

(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
2015年10月1日(01.10.2015)



(10) 国際公開番号

WO 2015/147211 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/059470
- (22) 国際出願日: 2015年3月26日(26.03.2015)
- (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 2014-064779 2014年3月26日(26.03.2014) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金ステンレス株式会社(NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 濱田 純一(HAMADA, Junichi); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 伊藤 宏治(ITO, Koji); 〒1000004 東京都千代田区大手町二

丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).

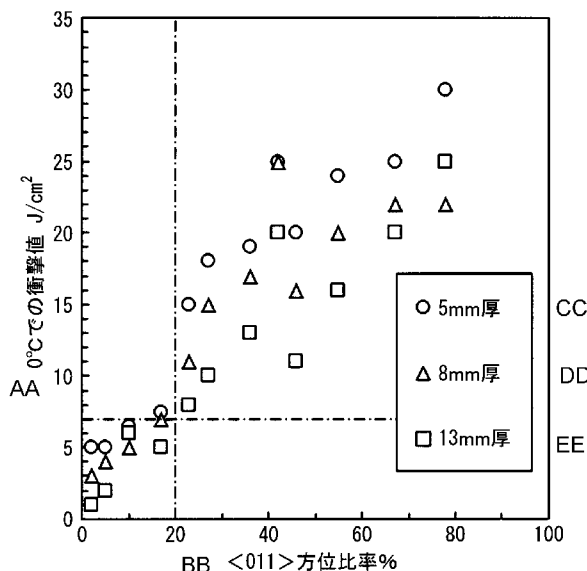
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, 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, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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,

[続葉有]

(54) Title: ROLLED FERRITIC STAINLESS-STEEL PLATE, PROCESS FOR PRODUCING SAME, AND FLANGE COMPONENT

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス圧延鋼板とその製造方法およびフランジ部品

図1



AA Impact value at 0°C, J/cm²
BB <011> orientation proportion, %
CC 5 mm-thick
DD 8 mm-thick
EE 13 mm-thick

(57) Abstract: The present invention provides: a rolled ferritic stainless-steel material which is excellent in terms of corrosion resistance and toughness and is suitable for use as a material especially for flanges; a process for producing the steel material; and a flange component. The rolled ferritic stainless-steel material is characterized by containing, in terms of mass%, 0.001-0.08% C, 0.01-1.0% Si, 0.01-1.0% Mn, 0.01-0.05% P, 0.0002-0.01% S, 10.0-25.0% Cr, and 0.001-0.05% N, with the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, and having a plate thickness of 5 mm or greater. The steel material is further characterized in that in a cross-section which is parallel to the rolling direction and which is located in any position between the right and left edges of the steel plate, the areal proportion of crystal grains in which the <011> direction forms an angle of 15° or less with the rolling direction is 20% or higher.

(57) 要約:

[続葉有]



MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユー
ロシア (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:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

本発明は、耐食性、靱性に優れ、特にフランジ用素材として好適なフェライト系ステンレス圧延鋼材とその製造方法およびフランジ部品を提供する。前記フェライト系ステンレス圧延鋼材は、質量%にて、C: 0.001~0.08%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.0002~0.01%、Cr: 10.0~25.0%、N: 0.001~0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物であり、板厚が5mm以上であり、鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な断面における<011>方向が圧延方向から15°以内にある結晶粒の面積率が20%以上であることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称：

フェライト系ステンレス圧延鋼板とその製造方法およびフランジ部品

技術分野

[0001] 本発明は、板厚が5 mm以上のフェライト系ステンレス圧延鋼材であって、鋼板製造時の割れを防止するとともに、耐食性、靱性に優れ、特にフランジ用素材として好適なフェライト系ステンレス圧延鋼材を提供するものである。

背景技術

[0002] 自動車の排ガス経路は、エキゾーストマニホールド、マフラー、触媒、フレキシブルチューブ、センターパイプおよびフロントパイプ等様々な部品から構成されている。これらの部品をつなげる際、フランジと呼ばれる締結部品を使用することが多い。自動車の排気系部品では、加工工数を低減できると同時に作業空間を狭くできるため、フランジ接合が積極的に採用されている。また、振動による騒音および剛性確保の観点から、5 mm厚以上の厚手のフランジが使用されることが多い。

[0003] フランジは、従来、普通鋼板に対してプレス成形、打ち抜き等の加工をすることによって製造されていた。しかしながら、普通鋼は耐食性に劣るため、自動車製造後に初期錆びと呼ばれる錆が発生し、美観を損なう場合があった。このため、普通鋼板に換えて、フランジ用の素材としてステンレス鋼板の使用が積極的に進められつつある。

[0004] フェライト系ステンレス鋼板は、オーステナイト系ステンレス鋼板に比べてNi含有量が少なく低コストなため、フランジには主としてフェライト系ステンレス鋼板が適用される場合が多いが、靱性に劣ることが課題であった。鋼板の靱性が低いと、鋼板製造ラインにおける鋼帯の通板時或いは鋼帯の展開時に板破断が生じてしまう問題が生じる。また、フランジ加工において、切断、打ち抜き等の加工時に割れが生じることがある。更に、冬場の低温

環境において衝撃が加えられた際にフランジが割れてしまい、自動車排気管が損傷してしまう問題が生じる。5 mm以上の厚手のフェライト系ステンレス鋼板は、特に靱性が低い場合があるので、フランジの製造に用いるには信頼性が低いという課題があった。

[0005] 従って、厚手フェライト系ステンレス鋼板を用いてフランジを製造するには、鋼板の靱性、特に熱延鋼板あるいは熱延焼鈍及び酸洗処理後の鋼板の靱性の向上を図る必要がある。フェライト系ステンレス鋼板の靱性に関する課題を解決するための工夫がいくつか成されている。

[0006] 例えば、特許文献1および2には、板厚が5～12 mmのフェライト系ステンレス鋼熱延コイルまたは熱延焼鈍コイルを大量生産するための製造条件について開示されている。特許文献1はTi含有フェライト系ステンレス鋼を対象としており、硬さおよびシャルピー衝撃値を調整するために、巻取温度を570℃以上とし、コイルを水中に浸漬する方法が示されている。また、特許文献2はNb含有フェライト系ステンレス鋼を対象としており、硬さおよびシャルピー衝撃値を調整するために、熱延仕上温度を890℃以上とし400℃以下で巻き取り、コイルを水中に浸漬する方法が示されている。

特許文献1および2に開示された技術は、熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板板の靱性向上の観点から熱延条件を規定しているが、コイル全長を上記条件に制御するのは困難であるとともに、靱性向上のための金属組織的な要因が不明確であった。

[0007] また、特許文献3には、フェライト相の結晶方位差が小さい亜粒界の長さを一定以上にした冷間割れ性に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。このフェライト系ステンレス鋼は、熱延仕上温度を800～1000℃、巻取温度を650℃超～800℃とし、巻取後に水槽に浸漬する方法により得られる。また、特許文献4には粒界の析出物の占める割合を規定した靱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板が開示されている。

特許文献3および4に開示された技術は、結晶粒界の性格や結晶粒界上の析出物の制御によって、その靱性の向上を図っているが、必ずしもフランジ

用の素材として満足のいく靱性レベルを実現していなかった。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開 2 0 1 2 － 1 4 0 6 8 7 号公報

特許文献2：特開 2 0 1 2 － 1 4 0 6 8 8 号公報

特許文献3：WO 2 0 1 3 / 0 8 5 0 0 5 号公報

特許文献4：特開 2 0 0 9 － 2 6 3 7 1 4 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 本発明の目的は、既知技術の問題点を解決し、靱性に優れたフランジ用フェライト系ステンレス圧延鋼材を効率的に製造することにある。

