

(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
2020年12月3日(03.12.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/240959 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/008783
- (22) 国際出願日: 2020年3月3日(03.03.2020)
- (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 2019-099958 2019年5月29日(29.05.2019) 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: 西田 修司(NISHIDA Shuji); 〒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). 藤澤光幸(FUJISAWA Mitsuyuki); 〒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: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7

番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, 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, 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,

(54) Title: FERRITIC STAINLESS STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The present invention provides: a ferritic stainless steel sheet which has a Cr content of less than 15.0% by mass, while exhibiting excellent productivity and corrosion resistance and having a 0.2 proof stress equivalent to that of AISI439; and a method for producing this ferritic stainless steel sheet. A ferritic stainless steel sheet having a structure which has a component composition containing, in mass%, 0.004-0.020% of C, 0.05-0.90% of Si, 0.05-0.60% of Mn, 0.050% or less of P, 0.030% or less of S, 0.001-0.100% of Al, 13.0% or more but less than 15.0% of Cr, 0.15-0.35% of Ti, 0.030-0.090% of Nb, 0.010-0.200% of V and 0.004-0.020% of N, with the balance being made up of Fe and unavoidable impurities, wherein the average cross-sectional area of crystal grains is from 200 to 400 μm^2 . This ferritic stainless steel sheet has a 0.2 proof stress of from 230 to 300 MPa in the L direction, in the D direction and in the C direction.

(57) 要約: Cr含有量が15.0質量%未満であり、生産性および耐食性に優れ、AISI439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法を提供すること。質量%で、C:0.004~0.020%、Si:0.05~0.90%、Mn:0.05~0.60%、P:0.050%以下、S:0.030%以下、Al:0.001~0.100%、Cr:13.0%以上15.0%未満、Ti:0.15~0.35%、Nb:0.030~0.090%、V:0.010~0.200%、およびN:0.004~0.020%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる成分組成と、結晶粒の平均断面積が200~400 μm^2 である組織を有し、L方向、D方向およびC方向の0.2%耐力がいずれも230~300MPaであるフェライト系ステンレス鋼板。

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：フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法に関し、特に、耐食性および生産性に優れ、かつ、A I S I 4 3 9と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板に関する。

背景技術

[0002] ステンレス鋼は、鋼中にC rを含有することで、鋼表面に緻密かつ化学的に安定な不動態皮膜が形成され、耐食性に優れる。ステンレス鋼の中でも、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼と比較して、高価な元素を多く含まないために比較的安価であることや、熱膨張係数が小さいこと、磁性を有することなどの特徴から、調理器具や自動車排気系部材をはじめとした様々な用途へ適用されている。

[0003] 代表的なフェライト系ステンレス鋼の1つに、A I S I 4 3 9（18質量% C r－0.3質量% T i鋼）がある。A I S I 4 3 9は、優れた耐食性を有するとともに、T iが鋼中に含有されていることで鋭敏化の発生が抑制されて溶接部の耐食性に優れる。さらに、A I S I 4 3 9は、再結晶温度が比較的低いフェライト系ステンレス鋼であり、製造工程のうちの1つである冷延板焼鈍工程にて、最高焼鈍温度の高いステンレス鋼専用の焼鈍ラインではなく、最高焼鈍温度が900℃程度と比較的低い普通鋼－ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインにて鋼を軟質化させることができ、生産性が高いため、比較的安価である。そのため、A I S I 4 3 9は、自動車排気系部材をはじめとした幅広い用途に適用されている。

[0004] 一方、近年では、上述の自動車排気系部材などにおいて、鋼板を適用する部材の構造の改善等が進み、従来A I S I 4 3 9が使用されていた部材でA I S I 4 3 9ほどの耐食性が求められなくなる事例が発生している。これらの事例では、A I S I 4 3 9の代替材としてS U H 4 0 9 L（11質量% C

r = 0.2 質量% Ti 鋼) が検討された。

[0005] SUH409Lは、AIS1439と同様に再結晶温度が比較的低いため生産性が高い。さらに、原料コストや製造コストの増大を招くCrの含有量が低いため、AIS1439よりも安価である。しかしながら、多くの事例では、AIS1439をSUH409Lによって代替することができず、AIS1439が用いられ続けてきた。

[0006] AIS1439が使用されている部材の材料を、SUH409Lによって代替できない理由は、主に以下に示す2点にある。まず、SUH409Lは、耐食性向上元素であるCrの含有量がAIS1439よりも低く、AIS1439と比較して耐食性が低いためである。部材構造の最適化等によって、鋼板にはAIS1439ほどの耐食性が求められない事例も発生しているが、SUH409Lでは耐食性が不足している場合がある。

[0007] 次に、SUH409Lは、耐食性向上元素であると同時に固溶強化元素でもあるCrの含有量がAIS1439よりも低く、0.2%耐力が低いためである。鋼板の0.2%耐力の差は、鋼板に曲げ加工などの加工を施した後、鋼板が僅かに元の形状に戻る、いわゆるスプリングバックの量に変化を招く。このようなスプリングバック量の差は、鋼板の加工において問題となる。

[0008] 例えば曲げ加工においては、加工時の曲げ角度は、目標の曲げ角度より大きく設定される。これにより、加工時の曲げ角度と、スプリングバックによって戻る角度との合計が、ちょうど目標の曲げ角度となり、所望の加工形状が得られる。

[0009] ここで、AIS1439に対して最適化された従来の加工法によってSUH409Lを加工した場合、スプリングバック量が小さくなり、所望の加工形状が得られない。スプリングバック量は、実験的および経験的に見積もられるものであるため、従来の加工法をSUH409Lに適したものへ変更するためには、その加工方法を新たに検討するために多大な時間とコストがかかるとともに、加工のために新たな金型を作製することが必要な場合がある

。そのため、S U H 4 0 9 LによるA I S I 4 3 9の代替がなされないことが多い。

[0010] すなわち、A I S I 4 3 9よりも安価であり、かつ、S U H 4 0 9 Lよりも耐食性に優れ、かつ、A I S I 4 3 9と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板が求められていた。そこで本発明者らは、S U H 4 0 9 LやA I S I 4 3 9と同様に冷延板焼鈍工程にて普通鋼―ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインを用いることができること、および、コスト低減のためにC r含有量を15.0質量%未満とすることを前提とし、S U H 4 0 9 Lに対して耐食性を向上させ、さらに、A I S I 4 3 9と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板について検討を行うこととした。

[0011] フェライト系ステンレス鋼の0.2%耐力を上昇させる技術は、例えば、特許文献1および2に開示されている。

[0012] 特許文献1には、C : 0.015質量%以下、S i : 0.5質量%以下、C r : 25.0超~35.0質量%、N : 0.020質量%以下、T i : 0.50質量%以下を含み、残部が不可避免的不純物を除きF eの組成をもち、三方向0.2%耐力の最小値が320N/mm²以上である耐衝撃穴開き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。

[0013] 特許文献2には、C : 0.15質量%以下、S i : 1.0質量%以下、M n : 1.0質量%以下、S : 0.005質量%以下、C r : 10~20質量%、N i : 0.5質量%以下、A l : 0.001~0.05質量%、F e : 実質的に残部の組成で、サイズ : 10μm以下のA l₂O₃系及び／又はA l₂O₃・M g O系介在物が清浄度 : 0.06以下で分散した加工フェライト組織をもつステンレス鋼板の加工硬化材が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1 : 特開2007-9263号公報

