.2016	(ファミリーなし)	
WO	2017/047049	A1	23.03.2017	US 2018/0340239	A1
				EP 3351649	A1
				CA 2992966	A1
				CN 108026621	A
				KR 10-2018-0040658	A
				TW 201716158	A
JP	2020-100860	A	02.07.2020	(ファミリーなし)	
WO	2020/166718	A1	20.08.2020	EP 3926060	A1
				KR 10-2021-0112365	A
				CN 113474472	A
				TW 202035710	A
WO	2021/006280	A1	14.01.2021	EP 3998358	A1
				KR 10-2022-0002546	A
				CN 114040989	A
				TW 202104614	A