課題を解決するための手段

[0010] 上記課題を解決するために、上記以外に靱性に影響を与える要因を制御する必要がある、本発明ではこの点について、本発明者らは鋭意研究を推進した。すなわち、本発明者らはフェライト系ステンレス鋼板の低温靱性に関して、成分および製造過程における組織、結晶方位学的見地から詳細な研究を行った。その結果、例えば 5 mm 以上の厚手のフェライト系ステンレス鋼板で特に熱延鋼板あるいは熱延焼鈍鋼板の靱性向上に対しては、母相の結晶方位の配向を制御することが極めて有効であることを知見した。

[0011] 上記課題を解決する本発明の要旨は、

(1) 質量%にて、C : 0.001 ~ 0.08%、Si : 0.01 ~ 1.0%、Mn : 0.01 ~ 1.0%、P : 0.01 ~ 0.05%、S : 0.002 ~ 0.01%、Cr : 10.0 ~ 25.0%、N : 0.001 ~ 0.05% 含有し、残部が Fe および不可避免の不純物であり、板厚が 5 mm 以上であり、鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な断面における $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向から 15° 以内にある結晶粒の面積率が 20% 以上であることを特徴とするフェライト系ステンレス圧延鋼材。

(2) 鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な断面において、結晶方位差が 15° 未満の小傾角粒界の長さの総和が、結晶粒界の長さの総和に対して10%以上であることを特徴とする(1)記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。

(3) さらに質量%にて、Ti: 0.01~0.4%、Nb: 0.01~0.6%、B: 0.0002~0.0030%、Al: 0.005~0.3%、Ni: 0.1~1%、Mo: 0.1~2.0%、Cu: 0.1~3.0%、V: 0.05~1.0%、Mg: 0.0002~0.0030%、Sn: 0.01~0.3%、Sb: 0.01~0.3%、Zr: 0.01~0.1%、Ta: 0.01~0.1%、Hf: 0.01~0.1%、W: 0.01~2.0%、Co: 0.01~0.2%、Ca: 0.0001~0.0030%、REM: 0.001~0.05%、Ga: 0.0002~0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)または(2)記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。

(4) 質量%にて、C: 0.001~0.08%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.0002~0.01%、Cr: 10.0~25.0%、N: 0.001~0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物である溶鋼を溶製し、熱延仕上温度を 800°C ~ 900°C とする熱間圧延工程を行い、 500°C 以下の巻取温度にて巻取工程を行うことを特徴とするフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

(5) 溶鋼がさらに質量%にて、Ti: 0.01~0.4%、Nb: 0.01~0.6%、B: 0.0002~0.0030%、Al: 0.005~0.3%、Ni: 0.1~1%、Mo: 0.1~2.0%、Cu: 0.1~3.0%、V: 0.05~1.0%、Mg: 0.0002~0.0030%、Sn: 0.01~0.3%、Sb: 0.01~0.3%、Zr: 0.01~0.1%、Ta: 0.01~0.1%、Hf: 0.01~0.1%、W: 0.01~2.0%、Co: 0.01~0.2%、Ca: 0.0001~0.

0.030%、REM: 0.001~0.05%、Ga: 0.0002~0.01%の1種または2種以上を含有することを特徴とする(4)記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

(6) 熱間圧延後に、 $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の加熱速度で $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ に加熱後、焼鈍し、次いで $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却することを特徴とする(4)又は(5)記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

(7) フランジ部品として用いることを特徴とする(1)~(3)のいずれかに記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。

(8) (1)~(3)のいずれかに記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材からなるフランジ部品であって、 -20°C における衝撃エネルギーが125J以上であることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、新規設備を必要とせず、韌性に優れたフランジ用フェライト系ステンレス圧延鋼材を効率的に製造することができる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]<011>方位粒比率とシャルピー衝撃値の関係を示す図である。

[図2]フランジ部品の正面図である。

[図3]図2のフランジ部品の低温落重試験方法を示す概略図である。

発明を実施するための形態

[0014] 以下に本発明の限定理由について説明する。

結晶粒微細化、析出物の微細化ならびに軟質化は韌性向上に寄与するが、多くの添加元素を必要としており、厚さが5mm以上の厚手のフェライト系ステンレス熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板をフランジの製造に用いるための十分な韌性を確保することは困難であった。

[0015] 本発明では、母相であるフェライト相の結晶方位に着目して韌性との関係を詳細に調査した結果、結晶粒の安定方位である<011>方向が圧延方向から 15° 以内にある結晶粒（以下「<011>方位粒」ともいう。）を面

積率で20%以上形成させることにより鋼板の靱性が向上することを見出した。

[0016] 図1に種々の製法で製造された板厚が異なる鋼(17%Cr-0.34%Nb-0.005%C-0.01%N)の熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板の<011>方位粒比率とシャルピー衝撃値の関係を示す。ここで、結晶方位はEBSP(Electron Back-Scattering Diffraction pattern)を用い、熱延鋼板あるいは熱延焼鈍鋼板の左右両端の間における圧延方向に平行な全板厚の断面から単位面積当たりの結晶粒毎の方位を測定し、前記断面の単位面積当たりの<011>方向が圧延方向から15°以内にある結晶粒の面積率(以下「<011>方位粒比率」ともいう。)を測定した。また、シャルピー衝撃値は、熱延焼鈍鋼板からVノッチ試験片(幅方向にVノッチ付与)を採取して、JIS Z 2242に準拠して0℃にて計測した。

[0017] 図1に示されるように、<011>方位粒比率が20%以上になると、シャルピー衝撃値が向上し、靱性が良好になる。ここで、良好な靱性とは0℃での衝撃値が7 J/cm²以上の衝撃値を有することであり、熱延コイルの展開および通板時に脆性割れが生じない。フェライト鋼のへき開面は{100}面であり、この面に沿って脆性割れが生じることが知られているが、<011>方位粒が発達すると亀裂伝播方向とへき開面の成す角度が大きくなるため、へき開破壊の抵抗力が大きくなり、靱性値が向上すると考えられる。

[0018] 更に、本発明では、結晶粒界の長さの総和に対する結晶方位差が15°未満の小傾角粒界の長さの総和の比率が靱性に影響することを見出した。この特徴は、前述した<011>方位粒比率とともに靱性向上のための重要な組織形態である。

一般的に、加工(例えば熱間加工)により導入された転位は、当該転位の回復及び材料の再結晶過程で再配列が生じ、前記回復段階では、結晶方位差が15°未満の小傾角粒界で囲まれた結晶粒(以下、「サブグレイン」という。)を形成し、前記再結晶過程で15°以上の大傾角粒界で囲まれた粗大な結晶粒が形成される。通常は、再結晶熱処理により大傾角粒界の比率が増

加して小傾角粒界は低減するが、大傾角粒界は移動及び成長が著しく速いため、結晶粒粗大化による靱性低下が生じる。

[0019] 本発明では、前記小傾角粒界の長さの総和が前記断面における結晶粒界の長さの総和の10%以上になるように前記サブグレインを形成することで、粒界の移動及び成長を抑え、脆性破壊の抵抗として有効に作用することを見出した。すなわち、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率が20%以上であり、更に、前記小傾角粒界の長さの総和が前記断面における結晶粒界の長さの総和の10%以上になるように前記サブグレインが形成されることによって、0℃でのシャルピー衝撃値を11 J/cm²以上に向上させることができることを見出した。0℃でのシャルピー衝撃値を11 J/cm²以上に向上させることによって、フランジ加工時の割れが生じない靱性を確保することができる。

[0020] 前記断面における結晶粒界の長さの総和に対する15°未満の小傾角粒界の長さの比率は、前記のEBSP方位解析により測定することが可能であり、前記 $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率の測定方法と同様の方法により測定することが可能である。尚、EBSPを用いて行う前記 $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率及び前記15°未満の小傾角粒界の長さの比率の測定は、熱延鋼板あるいは熱延焼鈍鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な長さ1.0 mmの全板厚の断面に亘って行うことが望ましい。また、鋼板の延性を考慮すると20%以上が望ましい。