特許文献2 : 国際公開第2005/014873号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0015] 特許文献1に開示された技術では、鋼の0.2%耐力を向上させることを目的に、結晶粒を微細化させるため、原料コストや製造コストの上昇を招くCrを25.0質量%超含有することが必要であり、Cr含有量を低減させることが希求されていた。
- [0016] 特許文献2に開示された技術では、鋼の0.2%耐力を向上させることを目的に、軟質化させた鋼に圧延加工を加えている。本発明者らは、特許文献2に開示された成分組成および製造方法にてフェライト系ステンレス鋼板を実験室にて製造・評価したが、目的とする0.2%耐力を安定して得ることが困難であった。
- [0017] 本発明は、上記問題点に鑑み開発されたものであって、Cr含有量が15.0質量%未満であり、生産性および耐食性に優れ、AISI439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法を提供することを目的としている。
- [0018] ここで、本発明において「生産性に優れる」とは、次に述べる焼鈍にともなう冷延板の硬さ変化の評価にて、900℃×20s（900℃において20s）の冷延板焼鈍を行った冷延焼鈍板の硬さが式（1）を満たすまで低下することを意味する。式（1）を満たせば900℃×20sで冷延板焼鈍が可能であり、普通鋼―ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインで冷延板焼鈍を行うことができる。
- [0019] 焼鈍にともなう冷延板の硬さ変化の評価は、熱延焼鈍板を67%の圧下率にて冷間圧延して得た冷延板を対象に、冷延板（冷延板焼鈍未実施の冷延板）の硬さaと、900℃にて20sの冷延板焼鈍を施した冷延焼鈍板の硬さbと、十分に軟質化した場合の指標として1050℃にて20sの冷延板焼鈍を施した冷延焼鈍板の硬さcとを比較することで実施する。前記評価には、前記冷間圧延して得た冷延板より長さ15mm×幅20mmの試験片を3枚切出し、そのうち1枚の試験片の断面のビッカース硬さ（HV）を試験力9.8N、保持時間15秒の条件にて測定し、上記の硬さaとする。また、

残り2枚の試験片について、それぞれ900℃において20s、1050℃において20sの冷延板焼鈍を施した後、長さ15mm×幅10mmのサイズに切断し、切断した試験片の断面のビッカース硬さ（HV）を上述した条件にて測定し、それぞれ上記の硬さb、cとする。冷延板焼鈍を施すことで、鋼板の硬さはaからcへ向かって変化（軟質化）するが、その軟質化による硬度低下のうちの90%以上が、900℃における20sの焼鈍で達成されるもの、すなわち、下記式（1）を満たすものを「生産性に優れる」と評価する。

$$c + 0.1 \times (a - c) \geq b \quad \cdots (1)$$

[0020] また、本発明において「耐食性に優れる」とは、鋼板をエメリー研磨紙で400番まで研磨した後、JASO M609-91に準拠して、5.0質量%NaCl水溶液の噴霧（2時間、35℃、98%RH）、乾燥（4時間、60℃、30%RH）、湿潤（2時間、50℃、95%RH以上）を1サイクルとして、5サイクルの腐食試験を行った結果、錆面積率が20%以下であることを指す。

[0021] また、本発明において「AISI439と同等の0.2%耐力を有する」とは、鋼板から圧延方向（L方向）、圧延方向に対して45度方向（D方向）、および、圧延方向に対して直角方向（C方向）のそれぞれが長手となるように、JIS13号B試験片を採取し、引張試験を行った結果、得られる0.2%耐力のいずれもが230MPa以上300MPa以下であることを指す。

課題を解決するための手段

[0022] 本発明者らは、上記の課題に対し、Cr含有量が15.0質量%未満であり、生産性および耐食性に優れ、さらには、AISI439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板を検討した。その結果、以下の知見を得た。

[0023] すなわち、質量%で、C：0.004～0.020%、Si：0.05～0.90%、Mn：0.05～0.60%、P：0.050%以下、S：0

、0.30%以下、Al: 0.001~0.100%、Cr: 13.0%以上15.0%未満、Ti: 0.15~0.35%、Nb: 0.030~0.090%、V: 0.010~0.200%、およびN: 0.004~0.020%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と、結晶粒の平均断面積が200~400 μm^2 である組織を有し、L方向、D方向およびC方向の0.2%耐力がいずれも230~300MPaであるフェライト系ステンレス鋼板とすることによって、生産性および耐食性に優れ、かつ、AIS 439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板を得ることができる。

[0024] その機構は以下のように考えられる。

[0025] AIS 439よりもCr含有量が低いフェライト系ステンレス鋼板において、その0.2%耐力を上昇させAIS 439と同等とすることは、冷延焼鈍板の結晶粒を微細化するとともに、鋼中に適切な固溶強化元素を含有させることによって達成される。

[0026] ここで、冷延焼鈍板の結晶粒微細化には、製造途中にて得られる中間素材である熱延焼鈍板の結晶粒微細化が有効である。また、熱延焼鈍板の結晶粒微細化は、熱間圧延および熱延板焼鈍の条件を適切とすることで達成される。さらに、結晶粒が微細な熱延焼鈍板を冷間圧延した後、適切な条件で仕上げ焼鈍を行うことで、結晶粒が微細な冷延焼鈍板を得ることができ、0.2%耐力を向上させることができる。

[0027] また、冷延焼鈍板の0.2%耐力を上昇させるための固溶強化元素としては、耐食性の低下を招かないという観点からNbを選択した。ただし、Nbを含有すると冷延板の再結晶温度が上昇する。これに対しては、Nb含有量に適切な上限を設けるとともに、鋼にNbと適切な量のVとを複合的に含有させることによって再結晶温度の上昇を抑制する方法を見出した。Nbによる再結晶温度の上昇は、一部のNbが微細なNbCとして析出し、これが転位および結晶粒界のピンニング効果を起こすことによる。これに対して、鋼中にVを含有させると、析出するNbCは主に粗大なTiNとの複合析出物

(粗大なTiNの表面に(Nb,V)Cが析出)として析出し再結晶温度の上昇が抑制されると考えられる。このNbによる固溶強化と、上述の結晶粒微細化とを複合的に実現することによって、生産性および耐食性に優れ、かつ、AISI439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板を実現することができる。

[0028] 本発明は、上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は次のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.004~0.020%、

Si : 0.05~0.90%、

Mn : 0.05~0.60%、

P : 0.050%以下、

S : 0.030%以下、

Al : 0.001~0.100%、

Cr : 13.0%以上15.0%未満、

Ti : 0.15~0.35%、

Nb : 0.030~0.090%、

V : 0.010~0.200%、および

N : 0.004~0.020%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と、

結晶粒の平均断面積が $200 \sim 400 \mu\text{m}^2$ である組織を有し、

L方向、D方向およびC方向の0.2%耐力がいずれも230~300MPaであるフェライト系ステンレス鋼板。

[2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ni : 0.01~0.60%、

Cu : 0.01~0.80%、

Co : 0.01~0.50%、

Mo : 0.01~1.00%、および

W : 0.01 ~ 0.50 %

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する〔1〕に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

〔3〕前記成分組成が、さらに、質量%で、

Zr : 0.01 ~ 0.50 %、

B : 0.0003 ~ 0.0030 %、

Mg : 0.0005 ~ 0.0100 %、

Ca : 0.0003 ~ 0.0030 %、

Y : 0.01 ~ 0.20 %、

REM (希土類金属) : 0.01 ~ 0.10 %、

Sn : 0.01 ~ 0.50 %、および

Sb : 0.01 ~ 0.50 %のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する〔1〕または〔2〕に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

〔4〕自動車排気系部材用である、〔1〕～〔3〕のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板。

〔5〕前記〔1〕～〔4〕のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼素材を、1100～1250℃の温度で10分以上保持した後、熱間圧延して熱延板とし、その後、500～600℃の巻取温度で巻き取る熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後の熱延板に940～1000℃の温度で5～180秒保持する熱延板焼鈍を施し熱延焼鈍板を得る熱延板焼鈍工程と、

前記熱延板焼鈍工程後の熱延焼鈍板を冷間圧延して冷延板とした後、880～900℃の温度で5～180秒保持する冷延板焼鈍を施し冷延焼鈍板を得る冷延板焼鈍工程と、を有する、フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

発明の効果

[0029] 本発明によれば、Cr含有量が15.0質量%未満であり、生産性および耐食性に優れ、さらには、AIS1439と同等の0.2%耐力を有するフ

エライト系ステンレス鋼板およびその製造方法を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0030] 以下、本発明を具体的に説明する。

