

(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
2012 年 12 月 20 日(20.12.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/173272 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/065507
- (22) 国際出願日: 2012 年 6 月 18 日(18.06.2012)
- (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 2011-134224 2011 年 6 月 16 日(16.06.2011) JP
特願 2011-134416 2011 年 6 月 16 日(16.06.2011) JP
特願 2011-172168 2011 年 8 月 5 日(05.08.2011) JP
特願 2012-135082 2012 年 6 月 14 日(14.06.2012) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日
鐵住金ステンレス株式会社(Nippon Steel & Sum-
ikin 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; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 秦野 正治
(HATANO, Masaharu) [JP/JP]; 〒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). 石丸 詠一朗

(ISHIMARU, Eiichiro) [JP/JP]; 〒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). 高橋 明彦(TAKA-
HASHI, Akihiko) [JP/JP]; 〒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). 木村 謙(KIMURA, Ken)
[JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目
6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 寺
岡 慎一(TERAOKA, Shinichi) [JP/JP]; 〒1008071 東
京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製
鐵株式会社内 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 3 7 森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo
(JP).

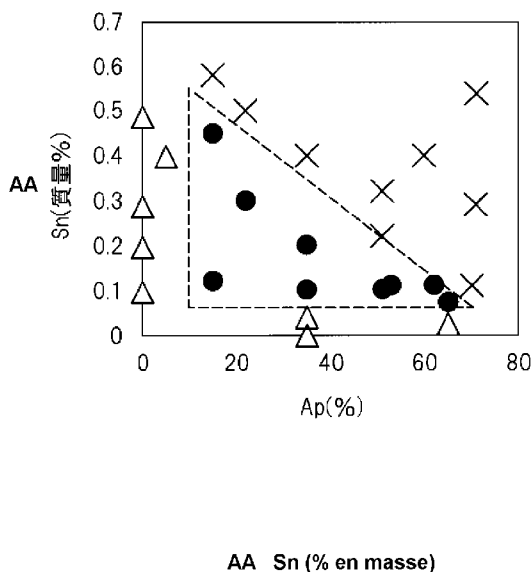
(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保
護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,
BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO,
CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI,
GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS,
KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT,
LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY,
MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA,
RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV,

[続葉有]

(54) Title: FERRITIC STAINLESS-STEEL SHEET WITH EXCELLENT NON-RIDGING PROPERTY AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板及びその製造方法

図 1



(57) Abstract: The present invention addresses the problems of not only improving the non-corroding properties and non-rusting properties of a chromium-containing ferritic stainless steel but also improving the non-ridding properties, while directing attention to tin. A relationship between A_p , which indicates the proportion of the γ phase as measured at 1,100°C and which is determined from given components, and tin in ferritic stainless steels that have a two-phase structure composed of $\alpha+\gamma$ in a hot-rolling temperature range is derived. Tin is added in a proper amount, and hot rolling is conducted at 1,100°C or higher so that the total rolling reduction is 15% or more. Thus, a ferritic stainless-steel sheet which had satisfactory non-ridding properties, was excellent in terms of non-corroding properties and non-rusting properties, and was applicable to general durable consumer goods was obtained. $0.060 \leq S_n \leq 0.634 - 0.0082 A_p$ $10 \leq A_p \leq 70$

(57) 要約: 本発明は、Sn に着目し、Cr 含有
フェライト系ステンレス鋼の耐食性、耐錆性を
改善するだけでなく、耐リジング性の改善を課
題とする。本発明は、熱間圧延温度域で $\alpha+\gamma$ の
2 相組織となるフェライト系ステンレス鋼にお
いて、所定の成分による 1100°C での γ 相率を
示す A_p と Sn の関係を導きだし、Sn を適用
添加し、1100°C 以上の熱間圧延における総
圧延率が 15% 以上となる熱間圧延をおこなう
ことにより、耐リジング性が良好で、耐食性、
耐錆性も優れた一般耐久消費材への適用が可能

なフェライト系ステンレス鋼板を得た。 $0.060 \leq S_n \leq 0.634 - 0.0082 A_p$ $10 \leq A_p \leq 70$



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, MZ, NA, RW, SD, SL, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：

耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板及びその製造方法に関するものである。本発明によれば、優れた耐リジング性を有するフェライト系ステンレス鋼板を提供することができるので、従来必要であった研磨工程等を省略でき、地球環境保全に貢献し得るものである。

背景技術

[0002] SUS430に代表されるフェライト系ステンレス鋼は、家電や厨房品等に広く使用されている。ステンレス鋼は、その優れた耐食性に最大の特徴があり、そのため、表面処理を施すことなく、金属地のまま製品化される場合が多い。