[0021] 次に鋼の成分範囲について説明する。成分含有量の%は質量%を意味する。

[0022] Cは、固溶Cによる硬質化ならびに炭化物析出により靱性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。また、Cの含有量が0.08%超の場合、炭化物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるため、その上限を0.08%とした。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、Cの含有量の下限を0.001%とした。更に、製造コスト、耐食性および熱延板靱性を考慮すると0.002%以上0.015%以下が望ましい。

[0023] Siは、脱酸元素として添加される場合がある他、耐酸化性の向上をもたらすが、固溶強化元素であるため、靱性の観点からは少ないほど良い。また、Siの含有量が1.0%超の場合、すべり系の変化に起因して、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達抑制されるため、その上限を1.0%とした。一方、耐酸化性確保のため、その下限を0.01%とした。但し、Siの含有量の過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、材質や耐初期錆び性を考慮して0.05%以上0.9%以下が望ましい。

[0024] Mnは、Si同様、固溶強化元素であるため、材質上その含有量は少ないほど良い。また、1.0%超の場合、MnS等の析出物の生成により結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるので、Mn含有量の上限を1.0%とした。一方、Mn含有量の過度の低減は精錬コストの増加に繋がるが、微量のMn添加はスケール剥離性を向上させる効果があるため、その下限は0.01%とした。更に、材質や製造コストを考慮すると0.1%以上0.5%以下が望ましい。

[0025] Pは、MnやSi同様に固溶強化元素であり材料を硬質化させるため、靱性の観点からその含有量は少ないほど良い。また、Pの含有量が0.05%超の場合、リン化物の生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるため、その上限を0.05%とした。但し、過度の低減は原料コストの増加に繋がるため、下限を0.01%とした。更に、製造コストと耐食性を考慮すると0.015%以上0.03%以下が望ましい。

[0026] Sは、耐食性を劣化させる元素であるため、その含有量は少ないほど良い。また、Sの含有量が0.01%超の場合、MnS、 $Ti_4C_2S_2$ 等の析出物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるため、その上限を0.01%とした。一方、Sは、MnやTiと結合してフランジ成形における打ち抜き性を向上させる効果があり、Sの含有量が0.0002%からこの効果は発現するので、下限を0.0002%とした。更に、精錬コストや燃料部品とした際の際間腐食抑制を考慮すると、S

の含有量は0.0010%以上0.0060%以下が望ましい。

[0027] Crは、耐食性や耐酸化性を向上させる元素であり、フランジに要求される塩害性を考慮すると、10.0%以上が必要である。一方、Crの過度な添加は、硬質となり成形性や靱性を劣化させる。また、Crの含有量が25.0%超の場合、粗大なCr炭化物ならびに窒化物等の析出物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるため、上限を25.0%とした。尚、製造コストや靱性劣化による製造時の板破断を考慮すると、10.0%以上18.0%以下が望ましい。

[0028] Nは、Cと同様に靱性と耐食性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。また、Nの含有量が0.05%超の場合、窒化物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達が抑制されるため、上限を0.05%とした。但し、Nの含有量の過度の低下は精錬コストの増加に繋がるため、下限を0.001%とした。更に、製造コストと加工性及び初期錆び性を考慮すると0.005以上0.02%以下が望ましい。

[0029] さらに本発明は、以下に示す元素を選択的に含有すると好ましい。

[0030] Tiは、C、N、Sと結合して耐食性、耐粒界腐食性、靱性を向上させるために必要に応じて添加する元素である。C、N固定作用は0.01%から発現するため、下限を0.01%とした。また、0.4%超のTiの添加は硬質化する他、粗大なTi(C、N)化合物が析出して靱性を著しく劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達を抑制するため、Tiの含有量の上限を0.4%とした。更に、製造コストなどを考慮すると、0.05%以上0.25%以下が望ましい。

[0031] Nbは、高温強度を向上させる他、Tiと同様にCやNと結合して耐食性、耐粒界腐食性、靱性を向上させるため必要に応じて添加される。この作用は、Nbの含有量が0.01%以上の場合に発現するため、その下限を0.01%とした。但し、Nbを過度に添加すると、鋼板を硬質化し鋼板の成形性を劣化させる他、粗大なNb(C、N)化合物や熱履歴によっては $(Fe, Nb)_6C$ 及び Fe_2Nb 析出して、鋼板の靱性を著しく劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$

1>方位粒の発達を抑制するため、上限を0.6%とした。尚、原料コストや隙間腐食性を考慮すると、0.1%以上0.45%以下が望ましい。

[0032] Bは、粒界に偏析することで製品の2次加工性を向上させる元素であり、フランジの打ち抜き性を向上させるため、必要に応じて添加される。この作用は、Bの含有量が0.0002%以上の場合に発現することから、Bの含有量の下限を0.0002%とした。但し、過度なBの添加によってほう化物が析出して鋼板の靱性を劣化させる他、<011>方位粒の発達を抑制するため、上限を0.0030%とした。更に、コストや延性低下を考慮すると、0.0003%以上0.0010%以下が望ましい。

[0033] Alは、脱酸元素として添加される場合があり、その作用は0.005%以上のAl含有量から発現するため、下限を0.005%とした。また、0.3%以上のAlの添加は、鋼板の靱性の低下や、溶接性および表面品質の劣化をもたらす他、<011>方位粒の発達を抑制するため、その上限を0.3%とした。更に、精錬コストを考慮すると0.01%以上0.1%以下が望ましい。

[0034] Niは、隙間腐食の抑制や再不働態化の促進により耐初期錆び性を向上させるため、必要に応じて添加される。この作用は、Ni含有量が0.1%以上の場合に発現するため、下限を0.1%とした。但し、過度な添加は硬質化し成形性を劣化させる他、<011>方位粒の発達を抑制したり、応力腐食割れが生じ易くなるため、上限を1%とした。尚、原料コストを考慮すると、0.1%以上0.5%以下が望ましい。

[0035] Moは、耐食性や高温強度を向上させる元素であり、特に、フランジ部品が隙間構造を有する場合において隙間腐食を抑制するために必要な元素である。この作用は、Mo含有量が0.1%以上になると発現するため、下限を0.1%とした。また、Mo含有量が2.0%を越えると著しく成形性が劣化したり、製造時の靱性劣化、<011>方位粒の発達を抑制が生じるため、上限を2.0%とした。更に、製造コストを考慮すると0.1%以上1.2%以下が望ましい。

- [0036] Cuは、高温強度向上の他、隙間腐食の抑制や再不働態化を促進させるため、必要に応じて添加される。この作用は、Cu含有量が0.1%以上になると発現するため、下限を0.1%とした。但し、過度な添加は、 ϵ -Cu析出によって鋼板を硬質化して鋼板の成形性と靱性を劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達を抑制するため、上限を3.0%とした。尚、製造時の酸洗性等を考慮すると、0.1%以上1.2%以下が望ましい。
- [0037] Vは、隙間腐食を抑制させる他、微量添加によって靱性向上に寄与するため必要に応じて添加される。この作用は、Vの含有量0.05%以上から発現するため、下限を0.05%とした。但し、過度なVの添加は、鋼板を硬質化して鋼板の成形性を劣化させる他、粗大なV(C, N)化合物が析出によって鋼板の靱性劣化ならびに $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達の抑制につながるため、上限を1.0%とした。尚、原料コストや初期錆び性を考慮すると、0.07%以上0.2%以下が望ましい。
- [0038] Mgは、脱酸元素として添加させる場合がある他、スラブの組織を微細化させ、成形性向上に寄与する元素である。また、Mg酸化物はTi(C, N)化合物やNb(C, N)化合物等の炭窒化物の析出サイトになり、これらを微細分散析出させる効果がある。この作用は、Vの含有量0.0002%以上で発現し、靱性向上に寄与するため下限を0.0002%とした。但し、過度な添加は、溶接性や耐食性の劣化につながる他、粗大な析出物形成により $\langle 011 \rangle$ 方位粒の抑制につながるため、上限を0.0030%とした。精錬コストを考慮すると、0.0003%以上0.0010%以下が望ましい。
- [0039] SnやSbは、耐食性と高温強度の向上に寄与するため、必要に応じて0.01%以上添加する。0.3%超の添加により鋼板製造時のスラブ割れが生じる場合がある他、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達を抑制するため上限を0.3%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.01%以上0.15%以下が望ましい。
- [0040] Zr、TaおよびHfは、CやNと結合して靱性の向上に寄与するため必