[0031] まず、本発明で成分組成を限定した理由について説明する。なお、鋼板の成分の含有量を示す「％」は、特に断らない限り質量％を意味する。

[0032] C : 0.004～0.020％

Cは、鋼の0.2％耐力を高めるのに有効な元素である。この効果はC含有量を0.004％以上にすることで得られる。しかし、C含有量が0.020％を超えると、鋼が硬質化して成形性が低下したり、耐食性が低下する。よって、C含有量は0.004～0.020％とする。好ましくは、C含有量は0.006％以上である。より好ましくは、C含有量は0.008％以上である。また、好ましくは、C含有量は0.015％以下である。より好ましくは、C含有量は0.012％以下である。

[0033] Si : 0.05～0.90％

Siは、脱酸作用を有する。この効果は、Si含有量を0.05％以上にすることで得られる。しかし、Si含有量が0.90％を超えると鋼が硬質化して0.2％耐力が過度に上昇する。従って、Si含有量は0.05～0.90％とする。好ましくは、Si含有量は0.07％以上である。より好ましくは、Si含有量は0.10％以上である。さらに好ましくは、Si含有量は0.15％以上である。さらにより好ましくは、Si含有量は0.22％以上である。また、好ましくは、Si含有量は0.80％以下である。より好ましくは、Si含有量は0.60％以下である。

[0034] Mn : 0.05～0.60％

Mnは、脱酸効果を有する。この効果は、Mn含有量を0.05％以上にすることで得られる。しかし、Mn含有量が0.60％を超えるとMnSの析出および粗大化が促進され、このMnSが腐食の起点となって鋼板の耐食性が低下する。従って、Mn含有量は0.05～0.60％とする。好ましくは、Mn含有量は0.15％以上である。また、好ましくは、Mn含有量

は0.30%以下である。

[0035] P : 0.050%以下

Pは耐食性を低下させる元素である。また、Pは結晶粒界に偏析することで熱間加工性を低下させる。そのため、P含有量は、可能な限り少ないほうが望ましく、0.050%以下とする。好ましくは、P含有量は0.040%以下である。さらに好ましくは、P含有量は0.030%以下である。

[0036] S : 0.030%以下

Sは、Mnと析出物としてMnSを形成する。このMnSは腐食の起点となり、耐食性を低下させる。よって、S含有量は、低いほうが望ましく、0.030%以下とする。好ましくは、S含有量は0.020%以下である。

[0037] Al : 0.001~0.100%

Alは、脱酸効果を有する。この効果は、Al含有量が0.001%以上で得られる。しかし、Al含有量が0.100%を超えると鋼が硬質化して成形性が低下するとともに耐食性が低下する。よって、Al含有量は0.001~0.100%とする。好ましくは、Al含有量は0.030%以上である。また、好ましくは、Al含有量は0.060%以下である。

[0038] Cr : 13.0%以上15.0%未満

Crは、表面に不働態皮膜を形成して耐食性を高める元素である。Cr含有量が13.0%未満では十分な耐食性が得られない。一方、Cr含有量が15.0%以上となると、原料コストや製造コストの増大を招く。よって、Cr含有量は13.0%以上15.0%未満とする。好ましくは、Cr含有量は13.5%以上である。また、好ましくは、Cr含有量は14.5%以下である。好ましくは、Cr含有量は14.0%以下である。

[0039] Ti : 0.15~0.35%

Tiは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋭敏化の発生を抑制する元素である。この効果は、Ti含有量を0.15%以上にすることで得られる。しかし、Ti含有量が0.35%を超えると、鋼が硬質化して成形性が低下する。よって、Ti含有量は0.15~0.35%とする。好まし

くは、Ti含有量は0.20%以上である。また、好ましくは、Ti含有量は0.30%以下である。

[0040] Nb: 0.030~0.090%

Nbは、冷延焼鈍板の鋼中に固溶して存在することで、鋼の0.2%耐力を高めるのに有効な元素である。この効果は、Nb含有量を0.030%以上にすることで得られる。しかし、Nb含有量が0.090%を超えると、後述するVによる再結晶温度上昇の抑制効果を得たとしても、鋼の再結晶温度が上昇し、普通鋼―ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインを用いて製造した場合、鋼の軟質化が不十分となったり、結晶粒が過度に微細となって0.2%耐力が高くなる。よって、Nb含有量は0.030~0.090%とする。好ましくは、Nb含有量は0.035%以上である。より好ましくは、Nb含有量は0.040%以上である。また、好ましくは、Nb含有量は0.080%以下である。より好ましくは、Nb含有量は0.070%以下である。

[0041] V: 0.010~0.200%

Vは、Nbによる鋼の再結晶温度上昇を抑制することで、生産性を高める元素である。この効果は、V含有量を0.010%以上にすることで得られる。一方、過剰にVを含有するとV炭窒化物が過度に析出し、再結晶温度上昇して鋼の生産性を低下させる。よって、V含有量は0.010~0.200%とする。好ましくは、V含有量は0.020%以上である。より好ましくは、V含有量は0.030%以上である。また、好ましくは、V含有量は0.150%以下である。より好ましくは、V含有量は0.100%以下である。

[0042] N: 0.004~0.020%

Nは、鋼の0.2%耐力を高めるのに有効な元素である。この効果はN含有量を0.004%以上にすることで得られる。しかし、N含有量が0.020%を超えると、鋼が硬質化して成形性が低下したり、耐食性が低下する。よって、N含有量は0.004~0.020%とする。好ましくは、N含有量は0.005%以上である。より好ましくは、N含有量は0.007%

以上である。また、好ましくは、N含有量は0.015%以下である。より好ましくは、N含有量は0.012%以下である。

[0043] 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物である。

[0044] 本発明では上述した成分の他にも、以下のA群、B群のうちから選ばれた1種または2種を含有してもよい。

(A群) Ni : 0.01~0.60%、Cu : 0.01~0.80%、Co : 0.01~0.50%、Mo : 0.01~1.00%、およびW : 0.01~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上

(B群) Zr : 0.01~0.50%、B : 0.0003~0.0030%、Mg : 0.0005~0.0100%、Ca : 0.0003~0.0030%、Y : 0.01~0.20%、REM (希土類金属) : 0.01~0.10%、Sn : 0.01~0.50%、およびSb : 0.01~0.50%のうちから選んだ1種または2種以上

[0045] Ni : 0.01~0.60%

Niは、低pH環境において、鋼の活性溶解を抑制することで、鋼の耐食性を高める。一方、過剰にNiを含有すると、鋼の成分コストおよび製造コストの上昇を招くとともに、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Niを含有する場合は、Ni含有量を0.01~0.60%とする。好ましくは、Ni含有量は0.10%以上である。また、好ましくは、Ni含有量は0.25%以下である。

[0046] Cu : 0.01~0.80%

Cuは、ステンレス鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にCuを含有すると、鋼の成分コストおよび製造コストの上昇を招くとともに、 ε -Cuが析出しやすくなり、耐食性が低下する。そのため、Cuを含有する場合は、Cu含有量を0.01~0.80%とする。好ましくは、Cu含有量は0.30%以上である。より好ましくは、Cu含有量は0.40%以上である。また、好ましくは、Cu含有量は0.50%以下である。より好ましくは、Cu含有量は0.45%以下である。さらにより好ましくは、C

u含有量は0.42%以下である。

[0047] Co : 0.01~0.50%

Coは、ステンレス鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にCoを含有すると、鋼が硬質化して0.2%耐力が過度に上昇する。そのため、Coを含有する場合は、Co含有量は0.01~0.50%とする。好ましくは、Co含有量は0.03%以上である。より好ましくは、Co含有量は0.05%以上である。また、好ましくは、Co含有量は0.30%以下である。より好ましくは、Co含有量は0.10%以下である。

[0048] Mo : 0.01~1.00%

Moには、ステンレス鋼の耐食性を向上させる効果がある。一方、過剰にMoを含有すると、鋼の成分コストおよび製造コストの上昇を招くとともに、鋼が硬質化して0.2%耐力が過度に上昇する。そのため、Moを含有する場合は、Mo含有量を0.01~1.00%とする。好ましくは、Mo含有量は0.03%以上である。より好ましくは、Mo含有量は0.05%以上である。また、好ましくは、Mo含有量は0.50%以下である。より好ましくは、Mo含有量は0.30%以下である。

[0049] W : 0.01~0.50%

Wは、ステンレス鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にWを含有すると、鋼が硬質化して0.2%耐力が過度に上昇する。そのため、Wを含有する場合は、W含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、W含有量は0.03%以上である。より好ましくは、W含有量は0.05%以上である。また、好ましくは、W含有量は0.30%以下である。より好ましくは、W含有量は0.10%以下である。

[0050] Zr : 0.01~0.50%

Zrは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にZrを含有すると炭窒化物が過度に析出し、鋼の耐食性が低下する。そのため、Zrを含有する場合は、Zr含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、Zr含有量は0.03%以上であ

る。より好ましくは、Zr含有量は0.05%以上である。また、好ましくは、Zr含有量は0.40%以下である。より好ましくは、Zr含有量は0.30%以下である。

[0051] B : 0.0003~0.0030%

Bには、鋼の強度を向上させる効果がある。一方、過剰にBを含有すると鋼が硬質化して0.2%耐力が過度に上昇する。そのため、Bを含有する場合は、B含有量を0.0003~0.0030%とする。好ましくは、B含有量は0.0010%以上である。また、好ましくは、B含有量は0.0025%以下である。

[0052] Mg : 0.0005~0.0100%

Mgは、脱酸剤として作用する。一方、過剰にMgを含有すると表面欠陥が増加する。そのため、Mgを含有する場合は、Mg含有量を0.0005~0.0100%とする。好ましくは、Mg含有量は0.0010%以上である。また、好ましくは、Mg含有量は0.0050%以下である。より好ましくは、Mg含有量は0.0030%以下である。

[0053] Ca : 0.0003~0.0030%

Caは、脱酸剤として作用する。一方、過剰にCaを含有すると表面欠陥が増加する。そのため、Caを含有する場合は、Ca含有量を0.0003~0.0030%とする。好ましくは、Ca含有量は0.0005%以上である。より好ましくは、Ca含有量は0.0007%以上である。また、好ましくは、Ca含有量は0.0025%以下である。より好ましくは、Ca含有量は0.0015%以下である。

[0054] Y : 0.01~0.20%

Yは、鋼の清浄度を向上させる元素である。一方、過剰にYを含有すると表面欠陥が増加する。そのため、Yを含有する場合は、Y含有量を0.01~0.20%とする。好ましくは、Y含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、Y含有量は0.10%以下である。

[0055] REM (希土類金属; Rare Earth Metals) : 0.01~0.10%

REM（希土類金属：La、Ce、Ndなどの原子番号57～71の元素）は、鋼の清浄度を向上させる元素である。一方、REMを過剰に含有すると、表面欠陥が増加する。そのため、REMを含有する場合は、REM含有量を0.01～0.10%とする。好ましくは、REM含有量は0.02%以上である。また、好ましくは、REM含有量は0.05%以下である。なお、本発明におけるREM含有量は、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。

[0056] Sn：0.01～0.50%

Snは、加工肌荒れの抑制に有効な元素である。一方、過剰にSnを含有すると、鋼の熱間加工性が低下する。そのため、Snを含有する場合は、Sn含有量を0.01～0.50%とする。好ましくは、Sn含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、Sn含有量は0.20%以下である。

[0057] Sb：0.01～0.50%

Sbは、Snと同様に、加工肌荒れの抑制に有効な元素である。一方、過剰にSbを含有すると、表面欠陥が増加する。そのため、Sbを含有する場合は、Sb含有量を0.01～0.50%とする。好ましくは、Sb含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、Sb含有量は0.20%以下である。

[0058] なお、上記任意成分として説明したNi、Cu、Co、Mo、W、Zr、B、Mg、Ca、Y、REM（希土類金属）、Sn、Sbの含有量が下限値未満の場合、その成分は不可避免的不純物として含まれるものとする。

[0059] 結晶粒の平均断面積：200～400 μm^2

本発明においては、Nbをはじめとした各種元素の含有量を制御することに加え、組織における結晶粒の平均断面積を所定の範囲に制御することで、優れた生産性のもと製造可能な、AISI439と同等の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼を得ることができる。ここで、結晶粒の平均断面積は、鋼の0.2%耐力に影響を与える。結晶粒の平均断面積が200 μm^2 未満では、鋼の0.2%耐力が高くなり、AISI439と同等の0.

2%耐力が得られない。また、結晶粒の平均断面積が $400\mu\text{m}^2$ を超えると、鋼の0.2%耐力が低くなり、A I S I 4 3 9と同等の0.2%耐力が得られない。よって、組織における結晶粒の平均断面積は、 $200\sim 400\mu\text{m}^2$ とする。好ましくは、結晶粒の平均断面積は $240\mu\text{m}^2$ 以上である。また、好ましくは、結晶粒の平均断面積は $360\mu\text{m}^2$ 以下である。なお、結晶粒の平均断面積は、後述する製造方法で制御することができる。

[0060] なお、結晶粒の平均断面積は、以下の方法によって評価できる。フェライト系ステンレス鋼板より、幅 $10\text{mm}\times$ 長さ 15mm の組織観察用試験片を切出し、長さ方向の断面が観察面となるように樹脂に埋め込んだ後、観察面を鏡面研磨する。その後、ピクリン酸塩酸溶液（ 100mL エタノール－ 1g ピクリン酸－ 5mL 塩酸）にて観察面をエッチングし、結晶粒界を現出させた後、 500 倍の倍率にて光学顕微鏡にて組織を撮影する。得られた観察像に対し、実視野にして半径 $100\mu\text{m}$ の円（ 500 倍の倍率で観察像を印刷した場合、半径 50mm の円）を描き、その円内に完全に含まれている結晶粒の数を n_1 、円周によって切られている結晶粒の数を n_2 としてそれぞれ計測し、得られた計測結果を下記式（2）に代入して与えられる結晶粒の平均断面積 A （ μm^2 ）を評価する。

$$A = 31400 / (n_1 + 0.6 \times n_2) \quad \cdots (2)$$

[0061] L方向の0.2%耐力： $230\sim 300\text{MPa}$

D方向の0.2%耐力： $230\sim 300\text{MPa}$

C方向の0.2%耐力： $230\sim 300\text{MPa}$

A I S I 4 3 9と同等の0.2%耐力を有し、加工を施した際にA I S I 4 3 9と同等のスプリングバック量を得るためには、フェライト系ステンレス鋼板のL方向、C方向およびD方向の0.2%耐力を、いずれも $230\sim 300\text{MPa}$ の範囲とすることが必要である。いずれかの方向の0.2%耐力が 230MPa 未満であると、当該0.2%耐力が 230MPa 未満である方向に垂直な方向が曲げ稜線となるように鋼を加工した場合に、A I S I 4 3 9と比較してスプリングバック量が小さくなる。また、いずれかの方向

の0.2%耐力が300MPaを超えると、当該0.2%耐力が300MPaを超える方向に垂直な方向が曲げ稜線となるように鋼を加工した場合に、AISI439と比較してスプリングバック量が大きくなる。よって、L方向、D方向およびC方向の0.2%耐力は、いずれも230~300MPaとする。好ましくは、前記0.2%耐力は、いずれも240MPa以上である。また、好ましくは、前記0.2%耐力は、いずれも290MPa以下である。

[0062] 耐食性に優れ、さらに生産性高く製造可能なフェライト系ステンレス鋼板のスプリングバック量を上記のように適切な範囲とするため、鋼板の0.2%耐力を上記のように適切な範囲内とするためには、各元素の含有量を上述の範囲内とするとともに、結晶粒の平均断面積を上述の範囲内とするための後述するような製造方法の調整が必要である。