要に応じて0.01%以上添加する。但し、0.1%超の添加によりコスト増になる他、製造性を著しく劣化や<011>方位粒の発達を抑制につながるため、上限を0.1%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.01%以上0.08%以下が望ましい。

[0041] Wは、耐食性と高温強度の向上に寄与するため、必要に応じて0.01%以上添加する。2.0%超の添加により鋼板製造時の靱性劣化や<011>方位粒の発達の抑制ならびにコスト増につながるため、上限を2.0%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.01%以上1.0%以下が望ましい。

[0042] Coは、高温強度の向上に寄与するため、必要に応じて0.01%以上添加する。0.2%超の添加により鋼板製造時の靱性劣化や<011>方位粒の発達の抑制ならびにコスト増につながるため、上限を0.2%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.01%以上0.1%以下が望ましい。

[0043] Caは、脱硫のために添加される場合があり、この効果は、Ca含有量が0.0001%以上で発現することから下限を0.0001%とした。しかしながら、0.0030%超の添加により粗大なCaSが生成し、靱性や耐食性を劣化、<011>方位粒の発達を抑制させるため、上限を0.0030%とした。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.0003~0.0020%が望ましい。

[0044] REM（希土類元素）は、種々の析出物の微細化による靱性向上や耐酸化性の向上の観点から必要に応じて添加される場合があり、この効果は、REM含有量が0.001%以上で発現することから下限を0.001%とした。しかしながら、0.05%超の添加により鑄造性が著しく悪くなる他、<011>方位粒の発達を抑制することから上限を0.05%とした。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.001~0.01%が望ましい。尚、本発明において、REMは、一般的な定義に従い、スカンジウム（Sc）、イットリウム（Y）の2元素と、ランタン（La）からルテチウム（Lu

）までの15元素（ランタノイド）の総称を指す。単独で添加してもよいし、混合物であってもよい。

[0045] Gaは、耐食性向上や水素脆化抑制のため、0.1%以下で添加してもよい。硫化物や水素化物形成の観点から、Gaの含有量の下限は0.0002%とする。好ましくは0.0010%以上である。さらに、製造性やコストの観点ならびに、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の発達観点から0.0040%以下が好ましい。

[0046] その他の成分について本発明では特に規定するものではないが、本発明においては、Bi等を必要に応じて、0.001%以上0.1%以下添加してもよい。なお、As、Pb等の一般的な有害な元素や不純物元素はできるだけ低減することが好ましい。

[0047] 次に製造方法について説明する。

本発明の圧延鋼材は、製鋼－熱間圧延、製鋼－熱間圧延－酸洗あるいは製鋼－熱間圧延－焼鈍－酸洗の工程によって製造される。製鋼においては、前記必須成分および必要に応じて添加される成分を含有する鋼を、転炉溶製し続いて2次精錬を行う方法が好適である。溶製した溶鋼は、公知の鑄造方法（連続鑄造）に従ってスラブとする。スラブは、所定の温度に加熱され、所定の板厚に連続圧延で熱間圧延される。

[0048] 本発明では、熱間圧延における仕上温度と巻取温度を規定する。

熱間圧延の仕上温度が高温になる程、仕上圧延後にフェライト相の加工歪が除去されるとともに組織回復が促進し、その $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向から 15° 以内になるように前記サブグレインが形成され、鋼板の靱性が向上する。一方、仕上温度が 800°C 未満では、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒以外の方位（ $\langle 001 \rangle$ 方位等）を有する結晶粒が、熱延せん断歪に起因して生成して発達してしまう。仕上温度を 800°C 以上にするにより、他方位の結晶粒の生成及び発達を抑制し、前記サブグレインとしての $\langle 011 \rangle$ 方位粒が、全板厚の断面に対する面積率換算で20%以上になるように生成できることから、仕上温度を 800°C 以上とする。しかしながら、仕上温度の過度な高

温化は＜0 1 1＞方位粒の生成が抑制される他、酸洗性の低下につながることから、仕上温度の上限を900℃とする。更に、表面疵を考慮すると810～880℃が望ましい。

[0049] 熱間圧延工程における仕上圧延後に、500℃以下で巻取工程がなされる。

500℃超の高温で巻取工程を行うと、靱性低下をもたらす析出物が生成し、475℃脆性が発現して鋼帯が低靱化するため、巻取工程の上限温度を500℃とする。また、仕上温度800℃以上で施された仕上圧延時に形成された前記サブグレインとしての＜0 1 1＞方位粒の結晶方位回転を抑制し、また再結晶組織にしないために、巻取工程の温度の上限を500℃とする必要がある。しかしながら、過度な低温化はコイル形状が不良になることから、巻取工程の温度の下限を200℃とする。更に、形状安定性、酸洗性を考慮すると、巻取工程は、300℃以上450℃以下で行うことが望ましい。尚、熱延板厚はフランジとして多用される5mm以上とするが、過度に厚手化すると靱性が極端に低下するため、望ましくは5mm以上20mm以下が望ましい。さらに6mm以上15mm以下が望ましい。

[0050] 熱間圧延後に焼鈍－酸洗工程の通板を行う場合、焼鈍条件を規定する。

焼鈍温度の高温化に伴い回復・再結晶が進み、＜0 1 1＞方位粒が低減する。この作用を抑制するために、800～1000℃に加熱する。焼鈍温度が800℃未満では、熱延工程時の加工組織が残留して回復が十分進まず、鋼板が硬質になるため、鋼板の靱性が不良となる。また、焼鈍温度が1000℃超では再結晶完了後の粒成長が顕著に進行するとともに、結晶方位のランダム化が進み＜0 1 1＞方位粒が低減するため、鋼板の靱性が著しく劣化する。また、析出物の固溶化、結晶粒の粗大化抑制および＜0 1 1＞方位粒の残留の観点から、850～950℃にて焼鈍することが望ましい。

[0051] 前記焼鈍温度に鋼板或いは鋼帯を加熱する際、加熱速度を10℃／sec以上とする。加熱速度がこれよりも遅い場合、再結晶が進行してサブグレインの消失および結晶粒の粗大化が生じ、＜0 1 1＞方位粒が低減して鋼板の

韌性が劣化する。加熱速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満で $\langle 011 \rangle$ 方位粒が低減する要因としては、加熱中に他方位粒が生じてしまい、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒が前記他方位の発達に伴って浸食されることが原因である。特に、 $\langle 112 \rangle$ 、 $\langle 100 \rangle$ 方位粒が発達し、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒の存在比率を20%以上とすることが困難となる。

[0052] また、冷却速度についても $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とするが、これは冷却過程で韌性劣化をもたらす析出物の形成を抑制するためである。また、冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では、冷却過程で結晶方位変化が生じて $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率が低減する。更に、生産性を考慮すると、加熱速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上、冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上が望ましい。なお、本発明の成分組成であれば上記の冷却速度で十分効果を発現する。上記速度よりも高速（例えば、 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上）の冷却速度にて冷却しても本発明の効果は飽和する。本発明においては、表面品位、鋼板形状や製造コストを考慮して、冷却速度を $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満とするのが好ましい。

[0053] 本発明の成分を有し、且つ前記熱間圧延工程による製造されたフェライト系ステンレス圧延鋼材は、本発明の熱延鋼板または熱延鋼帯を構成する。本発明の成分を有し、且つ前記熱間圧延後に前記焼鈍工程を経たフェライト系ステンレス圧延鋼材は、本発明の熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯を構成する。本発明の熱延鋼板または熱延鋼帯、或いは本発明の熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯は、いずれも、JIS Z 2242に準拠して 0°C にて計測されたシャルピー衝撃値が $11\text{ J}/\text{cm}^2$ 以上であり、フランジ加工時の割れが生じない韌性を確保することができる。

[0054] また、後述する実施例に示されるように、本発明のフェライト系ステンレス圧延鋼材から製造されたフランジ部品は、 -20°C における 125 J 以下の衝撃エネルギーの付与によって割れが生じることがなく、低温韌性に優れる。

実施例

[0055] 表1-1及び表1-2に示す成分組成の溶鋼をそれぞれ溶製しスラブに鋳

造し、スラブを5 mm厚以上に熱間圧延して熱間圧延コイルを製造した。前記熱間圧延コイルは、熱延仕上温度を810～880℃、巻取温度を300～450℃に制御することによって製造された。その後、表1-1及び表1-2に示すように、焼鈍工程を施したコイルも製造した。前記焼鈍工程の条件として、焼鈍温度は850～950℃、加熱速度と冷却速度はいずれも15℃/secとした。これら熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板から結晶方位評価サンプルとシャルピー衝撃試験片を採取した。熱延鋼板あるいは熱延焼鈍鋼板の左右両端の間において、圧延方向に平行な長さ1.0 mmの全板厚の断面を標本的に露出し、露出させた当該断面について、EBSPを用いて結晶粒毎の方位を測定し、 $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向から15°以内にある結晶粒の面積率（ $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率）（面積%）を測定した。また、前記 $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率が測定された断面における15°未満の結晶方位差を有する小傾角粒界の長さの総和と、前記全板厚の断面における結晶粒界の長さの総和との比率を測定した。シャルピー衝撃試験を前記方法でJIS Z 2242に準拠して実施した。尚、表1-2において、符号“*”は、本発明から外れていることを示す。

[0056]

[表1-1]

No.	成分 (質量%)																								熱延板/ 熱延焼鈍板	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ti	Nb	B	Al	Ni	Mo	Cu	V	Mg	Sn	Sb	Zr	Ta	Hf	W	Co	Ca		REM
A1	0.005	0.43	0.32	0.023	0.0006	10.7	0.008	0.18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A2	0.062	0.35	0.51	0.032	0.0046	16.2	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A3	0.075	0.25	0.42	0.030	0.0021	16.5	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A4	0.011	0.33	0.13	0.023	0.0007	17.3	0.018	-	0.42	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A5	0.004	0.06	0.07	0.025	0.0008	17.2	0.011	0.21	-	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A6	0.005	0.07	0.03	0.026	0.0010	17.4	0.013	-	0.38	0.0003	0.06	-	0.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A7	0.008	0.91	0.35	0.030	0.0005	13.9	0.009	-	0.42	-	0.03	0.1	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0005	-	-
A8	0.005	0.07	0.09	0.024	0.0010	17.2	0.013	0.21	-	0.0010	0.09	-	1.1	-	0.10	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A9	0.009	0.45	0.15	0.021	0.0007	21.1	0.019	-	0.43	-	0.07	0.3	-	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A10	0.013	0.22	0.27	0.022	0.0007	18.9	0.016	0.09	0.35	0.0007	0.12	0.2	-	0.3	0.12	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	0.0007	-	-
A11	0.006	0.23	0.96	0.031	0.0008	17.6	0.014	0.07	0.46	0.0005	0.06	-	1.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A12	0.005	0.42	0.38	0.015	0.0019	17.1	0.006	0.13	0.42	0.0004	0.03	-	-	1.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A13	0.006	0.44	0.15	0.030	0.0009	11.6	0.006	0.17	-	0.0004	0.07	0.1	0.1	0.1	0.13	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A14	0.005	0.06	0.16	0.031	0.0025	11.5	0.013	0.15	-	0.0006	0.05	0.7	-	-	0.18	0.0005	-	-	-	0.06	-	-	-	0.0018	0.01	-
A15	0.014	0.16	0.23	0.026	0.0016	14.5	0.009	0.08	0.22	0.0006	0.05	-	-	-	-	-	0.12	-	-	-	-	-	-	-	0.02	-
A16	0.012	0.13	0.33	0.036	0.0009	17.6	0.012	-	0.36	0.0006	0.07	0.2	-	0.4	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A17	0.013	0.15	0.22	0.026	0.0011	17.5	0.010	-	0.29	-	-	-	0.3	-	-	-	-	-	-	-	-	1.50	-	-	-	-
A18	0.055	0.41	0.45	0.032	0.0035	16.1	0.025	-	-	-	0.11	-	-	0.2	0.15	0.0005	-	-	0.09	-	-	-	-	-	-	-
A19	0.006	0.35	0.09	0.025	0.0009	19.5	0.017	0.17	0.22	0.0004	0.07	0.13	1.5	0.1	0.13	0.0003	0.06	0.05	0.07	0.05	0.05	0.06	0.05	0.0011	0.008	-
A20	0.008	0.09	0.13	0.032	0.0017	17.1	0.015	-	0.33	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.010

本表 例

本
表
明
例

[0057]

[表1-2]

No.	成分 (質量%)																								熱延板/ 熱延焼鈍板	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ti	Nb	B	Al	Ni	Mo	Cu	V	Mg	Sn	Sb	Zr	Ta	Hf	W	Co	Ca	REM	Ga
B1	0.092*	0.24	0.37	0.020	0.0009	10.7	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B2	0.005	1.56*	0.25	0.020	0.0009	17.3	0.006	0.18	-	0.0009	0.09	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B3	0.013	0.32	1.43*	0.020	0.0012	14.5	0.010	-	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B4	0.003	0.42	0.43	0.06*	0.0002	16.3	0.010	0.12	-	0.0007	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B5	0.007	0.26	0.32	0.019	0.0125*	18.8	0.013	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B6	0.012	0.31	0.34	0.040	0.0026	25.3*	0.005	-	-	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B7	0.004	0.25	0.36	0.020	0.0015	17.5	0.06*	0.22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B8	0.003	0.26	0.12	0.030	0.0053	14.1	0.015	0.46*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B9	0.008	0.39	0.12	0.032	0.0035	16.2	0.005	-	0.65*	0.0100*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B10	0.009	0.29	0.26	0.010	0.0015	19.5	0.005	-	-	0.0035*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B11	0.006	0.36	0.33	0.040	0.0033	11.1	0.007	-	-	-	0.36*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B12	0.002	0.42	0.42	0.020	0.0032	13.8	0.006	-	-	-	-	1.5*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B13	0.003	0.17	0.26	0.030	0.0013	16.5	0.012	-	0.25	-	0.04	-	2.6*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B14	0.011	0.25	0.27	0.020	0.0023	11.9	0.006	-	-	-	-	-	-	3.3*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B15	0.005	0.31	0.21	0.010	0.0016	13.5	0.010	-	-	-	0.03	-	-	-	1.2*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B16	0.009	0.39	0.12	0.040	0.0022	14.5	0.013	-	-	0.0005	-	-	-	-	0.0042*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B17	0.006	0.21	0.33	0.030	0.0007	17.3	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.45*	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B18	0.005	0.32	0.17	0.050	0.0011	13.6	0.013	-	-	-	0.06	-	-	-	-	-	0.36*	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B19	0.005	0.21	0.25	0.010	0.0025	16.3	0.009	-	-	-	0.13	-	-	-	-	-	-	0.2*	-	-	-	-	-	-	-	-
B20	0.056	0.13	0.65	0.016	0.0046	11.5	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.3*	-	-	-	-	-	-	-
B21	0.043	0.96	0.95	0.025	0.0056	10.9	0.045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.2*	-	-	-	-	-	-
B22	0.055	0.85	0.35	0.035	0.0076	16.5	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.3*	-	-	-	-	-
B23	0.063	0.65	0.64	0.019	0.0009	17.5	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.3*	-	-	-	-
B24	0.042	0.43	0.56	0.037	0.0016	17.6	0.039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0045*	-	-	-
B25	0.009	0.33	0.13	0.015	0.0016	10.8	0.015	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.06*	-	-
B26	0.008	0.13	0.31	0.025	0.0013	14.5	0.015	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.5*	-