[0063] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼板の好適な製造方法について説明する。上記した成分組成を有する鋼を、転炉、電気炉等の公知の方法で溶製した後、連続鋳造法あるいは造塊一分塊法により鋼素材（鋼スラブ）とする。この鋼素材を1100~1250℃の温度に10分以上保持した後、熱間圧延して熱延板とし、その後、熱延板を500℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取って熱延板コイルとする。この際、熱延板の板厚が2.0~5.0mmになるように熱間圧延することが好ましい。こうして作製した熱延板に、940~1000℃の温度で5~180秒保持する熱延板焼鈍を施し、熱延焼鈍板とする。熱延板焼鈍の雰囲気は、大気雰囲気が好ましい。次いで酸洗を行ってスケールを除去する。次に、冷間圧延を行い、冷延板とした後、当該冷延板に880~900℃の温度で5~180秒保持する冷延板焼鈍を施し、冷延焼鈍板を得る。冷延板焼鈍後には酸洗あるいは表面研削を行い、スケールを除去する。スケールを除去した冷延焼鈍板にはスキンプス圧延を行ってもよい。ただし、スキンプス圧延の圧下率が2%を超えると、0.2%耐力が過剰に高くなるだけでなく、成形性が低下するため、スキンプス圧延を行う場合は、その圧下率を2%以下とすることが好ましい。

[0064] まず、上述した好適な製造方法における結晶粒の平均断面積の制御方法について以下に述べる。上述した成分の鋼を鑄造することで、鋼中にTiN、TiC、NbC、およびVCなどに代表される炭窒化物が鋼中に析出した鋼スラブを得ることができる。熱間圧延前の鋼スラブを1100℃以上に加熱することによって、TiNやTiC、NbC、VCの鋼中への固溶が進む。鋼スラブの熱間圧延後、熱延板を冷却し500℃以上600℃以下の巻取温度で巻き取って熱延板コイルとすることで、鋼中に熱延歪みが残留するとともに、Cr炭窒化物が析出して固溶Cや固溶Nが少ない熱延板が得られる。得られた熱延板は、鋼中に歪みが残留しているとともに、固溶Cや固溶Nが少ないため、940℃以上1000℃以下の比較的低温の熱延板焼鈍によっても再結晶が起こる。また、焼鈍温度を比較的低温とすることで、結晶粒の比較的小さな熱延焼鈍板を得ることができる。

[0065] 次に、結晶粒の比較的小さな熱延焼鈍板を冷間圧延して冷延板とした後、880℃以上900℃以下の温度で冷延板焼鈍を行うことで、所望の結晶粒径の冷延焼鈍板を得ることができる。

[0066] 上述した過程により、結晶粒の平均断面積が200～400 μm^2 である冷延焼鈍板が得られ、所望の0.2%耐力を有するフェライト系ステンレス鋼板が得られる。

[0067] 以下に、上述の好適な製造方法の各工程において、条件を上述した範囲とした理由についてさらに詳細に説明する。

[0068] 鋼スラブを1100℃以上1250℃以下の温度で10分以上保持してから熱間圧延して熱延板とし、その後、500～600℃の巻取温度で巻き取る工程（熱間圧延工程）

鋼スラブの加熱温度が1100℃未満であると、鋼中のNbCが十分に固溶せず、冷延焼鈍板においてNbによる0.2%耐力の上昇効果が得られず、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。また、鋼スラブの加熱時間が10分未満であると、鋼中のNbCが十分に固溶せず、冷延焼鈍板においてNbによる0.2%耐力の上昇効果が得られず、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低

下する。また、鋼スラブの加熱温度が 1250°C を超えると、鋼スラブの変形を招き熱間圧延工程における熱延板の製造性を低下させる。よって、本発明においては、鋼スラブを 1100°C 以上 1250°C 以下に10分以上保持してから熱間圧延して熱延板とすることが好ましい。より好ましくは、鋼スラブの加熱温度は 1150°C 以上である。また、上記の加熱時間は、より好ましくは30分以上である。また、より好ましくは、鋼スラブの加熱温度は 1200°C 以下である。また、鋼スラブの過度に長時間の加熱保持は、鋼スラブの変形を招き熱間圧延工程における熱延板の製造性を低下させるため、鋼スラブの加熱時間は2時間以下とすることが好ましい。

[0069] また、熱延板の巻取温度が 500°C 未満であると、鋼中へのC r 炭窒化物の析出が不十分となり、熱延板に含まれる固溶Cおよび固溶Nの量が過剰となった結果、熱延板の再結晶温度が高温となる。その場合、熱延板を後述する温度で焼鈍しても熱延板が再結晶しない。再結晶組織を有する熱延板の冷間圧延においては、粒界近傍に格子歪みが局所的に高くなった局所的な高歪み場が形成され、これらが冷延板の焼鈍過程において再結晶核となり、冷延焼鈍板の結晶粒の微細化に寄与する。一方、未再結晶組織を有する熱延焼鈍板を冷間圧延すると、冷延板の焼鈍過程において再結晶核となる局所的な高歪み場が鋼中に形成され難く、これにともない冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。熱延板の巻取温度が 600°C を超えると、熱間圧延工程にて熱延板に導入された歪みが回復し、熱延板の再結晶温度が高温となる。その場合、熱延板を後述する温度で焼鈍しても熱延板が再結晶せず、これにともない冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。よって、本発明においては、熱間圧延後の熱延板を 500°C 以上 600°C 以下の巻取温度で巻き取って熱延板コイルとすることが好ましい。

[0070] 熱延板を 940°C 以上 1000°C 以下の温度で5～180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程（熱延板焼鈍工程）

熱延板焼鈍温度が 940°C 未満であると、熱延板が再結晶せず、これにと

もない冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。熱延板焼鈍温度が1000℃を超えると、熱延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となって、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。また、熱延板焼鈍の保持時間が5秒未満であると、熱延板が再結晶せず、これにともない冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。熱延板焼鈍の保持時間が180秒を超えると、熱延焼鈍板の結晶粒が粗大となり、冷延焼鈍板の結晶粒が粗大となって、冷延焼鈍板の0.2%耐力が低下する。よって、本発明においては、熱延板を940℃以上1000℃以下の温度で5～180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とすることが好ましい。より好ましくは、熱延板の焼鈍温度の範囲は950℃以上980℃以下である。また、上記の保持時間は、より好ましくは10秒以上である。また、上記の保持時間は、より好ましくは30秒以下である。

[0071] 次いで、熱延板焼鈍工程後の熱延焼鈍板を冷間圧延して冷延板とする。この際の冷間圧下率は50%以上が好ましい。より好ましくは65%以上である。

[0072] 冷延板を880℃以上900℃以下の温度で5～180秒保持する冷延板焼鈍を行い、冷延焼鈍板とする工程（冷延板焼鈍工程）

冷延板焼鈍温度が880℃未満であると、鋼の結晶粒が過度に微細となり、0.2%耐力が過度に高くなる。一方、900℃を超える冷延板焼鈍は生産性の高い普通鋼―ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインで冷延板焼鈍を行うことができない。また、冷延板焼鈍の保持時間が5秒未満であると、鋼の結晶粒が過度に微細となり、0.2%耐力が過度に高くなる。一方、冷延板焼鈍の保持時間が180秒を超えると、鋼の結晶粒が粗大となり、0.2%耐力が過度に低くなる。よって、本発明においては、冷延板を880℃以上900℃以下で5～180秒保持する冷延板焼鈍を行うことが好ましい。より好ましくは、冷延板の焼鈍温度の範囲は890℃以上である。また、上記の保持時間は、より好ましくは10秒以上である。また、上記の保持時間は、より

好ましくは 120 秒以下である。

実施例

[0073] [実施例 1]

表 1-1 に示す成分組成を有するフェライト系ステンレス鋼を 100 kg 鋼塊（鋼素材）に溶製した後、表 1-2 に記載の各スラブ加熱温度で、表 1-2 に記載の各スラブ加熱時間保持した後、熱間圧延を行って板厚 3.0 mm の熱延板とした。熱間圧延の最終パスが完了した直後より、熱延板を表 1-2 に記載の各巻取温度まで空冷した後、熱延板を電気炉に挿入して各巻取温度にて 1 時間保持し、その後電気炉内で炉冷した。なお、この熱延板を電気炉に挿入して各巻取温度にて 1 時間保持し、その後電気炉内で炉冷する工程は、実製造ラインにおいて熱間圧延後の熱延板を各巻取温度でコイル状に巻き取ってから徐冷する温度履歴を模擬したものである。

[0074] [表 1-1]