比較例

符号“*”は、本表明から外れていることを示す。

符号“*”は、本発明から外れていることを示す。

[0058]

[表2-1]

	No.	熱延板/ 熱延焼鈍板	<011>方位粒 比率 (%)	15° 未満の小傾角粒界 の比率 (%)	衝撃値 (J/cm ²)
本 発 明 例	A1	熱延焼鈍板	27	21	15
	A2	熱延焼鈍板	33	45	15
	A3	熱延板	21	20	12
	A4	熱延焼鈍板	42	53	29
	A5	熱延焼鈍板	22	23	15
	A6	熱延焼鈍板	56	59	21
	A7	熱延焼鈍板	72	62	20
	A8	熱延焼鈍板	43	46	15
	A9	熱延焼鈍板	35	39	19
	A10	熱延板	20	22	11
	A11	熱延焼鈍板	26	25	16
	A12	熱延焼鈍板	21	23	13
	A13	熱延板	20	18	14
	A14	熱延焼鈍板	26	35	15
	A15	熱延板	21	26	16
	A16	熱延焼鈍板	35	39	17
	A17	熱延板	20	19	12
	A18	熱延焼鈍板	53	69	26
	A19	熱延焼鈍板	45	56	27
	A20	熱延焼鈍板	25	23	16

[0059]

[表2-2]

	No.	熱延板/ 熱延焼鈍板	<011>方位粒 比率 (%)	15° 未満の小傾角粒界 の比率 (%)	衝撃値 (J/cm ²)
比較例	B1	熱延焼鈍板	16*	9*	6
	B2	熱延板	18*	9*	9
	B3	熱延焼鈍板	15*	7*	7
	B4	熱延焼鈍板	11*	8*	5
	B5	熱延焼鈍板	16*	6*	7
	B6	熱延焼鈍板	14*	9*	6
	B7	熱延焼鈍板	15*	9*	8
	B8	熱延焼鈍板	13*	8*	4
	B9	熱延板	5*	3*	2
	B10	熱延焼鈍板	18*	2*	10
	B11	熱延焼鈍板	6*	6*	6
	B12	熱延板	5*	4*	5
	B13	熱延焼鈍板	4*	3*	4
	B14	熱延焼鈍板	10*	9*	8
	B15	熱延板	11*	9*	9
	B16	熱延焼鈍板	16*	9*	7
	B17	熱延焼鈍板	18*	9*	10
	B18	熱延焼鈍板	5*	7*	6
	B19	熱延焼鈍板	2*	4*	3
	B20	熱延焼鈍板	2*	4*	1
	B21	熱延焼鈍板	3*	3*	2
	B22	熱延焼鈍板	4*	4*	4
	B23	熱延焼鈍板	5*	5*	6
	B24	熱延焼鈍板	6*	4*	5
	B25	熱延焼鈍板	12*	9*	6
	B26	熱延焼鈍板	10*	9*	3

符号“*”は、本発明から外れていることを示す。

[0060] 表2-1及び表2-2に結果を示す。表2-2において、符号“*”は、本発明から外れていることを示す。また、「15°未満の小傾角粒界の比率」とは、前記<011>方位粒比率が測定された断面における15°未満の結晶方位差を有する小傾角粒界の長さの総和と、前記断面における結晶粒界の長さの総和との比率である。

[0061] 本発明例A1～A20は、本発明の成分を有し、本発明の製造方法によって製造された熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板である。本発明例A1～A20は、いずれも<011>方位粒比率が20%以上であり、15°未満の小傾角

粒界の比率が10%以上であり、0℃での衝撃値が11 J/cm²以上であった。0℃での衝撃値が7 J/cm²以上の衝撃値を有する鋼であれば、熱延コイルの展開および通板時に脆性割れが生じないので、本発明のフェライト系ステンレス圧延鋼板は、十分な靱性を有していることが分かる。

これに対して、比較例B1～B26はいずれかの成分が本発明範囲外の熱延板あるいは熱延焼鈍鋼板である。比較例B1～B26は、＜011＞方位粒比率が20%未満であり、15°未満の小傾角粒界の比率が10%未満であり、0℃での衝撃値が7 J/cm²に達しない例が多かった。

[0062] 本発明の成分を有する鋼に対して、表3に示すように熱延条件と焼鈍条件を変更して製造したコイルの評価結果を示す。表3の「鋼No.」の欄に示された符号は、表1の「No.」の欄に示された鋼板の符号に対応する。すなわち、表3に示された各鋼板は、表3の「鋼No.」の欄に示された符号に対応する表1における当該符号の鋼板と同一の組成を有し、表3に記載の製造方法によって製造したものである。表3の本発明例C1～C24の鋼板は、本発明の製造条件によって製造されており、良好な靱性を有している。一方、比較例D1～D6の鋼板は、いずれかの製造条件が本発明範囲外であり、＜011＞方位粒比率が20%未満であり、15°未満の小傾角粒界の比率が10%未満であり、0℃での衝撃値が7 J/cm²に達しなかった。

[0063] また、本発明例C1～C24の鋼板及び比較例D1～D6の鋼板を素材として、図2に示すように左右対称の形状のフランジ部品1をそれぞれ製造した。前記フランジ部品1は、その中央に直径55 mmの内径を有する穴11と、前記穴11の左右にボルト等の固定金具を通す穴12が設けられ、前記穴11の上下には、最も肉厚の薄い縁部11a及び11bが、前記穴11の中心に対して上下対称に形成されている。

尚、前記フランジ部品に外接する楕円5の短径に対する前記穴11の内径の比率は、0.65であり、前記楕円5の短径に対する前記縁部11a及び11bの肉厚の比率は、いずれも0.18である。

[0064] 前記フランジ部品1に対して、図3に示す低温落重試験2を用いて低温落

重試験を実施した。前記低温落重試験は、落重試験装置 2 を用いて行った。まず、 -20°C に冷却されたフランジ部品 1 の最も肉厚の薄い部分 11a 及び 11b が上端及び下端になるようにフランジ部品 1 を固体台 4 の上に直立させて固定した。次に、前記薄肉部分 11a の側面に重さ 16 kg の錘 3 を高さ 80 cm から自由落下させ、フランジ部品 1 の割れ有無を目視観察した。この場合、フランジ部品に付与されるエネルギーは 125 J となる。フランジ部品を -20°C に冷却する方法は恒温恒湿槽あるいはアルコールと液体窒素で温度調整し、 -20°C に 10 分保持した後、衝撃を与えた。

[0065] 前記低温落重試験の結果を表 3 に示す。表 3 において、符号 “*” は、本発明から外れていることを示す。表 3 から、本発明例 C1～C24 から作成されたフランジ部品は -20°C で 125 J 以下の衝撃エネルギーの付与で割れが生じていないことが分かる。このように、本発明によれば、低温靱性に優れたフランジ部品を提供することが可能である。