成分組成（質量％）										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	V	N
0.007	0.25	0.24	0.027	0.002	0.046	13.8	0.24	0.049	0.033	0.009

※上記成分組成以外の残部は、Fe および不可避免の不純物である。

[0075] 得られた熱延板を表 1-2 に記載の各熱延板焼鈍温度で、表 1-2 に記載の各熱延板焼鈍時間保持した後、空冷し、熱延焼鈍板とした。この熱延焼鈍板を硫酸溶液と続いてフッ酸と硝酸の混合溶液で酸洗し、冷間圧延用素材として、その後、板厚 1.0 mm までの冷間圧延を行い、冷延板とした。得られた冷延板の一部は、表 1-2 に記載の各冷延板焼鈍温度で、表 1-2 に記載の各冷延板焼鈍時間保持した後、空冷し、その後、表裏面の表面研削を行って表面スケールを除去して、冷延焼鈍板とした。得られた冷延板および冷延焼鈍板を、以下の評価に供した。

[0076] (1) 生産性の評価

上記の製造条件で得られた冷延板の硬さ a と、前記冷延板に、900℃にて 20 s の冷延板焼鈍を施した冷延焼鈍板の硬さ b と、十分に軟質化した場

合の指標として1050℃にて20sの冷延板焼鈍を施した冷延焼鈍板の硬さcとを比較することで、焼鈍にともなう冷延板の硬さ変化を評価した。具体的には、前記冷延板より長さ15mm×幅20mmの試験片を3枚切出し、そのうち1枚の試験片の断面のビッカース硬さ(HV)を測定し、上記の硬さaとした。また、残り2枚の試験片について、それぞれ900℃において20s、1050℃において20sの焼鈍を施した後、長さ15mm×幅10mmのサイズに切断し、切断した試験片の断面のビッカース硬さ(HV)を測定し、それぞれ上記の硬さb、cとした。試験片は、樹脂埋めの後に、試験面を鏡面研磨して試験に供した。ビッカース硬さの測定条件は、試験力9.8N、保持時間15秒とした。測定した硬さa、b、およびcが、式(1)を満たすものを「○(合格)」、満たさなかったものを「▲(不合格)」として評価した。この評価で○であれば、普通鋼―ステンレス鋼兼用の焼鈍ラインで冷延板焼鈍を行うことができ、生産性に優れると評価できる。

$$c + 0.1 \times (a - c) \geq b \quad \cdots (1)$$

[0077] (2) 結晶粒の平均断面積の評価

上記の製造条件で得られた冷延焼鈍板より、幅10mm×長さ15mmの組織観察用試験片を切出し、長さ方向の断面が観察面となるように樹脂に埋め込んだ後、観察面を鏡面研磨した。その後、ピクリン酸塩酸溶液(100mLエタノール―1gピクリン酸―5mL塩酸)にて観察面をエッチングし、結晶粒界を現出させた後、500倍の倍率にて光学顕微鏡にて組織を撮影した。得られた観察像に対し、実視野にして半径100μmの円(500倍の倍率で観察像を印刷した場合、半径50mmの円)を描き、その円内に完全に含まれている結晶粒の数を n_1 、円周によって切られている結晶粒の数を n_2 としてそれぞれ計測し、得られた計測結果を下記式(2)に代入して与えられる結晶粒の平均断面積 A (μm²)を評価した。

$$A = 31400 / (n_1 + 0.6 \times n_2) \quad \cdots (2)$$

[0078] (3) 0.2%耐力の評価

上記の製造条件で得られた冷延焼鈍板より、圧延方向(L方向)、圧延方

向に対して45度方向（D方向）、および、圧延方向に対して直角方向（C方向）のそれぞれが長手となるように、JIS 13号B試験片を採取し、引張試験を行った。引張試験は、JIS Z 2241に準拠して実施し、得られた各試験片の0.2%耐力を評価した。

[0079] （4）耐食性の評価

上記の製造条件で得られた冷延焼鈍板より、せん断加工により長さ80mm×幅60mmの試験片を切出した。試験片の表面をエメリー紙で400番まで研磨し、アセトンによる脱脂を行った後、腐食試験を行って、耐食性を評価した。腐食試験は、JASO M609-91に準拠して実施した。1サイクルを5.0質量%NaCl水溶液噴霧（35℃、相対湿度98%）2h→乾燥（60℃、相対湿度30%）4h→湿潤（50℃、相対湿度95%以上）2hとし、5サイクルの腐食試験を実施した。試験後、試験片表面を撮影した写真から、試験片表面中央の30mm×30mmの領域について、画像解析により発錆面積率を測定した。そして、発錆面積率が20%以下であったものを「○（合格）」、20%超であったものを「▲（不合格）」として評価した。この評価で○であれば、耐食性に優れると評価できる。

[0080] 得られた結果を表1-2に示す。

[0081]

[表1-2]

試験 No.	スラブ 加熱温度 (°C)	スラブ 加熱時間 (分)	熱延板 巻取温度 (°C)	熱延板 焼鈍温度 (°C)	熱延板 焼鈍時間 (秒)	冷延板 焼鈍温度 (°C)	冷延板 焼鈍時間 (秒)	生産性	結晶粒の 平均断面積 (μm^2)	0.2%耐力 (L方向) (MPa)	0.2%耐力 (D方向) (MPa)	0.2%耐力 (C方向) (MPa)	耐食性	備考
1-1	1160	60	550	970	30	900	60	○	340	250	261	253	○	本発明例
1-2	1100	30	550	970	30	900	60	○	294	256	266	258	○	本発明例
1-3	1240	10	550	970	30	900	60	○	363	238	246	239	○	本発明例
1-4	1160	60	500	970	30	900	60	○	215	251	261	250	○	本発明例
1-5	1160	60	600	970	30	900	60	○	363	253	263	253	○	本発明例
1-6	1160	60	550	1000	110	900	60	○	345	243	254	244	○	本発明例
1-7	1160	60	550	940	8	900	60	○	330	247	255	245	○	本発明例
1-8	1160	60	550	970	30	880	7	○	212	265	274	264	○	本発明例
1-9	1160	60	550	970	30	900	160	○	324	269	281	270	○	本発明例
1-10	1050	60	550	970	30	900	60	○	378	225	237	225	○	比較例
1-11	1160	5	550	970	30	900	60	○	334	227	236	231	○	比較例
1-12	1160	60	650	970	30	900	60	○	492	222	235	223	○	比較例
1-13	1160	60	450	970	30	900	60	○	442	210	220	211	○	比較例
1-14	1160	60	550	900	30	900	60	○	505	217	225	215	○	比較例
1-15	1160	60	550	1040	30	900	60	○	429	219	228	219	○	比較例
1-16	1160	60	550	970	3	900	60	○	411	217	226	216	○	比較例
1-17	1160	60	550	970	300	900	60	○	459	213	227	214	○	比較例
1-18	1160	60	550	970	30	850	60	○	150	312	322	313	○	比較例
1-19	1160	60	550	970	30	900	2	○	179	283	302	284	○	比較例
1-20	1160	60	550	970	30	900	600	○	458	219	229	219	○	比較例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

- [0082] 本発明例のフェライト系ステンレス鋼板（試験N o. 1-1~1-9）は、生産性の評価が「○」であり、結晶粒の平均断面積が $200\mu\text{m}^2$ 以上 $400\mu\text{m}^2$ 以下であり、L方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が230MPa以上300MPa以下であり、かつ、耐食性の評価が「○」であって、A1S1439と同等の0.2%耐力を有するとともに、生産性に優れ、かつ、耐食性に優れることが分かった。
- [0083] 試験N o. 1-10の比較例は、スラブ加熱温度が本発明の範囲よりも低く、本発明の範囲よりもL方向とC方向の0.2%耐力が低かった。
- [0084] 試験N o. 1-11の比較例は、スラブ加熱時間が本発明の範囲よりも短く、本発明の範囲よりもL方向の0.2%耐力が低かった。
- [0085] 試験N o. 1-12の比較例は、熱延板巻取温度が本発明の範囲よりも高く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向とC方向の0.2%耐力が低かった。
- [0086] 試験N o. 1-13の比較例は、熱延板巻取温度が本発明の範囲よりも低く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。
- [0087] 試験N o. 1-14の比較例は、熱延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも低く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。
- [0088] 試験N o. 1-15の比較例は、熱延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも高く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。
- [0089] 試験N o. 1-16の比較例は、熱延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも短く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。
- [0090] 試験N o. 1-17の比較例は、熱延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも長く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。