これに対して、本発明範囲外の製造条件で製造された熱延板あるいは熱延焼鈍板である比較例 D1～D6 は、前記衝撃エネルギーにより割れが生じており、十分な靱性を有していない。

[0066]

[表3]

	No.	鋼 No	熱延条件			焼鈍条件			特性			
			仕上 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	加熱 速度 (°C/sec)	冷却 速度 (°C/sec)	<011> 方位比率 (%)	15° 未満の 小傾角粒界の 比率 (%)	衝撃値 (J/cm ²)	フランジ部品 の低温衝撃試験 における割れ有無
本 発 明 例	C1	A1	830	470	8	880	16	20	27	21	15	無
	C2	A1	830	470	8	焼鈍無し			35	33	21	無
	C3	A2	810	450	8	820	12	19	33	35	15	無
	C4	A2	810	450	13	820	15	21	31	34	14	無
	C5	A2	810	450	13	焼鈍無し			42	49	30	無
	C6	A4	840	350	5	1000	15	16	45	59	31	無
	C7	A4	840	350	8	970	17	18	42	53	29	無
	C8	A4	840	350	13	950	16	25	40	46	27	無
	C9	A4	840	350	8	焼鈍無し			53	68	35	無
	C10	A5	820	400	13	940	19	15	22	29	16	無
	C11	A5	820	400	13	焼鈍無し			35	38	23	無
	C12	A6	860	400	5	990	20	17	60	73	25	無
	C13	A6	860	400	8	970	20	23	56	66	21	無
	C14	A6	860	400	13	950	18	19	50	59	18	無
	C15	A6	860	400	5	焼鈍無し			67	86	36	無
	C16	A7	805	420	5	1000	18	21	75	81	24	無
	C17	A7	805	420	8	960	15	20	72	82	20	無
	C18	A7	805	420	13	940	15	16	60	66	16	無
	C19	A7	805	420	8	焼鈍無し			75	80	39	無
	C20	A8	860	330	8	970	25	15	43	40	15	無
	C21	A8	860	330	8	焼鈍無し			52	38	25	無
	C22	A9	880	330	5	970	23	30	26	26	24	無
	C23	A9	880	330	5	焼鈍無し			33	30	29	無
	C24	A10	880	300	8	970	20	24	20	25	11	無
比 較 例	D1	A1	750*	470	8	880	16	20	15*	9*	6	有
	D2	A2	810	550*	8	820	12	19	18*	9*	5	有
	D3	A4	840	350	8	750*	17	18	10*	8*	4	有
	D4	A5	820	400	13	1050*	19	15	8*	7*	3	有
	D5	A6	860	400	5	990	5*	17	18*	9*	6	有
	D6	A8	860	330	8	970	25	5*	10*	9*	4	有

[0067] なお、製造設備あるいは製造工程における他の条件は適宜選択すれば良い。例えば、熱間圧延設備は連続式のタンデムミルでもリバーズ式ミルでも良く、圧延途中で保熱装置を有するステッセルミルを用いても良い。スラブ厚さ、熱間圧延板厚などは適宜設計すれば良い。熱延巻取後に水冷プールに浸漬しても構わない。熱延後あるいは熱延焼鈍後の酸洗については、ショットブラスト、ベンディング、ブラシ等のメカニカルデスケール方法については適宜選択すれば良く、酸液についても硫酸、硝酸等既設条件で構わない。更に、この後にコイル研削、ショットブラスト処理ならびに塗装やメッキ等の各種表面処理を施しても構わない。

産業上の利用可能性

[0068] 以上の説明から明らかなように、本発明のフェライト系ステンレス圧延鋼材は、製造性に優れるとともに、フランジ作製時および使用時の靱性も確保されている。つまり、本発明を適用した材料を、特に自動車、二輪用部品として用いることで信頼性の確保が図られ、社会的貢献度を高めることが可能となり、産業上極めて有益である。

符号の説明

- [0069]
- 1 フランジ部品
 - 2 落重試験装置
 - 3 錘
 - 4 固定台
 - 1 1 穴
 - 1 1 a、1 1 b 縁部
 - 5 外接楕円

請求の範囲

- [請求項1] 質量%にて、C : 0.001~0.08%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 0.01~1.0%、P : 0.01~0.05%、S : 0.0002~0.01%、Cr : 10.0~25.0%、N : 0.001~0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物であり、
- 板厚が5mm以上であり、鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な断面における<011>方向が圧延方向から15°以内にある結晶粒の面積率が20%以上であることを特徴とするフェライト系ステンレス圧延鋼材。
- [請求項2] 鋼板の左右両端の間の任意の箇所における圧延方向に平行な断面において、結晶方位差が15°未満の小傾角粒界の長さの総和が、結晶粒界の長さの総和に対して10%以上であることを特徴とする請求項1記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。
- [請求項3] さらに質量%にて、Ti : 0.01~0.4%、Nb : 0.01~0.6%、B : 0.0002~0.0030%、Al : 0.005~0.3%、Ni : 0.1~1%、Mo : 0.1~2.0%、Cu : 0.1~3.0%、V : 0.05~1.0%、Mg : 0.0002~0.0030%、Sn : 0.01~0.3%、Sb : 0.01~0.3%、Zr : 0.01~0.1%、Ta : 0.01~0.1%、Hf : 0.01~0.1%、W : 0.01~2.0%、Co : 0.01~0.2%、Ca : 0.0001~0.0030%、REM : 0.001~0.05%、Ga : 0.0002~0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1又は2に記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。
- [請求項4] 質量%にて、C : 0.001~0.08%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 0.01~1.0%、P : 0.01~0.05%、S : 0.0002~0.01%、Cr : 10.0~25.0%、N : 0.

0.01～0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物である溶鋼を溶製し、

熱延仕上温度を800℃～900℃とする熱間圧延工程を行い、

500℃以下の巻取温度にて巻取工程を行うことを特徴とするフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

[請求項5] 溶鋼がさらに質量%にて、Ti:0.01～0.4%、Nb:0.01～0.6%、B:0.0002～0.0030%、Al:0.005～0.3%、Ni:0.1～1%、Mo:0.1～2.0%、Cu:0.1～3.0%、V:0.05～1.0%、Mg:0.0002～0.0030%、Sn:0.01～0.3%、Sb:0.01～0.3%、Zr:0.01～0.1%、Ta:0.01～0.1%、Hf:0.01～0.1%、W:0.01～2.0%、Co:0.01～0.2%、Ca:0.0001～0.0030%、REM:0.001～0.05%、Ga:0.0002～0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項4に記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

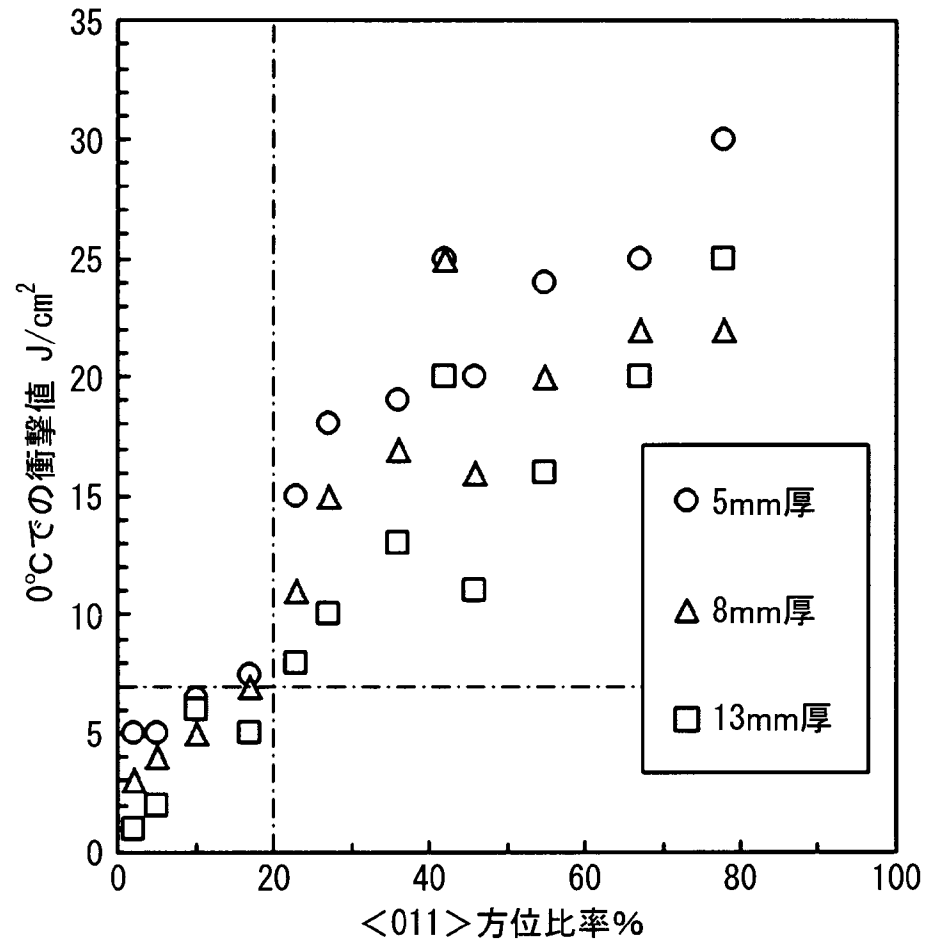
[請求項6] 熱間圧延後に、10℃/sec以上の加熱速度で800℃～1000℃に加熱後、焼鈍し、次いで10℃/sec以上の冷却速度で冷却することを特徴とする請求項4又は5に記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材の製造方法。

[請求項7] フランジ部品として用いることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材。

[請求項8] 請求項1～3のいずれかに記載のフェライト系ステンレス圧延鋼材からなるフランジ部品であって、-20℃における衝撃エネルギーが125J以上であることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

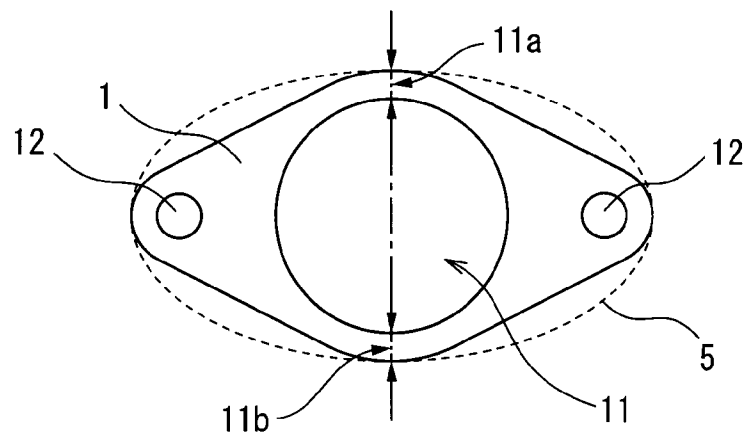
[図1]

図1



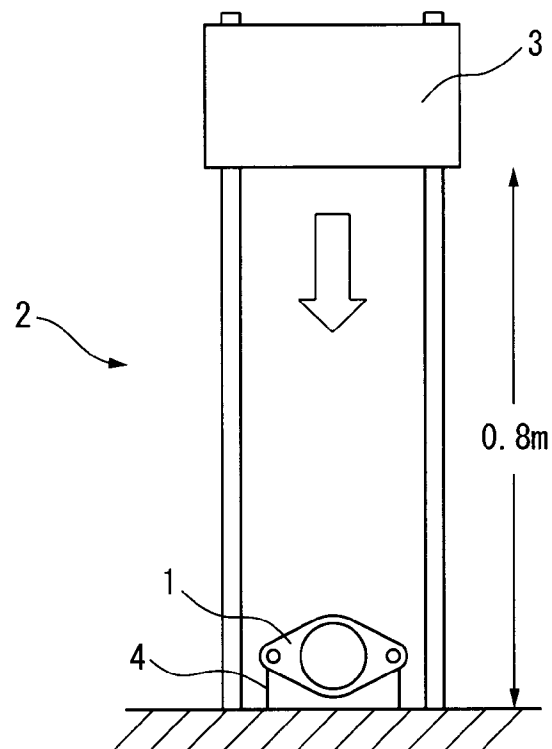
[図2]

図2



[図3]

図3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/059470

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/18(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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)

C22C5/00-25/00, C22C27/00-28/00, C22C30/00-30/06, C22C35/00-45/10, C21D7/00-8/10

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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.
<u>X</u> A	JP 2013-209726 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 10 October 2013 (10.10.2013), paragraphs [0017] to [0065] & US 2015/0020933 A1 & WO 2013/146815 A1	<u>3, 5-8</u> 1, 2, 4
A	JP 2002-363693 A (Nippon Steel Corp.), 18 December 2002 (18.12.2002), entire text & US 2003/0196735 A1 & WO 2002/024968 A1 & EP 1327695 A1	1-8
A	JP 2003-055738 A (Nippon Steel Corp.), 26 February 2003 (26.02.2003), entire text & US 2003/0196735 A1 & WO 2002/024968 A1 & EP 1327695 A1	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
09 April 2015 (09.04.15)

Date of mailing of the international search report
21 April 2015 (21.04.15)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/059470

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 2005-120453 A (Nippon Steel Corp.), 12 May 2005 (12.05.2005), entire text (Family: none)	1-8
A	JP 2007-284783 A (Nippon Steel Corp.), 01 November 2007 (01.11.2007), entire text (Family: none)	1-8
A	JP 2009-030078 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 12 February 2009 (12.02.2009), entire text (Family: none)	1-8
A	JP 2012-233229 A (Nippon Steel Corp.), 29 November 2012 (29.11.2012), entire text (Family: none)	1-8
A	JP 2013-173998 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 05 September 2013 (05.09.2013), entire text (Family: none)	1-8
A	WO 2012/161241 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 29 November 2012 (29.11.2012), entire text & JP 5488763 B & US 2014/0087208 A1 & EP 2716782 A1	1-8

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/18(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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 (I P C))

Int.Cl. C22C5/00-25/00, C22C27/00-28/00, C22C30/00-30/06, C22C35/00-45/10, C21D7/00-8/10

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 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)

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 請求項の番号
<u>X</u> A	JP 2013-209726 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2013. 10. 10, 段落【0 0 1 7】-【0 0 6 5】 & US 2015/0020933 A1 & WO 2013/146815 A1	<u>3, 5-8</u> 1, 2, 4
A	JP 2002-363693 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 12. 18, 全文 & US 2003/0196735 A1 & WO 2002/024968 A1 & EP 1327695 A1	1-8
A	JP 2003-055738 A (新日本製鐵株式会社) 2003. 02. 26, 全文 & US 2003/0196735 A1 & WO 2002/024968 A1 & EP 1327695 A1	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

0 9 . 0 4 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

2 1 . 0 4 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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)

太田 一平

4 X

3 8 4 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 7 7

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 請求項の番号
A	JP 2005-120453 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 05. 12, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2007-284783 A (新日本製鐵株式会社) 2007. 11. 01, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2009-030078 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2009. 02. 12, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2012-233229 A (新日本製鐵株式会社) 2012. 11. 29, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2013-173998 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 09. 05, 全文 (ファミリーなし)	1-8
A	WO 2012/161241 A1 (新日鐵住金株式会社) 2012. 11. 29, 全文 & JP 5488763 B & US 2014/0087208 A1 & EP 2716782 A1	1-8