[0091] 試験N o. 1 - 1 8 の比較例は、冷延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも低く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも小さく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が高かった。

[0092] 試験N o. 1 - 1 9 の比較例は、冷延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも短く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも小さく、本発明の範囲よりもD方向の0.2%耐力が高かった。

[0093] 試験N o. 1 - 2 0 の比較例は、冷延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも長く、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。

[0094] [実施例2]

表2に示す成分組成を有するフェライト系ステンレス鋼を100kg鋼塊（鋼素材）に溶製した後、1160℃の温度で1時間加熱し、熱間圧延を行って板厚3.0mmの熱延板とした。熱間圧延の最終パスが完了した直後より、熱延板を550℃まで空冷した後、熱延板を550℃に設定した電気炉に挿入して1時間保持し、その後電気炉内で炉冷した。得られた熱延板を980℃で20秒保持した後、空冷し、熱延焼鈍板とした。熱延焼鈍板を硫酸溶液と続いてフッ酸と硝酸の混合溶液で酸洗し、冷間圧延用素材として、その後、板厚1.0mmまでの冷間圧延を行い、冷延板とした。得られた冷延板の一部は、900℃で100秒保持した後、空冷し、その後、表裏面の表面研削を行って表面スケールを除去して、冷延焼鈍板とした。得られた冷延板および冷延焼鈍板を、上述した評価に供した。なお、試験N o. 2 - 3 2、2 - 3 3は参考例であり、前記試験N o. 2 - 3 2はSUH409L規格の成分組成であり、前記試験N o. 2 - 3 3はAIS1439規格の成分組成である。

[0095] 得られた結果を表2に示す。

[0096]

[表2]

試験 No.	成分組成 (質量%)											生産性	結晶粒の 平均断面積 (μm^2)	0.2%耐力 (L方向) (MPa)	0.2%耐力 (D方向) (MPa)	0.2%耐力 (C方向) (MPa)	耐食性	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	V	N							
2-1	0.006	0.15	0.29	0.020	0.002	0.032	13.1	0.27	0.046	0.058	0.007	—	354	243	243	231	○	本発明例
2-2	0.009	0.78	0.24	0.035	0.001	0.032	13.3	0.31	0.051	0.036	0.009	—	246	269	279	271	○	本発明例
2-3	0.008	0.25	0.16	0.035	0.002	0.038	14.0	0.29	0.048	0.038	0.008	—	331	285	292	284	○	本発明例
2-4	0.007	0.81	0.30	0.043	0.001	0.053	14.3	0.31	0.052	0.054	0.009	—	327	284	274	263	○	本発明例
2-5	0.012	0.22	0.24	0.026	0.002	0.039	14.8	0.27	0.058	0.060	0.011	—	347	272	280	269	○	本発明例
2-6	0.012	0.60	0.18	0.023	0.003	0.050	13.8	0.16	0.069	0.049	0.008	—	258	282	273	282	○	本発明例
2-7	0.011	0.51	0.24	0.025	0.003	0.035	13.7	0.33	0.064	0.041	0.009	—	225	261	271	257	○	本発明例
2-8	0.008	0.46	0.20	0.032	0.004	0.033	13.7	0.30	0.033	0.061	0.009	—	239	256	265	254	○	本発明例
2-9	0.009	0.35	0.29	0.022	0.002	0.035	14.3	0.30	0.069	0.057	0.011	—	306	285	294	285	○	本発明例
2-10	0.008	0.33	0.19	0.039	0.001	0.043	14.3	0.22	0.054	0.018	0.009	—	338	272	281	272	○	本発明例
2-11	0.008	0.17	0.23	0.039	0.003	0.034	13.9	0.26	0.048	0.187	0.011	—	243	267	276	268	○	本発明例
2-12	0.010	0.59	0.17	0.040	0.002	0.003	14.3	0.22	0.061	0.054	0.008	—	262	244	255	246	○	本発明例
2-13	0.008	0.60	0.22	0.033	0.003	0.096	14.4	0.23	0.062	0.068	0.010	—	243	245	256	245	○	本発明例
2-14	0.018	0.27	0.24	0.036	0.003	0.055	14.3	0.23	0.042	0.058	0.004	—	368	279	291	280	○	本発明例
2-15	0.005	0.40	0.23	0.022	0.002	0.045	13.8	0.27	0.038	0.073	0.018	—	224	281	293	282	○	本発明例
2-16	0.012	0.06	0.17	0.035	0.002	0.048	13.7	0.26	0.036	0.066	0.009	—	305	254	267	254	○	本発明例
2-17	0.011	0.85	0.30	0.037	0.003	0.040	14.4	0.26	0.044	0.063	0.011	—	369	248	259	245	○	本発明例
2-18	0.010	0.58	0.12	0.025	0.004	0.056	13.7	0.25	0.043	0.055	0.009	—	289	249	259	250	○	本発明例
2-19	0.011	0.41	0.11	0.032	0.002	0.030	14.4	0.22	0.068	0.057	0.010	—	363	265	273	267	○	本発明例
2-20	0.007	0.54	0.18	0.039	0.001	0.058	13.9	0.28	0.052	0.062	0.008	Cu:0.42	294	278	286	276	○	本発明例
2-21	0.012	0.42	0.26	0.027	0.002	0.043	14.5	0.29	0.031	0.046	0.011	Sn:0.20	290	263	273	265	○	本発明例
2-22	0.009	0.42	0.16	0.025	0.002	0.057	13.6	0.24	0.044	0.060	0.007	Co:0.14, W:0.23	292	266	277	268	○	本発明例
2-23	0.009	0.40	0.28	0.027	0.002	0.035	13.9	0.22	0.067	0.058	0.011	B:0.0011, Mg:0.0024, Ca:0.0018	333	249	260	249	○	本発明例
2-24	0.012	0.24	0.30	0.022	0.003	0.039	13.6	0.28	0.031	0.058	0.008	Mo:0.09, Y:0.06	283	271	279	270	○	本発明例
2-25	0.009	0.26	0.23	0.032	0.001	0.033	13.9	0.27	0.042	0.068	0.008	Ni:0.39, Zr:0.05, La:0.04, Ce:0.03, Sb:0.03	377	286	292	284	○	本発明例
2-26	0.008	0.52	0.19	0.024	0.001	0.046	14.0	0.26	0.015	0.053	0.008	—	369	215	227	216	○	比較例
2-27	0.009	0.39	0.30	0.038	0.002	0.047	14.5	0.26	0.103	0.053	0.010	—	191	325	336	326	○	比較例
2-28	0.008	0.22	0.28	0.032	0.003	0.052	14.0	0.26	0.063	0.053	0.009	—	180	309	321	311	○	比較例
2-29	0.009	0.57	0.18	0.035	0.002	0.033	14.1	0.26	0.044	0.259	0.011	—	193	309	318	310	○	比較例
2-30	0.011	1.03	0.20	0.039	0.004	0.059	13.6	0.21	0.030	0.055	0.008	—	305	323	332	321	○	比較例
2-31	0.010	0.38	0.20	0.024	0.003	0.038	12.8	0.22	0.059	0.079	0.009	—	362	246	258	249	▲	比較例
2-32	0.005	0.26	0.34	0.026	0.003	0.028	11.0	0.22	—	—	0.007	—	385	209	223	212	▲	参考例
2-33	0.007	0.12	0.17	0.029	0.002	0.034	17.6	0.31	—	—	0.008	—	242	270	278	268	○	参考例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。
※上記成分組成以外の残部は、FeおよびNiを不純物とする。

[0097] 本発明例のフェライト系ステンレス鋼板 (試験No. 2-1~2-25)

は、生産性の評価が「○」であり、結晶粒の平均断面積が $200\mu\text{m}^2$ 以上 $400\mu\text{m}^2$ 以下であり、L方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が230MPa以上300MPa以下であり、かつ、耐食性の評価が「○」であって、A1S1439と同等の0.2%耐力を有するとともに、生産性に優れ、かつ、耐食性に優れることが分かった。

[0098] 試験No. 2-26の比較例は、Nbの含有量が本発明の成分範囲よりも低く、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が低かった。

[0099] 試験No. 2-27の比較例は、Nbの含有量が本発明の成分範囲よりも高いため、生産性に劣るとともに、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも小さく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が高かった。

[0100] 試験No. 2-28の比較例は、Vの含有量が本発明の成分範囲よりも低いため、生産性に劣るとともに、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも小さく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が高かった。

[0101] 試験No. 2-29の比較例は、Vの含有量が本発明の成分範囲よりも高く、生産性に劣るとともに、結晶粒の平均断面積が本発明の範囲よりも小さく、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が高かった。

[0102] 試験No. 2-30の比較例は、Siの含有量が本発明の成分範囲よりも高く、本発明の範囲よりもL方向、D方向およびC方向の三方向全ての0.2%耐力が高かった。

[0103] 試験No. 2-31の比較例は、Crの含有量が本発明の成分範囲よりも低いため、耐食性が劣っていた。

[0104] 試験No. 2-32は、SUH409L規格の成分組成を有する参考例である。試験No. 2-32では、所望の耐食性と0.2%耐力が得られない。

[0105] 試験N o. 2－33は、A I S I 439規格の成分組成を有する参考例である。試験N o. 2－33は、15.0質量%以上となるC rを含有するため、原料コストと製造コストが高くなる。

産業上の利用可能性

[0106] 本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、耐食性に優れ、かつA I S I 439と同等の0.2%耐力を有するため、自動車排気系部材、ロッカー、家電製品用部品、建材、厨房機器、鉄道車両、電気装置用部品等に好適であり、特に、自動車排気用配管、コンバーターケース、フロントパイプ、センターパイプ、マフラー、マフラーカット等の自動車排気系部材に好適である。本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、特にA I S I 439使用部材の安価な代替鋼として好適である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.004 ~ 0.020 %、

Si : 0.05 ~ 0.90 %、

Mn : 0.05 ~ 0.60 %、

P : 0.050 %以下、

S : 0.030 %以下、

Al : 0.001 ~ 0.100 %、

Cr : 13.0 %以上15.0 %未満、

Ti : 0.15 ~ 0.35 %、

Nb : 0.030 ~ 0.090 %、

V : 0.010 ~ 0.200 %、および

N : 0.004 ~ 0.020 %を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

結晶粒の平均断面積が $200 \sim 400 \mu\text{m}^2$ である組織を有し、

L方向、D方向およびC方向の0.2 %耐力がいずれも230 ~ 300 MPaであるフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項2]

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ni : 0.01 ~ 0.60 %、

Cu : 0.01 ~ 0.80 %、

Co : 0.01 ~ 0.50 %、

Mo : 0.01 ~ 1.00 %、および

W : 0.01 ~ 0.50 %

のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項3]

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Zr : 0.01 ~ 0.50 %、

B : 0.0003 ~ 0.0030 %、

Mg : 0.0005~0.0100%、

Ca : 0.0003~0.0030%、

Y : 0.01~0.20%、

REM (希土類金属) : 0.01~0.10%、

Sn : 0.01~0.50%、および

Sb : 0.01~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項4] 自動車排気系部材用である、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鋼板。

[請求項5] 請求項1~4のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法であって、
前記成分組成を有する鋼素材を、1100~1250℃の温度で10分以上保持した後、熱間圧延して熱延板とし、その後、500~600℃の巻取温度で巻き取る熱間圧延工程と、
前記熱間圧延工程後の熱延板に940~1000℃の温度で5~180秒保持する熱延板焼鈍を施し熱延焼鈍板を得る熱延板焼鈍工程と、
前記熱延板焼鈍工程後の熱延焼鈍板を冷間圧延して冷延板とした後、880~900℃の温度で5~180秒保持する冷延板焼鈍を施し冷延焼鈍板を得る冷延板焼鈍工程と、を有する、フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/008783

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/28(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

FI: C22C38/00302Z, C22C38/60, C21D9/46R, C22C38/28

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. C21D8/02, C21D9/46, C22C38/00-C22C38/60

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 1971-2020

Registered utility model specifications of Japan 1996-2020

Published registered utility model applications of Japan 1994-2020

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 2016-41847 A (JFE STEEL CORPORATION) 31.03.2016 (2016-03-31), entire text, all drawings	1-5
A	JP 2004-84067 A (JFE STEEL CORPORATION) 18.03.2004 (2004-03-18), entire text, all drawings	1-5
A	JP 2002-332548 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 22.11.2002 (2002-11-22), entire text, all drawings	1-5
A	JP 2001-32050 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 06.02.2001 (2001-02-06), entire text, all drawings	1-5
A	JP 5-320772 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 03.12.1993 (1993-12-03), entire text	1-5
A	CN 101845603 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 29.09.2010 (2010-09-29), entire text	1-5



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
15.05.2020Date of mailing of the international search report
26.05.2020Name 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

Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2020/008783

JP 2016-41847 A	31.03.2016	US 2017/0275722 A1 entire text, all drawings WO 2016/024370 A1 KR 10-2017-0029601 A CN 106661695 A
JP 2004-84067 A	18.03.2004	US 2005/0173033 A1 entire text, all drawings WO 2003/106725 A1 EP 1514949 A1 CN 1662667 A KR 10-2005-0008826 A
JP 2002-332548 A	22.11.2002	(Family: none)
JP 2001-32050 A	06.02.2001	(Family: none)
JP 5-320772 A	03.12.1993	(Family: none)
CN 101845603 A	29.09.2010	(Family: none)

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 302Z; C22C38/60; C21D9/46 R; C22C38/28														
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）） C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60														
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 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2020年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2020年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2020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 - 2020年													
日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年													
日本国登録実用新案公報	1994 - 2020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												
A	JP 2016-41847 A (JFEスチール株式会社) 31.03.2016 (2016 - 03 - 31) 全文, 全図	1-5												
A	JP 2004-84067 A (JFEスチール株式会社) 18.03.2004 (2004 - 03 - 18) 全文, 全図	1-5												
A	JP 2002-332548 A (日新製鋼株式会社) 22.11.2002 (2002 - 11 - 22) 全文, 全図	1-5												
A	JP 2001-32050 A (新日本製鐵株式会社) 06.02.2001 (2001 - 02 - 06) 全文, 全図	1-5												
A	JP 5-320772 A (住友金属工業株式会社) 03.12.1993 (1993 - 12 - 03) 全文	1-5												
A	CN 101845603 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 29.09.2010 (2010 - 09 - 29) 全文	1-5												
☐ 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。														
<table border="0"> <tr> <td>* 引用文献のカテゴリー</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td>“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</td> </tr> <tr> <td>“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）</td> <td>“&” 同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td></td> </tr> <tr> <td>“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</td> <td></td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー	“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	“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	“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	“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	“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	“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）	“&” 同一パテントファミリー文献	“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	
* 引用文献のカテゴリー	“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													
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	“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													
“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	“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													
“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）	“&” 同一パテントファミリー文献													
“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														
国際調査を完了した日 15.05.2020	国際調査報告の発送日 26.05.2020													
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） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435													

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/JP2020/008783

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2016-41847	A	31.03.2016	US 2017/0275722 A1 全文, 全図 WO 2016/024370 A1 KR 10-2017-0029601 A CN 106661695 A	
JP	2004-84067	A	18.03.2004	US 2005/0173033 A1 全文, 全図 WO 2003/106725 A1 EP 1514949 A1 CN 1662667 A KR 10-2005-0008826 A	
JP	2002-332548	A	22.11.2002	(ファミリーなし)	
JP	2001-32050	A	06.02.2001	(ファミリーなし)	
JP	5-320772	A	03.12.1993	(ファミリーなし)	
CN	101845603	A	29.09.2010	(ファミリーなし)	