[0003] フェライト系ステンレス鋼を成形した場合、その表面に、リジングという表面凹凸が発生する場合がある。鋼表面にリジングが発生すると、表面美観が劣化するし、また、それを除去するための研磨が必要となったりする。SUS430のように、熱間圧延温度域で $\alpha + \gamma$ の2相となる鋼種において耐リジング性を改善する手法として、次の手法が知られている。（例えば、特許文献1～4）

[0004] 特許文献1には、鋼中のAl量とN量を規定し、熱間圧延途中に曲げ加工を施し、その後の再結晶により結晶方位を変化させる手法が開示されている。

特許文献2には、熱間仕上げ圧延時の圧下率を規定する手法が示されている。

[0005] 特許文献3には、1パス当りの圧下率を40%以上として、大きな歪を与えて、フェライトバンドを分断する手法が開示されている。

特許文献4には、成分組成より計算されるオーステナイト相率に調整し、

加熱温度、仕上げ圧延速度及び温度等を規定する手法が開示されている。

[0006] しかし、特許文献1、2、及び、4に開示の手法では、鋼種によっては、必ずしも、耐リジング性が向上しない場合がある。また、特許文献3に開示の手法においては、圧延時に焼きつき疵が発生する場合がある。この場合、生産性が低下する。以上のように、熱間圧延温度域で $\alpha + \gamma$ の2相となる鋼種において、耐リジング性を改善する手法は確立していないのが現状である。

[0007] 一方、近年、微量のS nを添加して、低C rフェライト系ステンレス鋼の耐食性や高温強度を改善する検討がなされている。（例えば、特許文献5～7）

特許文献5には、S n含有量が0.060%未満のフェライト系ステンレス鋼が開示されている。特許文献6には、Hv300以上の高硬度を特徴とするマルテンサイト系ステンレス鋼が開示されている。特許文献7には、S nを添加して高温強度を改善したフェライト系ステンレス鋼が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特開昭62-136525号公報
特許文献2：特開昭63-69921号公報
特許文献3：特開平05-179358号公報
特許文献4：特開平06-081036号公報
特許文献5：特開平11-092872号公報
特許文献6：特開2010-215995号公報
特許文献7：特開2000-169943号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 本発明は、上記現状に鑑み、SUS430のように、熱間圧延温度域で α

$\alpha + \gamma$ の2相となるフェライト系ステンレス鋼において、耐リジグ性を改善することを課題とする。

[0010] 一方で、前述したようにC r含有フェライト系ステンレス鋼において、S nやM gの微量添加で耐食性を改善することが検討され、一定の効果が確認されている。しかし、その添加量が0.05%未満のフェライト系ステンレス鋼に限られていた。また、S nの添加効果は、H v 300以上のマルテンサイト系ステンレス鋼や、CやNを低減した高純度フェライト系ステンレス鋼で発現するが、用途の拡大を図るのに十分な耐食性は得られていないのが現状である。

[0011] そこで、本発明は、S nに着眼し、C r含有フェライト系ステンレス鋼及びS U S 4 3 0の耐食性、耐銹性を改善するだけでなく、耐リジグ性も改善して、一般耐久消費材への適用が可能なフェライト系ステンレス鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、上記課題を解決すべく、フェライト系ステンレス鋼の耐リジグ性に及ぼす成分組成、特にS nの含有量との関係と製造条件の関係を詳細に検討した。その結果、本発明者らは、熱間圧延温度域で $\alpha + \gamma$ の2相組織となるフェライト系ステンレス鋼において、S nを適量添加すると、製造性（熱間加工性）を損なうことなく、耐リジグ性を改善できることを見出した。

[0013] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

[0014] (1) 質量%で、C : 0.001~0.30%、S i : 0.01~1.00%、M n : 0.01~2.00%、P : 0.050%未満、S : 0.020%以下、C r : 11.0~22.0%、N : 0.001~0.10%を含有し、下記(式3)で定義するA pが下記(式2)を満たし、かつ、S n含有量が下記(式1)を満たし、残部がF e及び不可避免的不純物からなり、金属組織がフェライト単相であることを特徴とする耐リジグ性に優れたフェ

ライト系ステンレス鋼板。

$$0.060 \leq S_n \leq 0.634 - 0.0082 A_p \quad \dots \text{(式1)}$$

$$10 \leq A_p \leq 70 \quad \dots \text{(式2)}$$

$$A_p = 420C + 470N + 23Ni + 9Cu + 7Mn - 11.5(Cr + Si) - 12Mo - 52Al - 47Nb - 49Ti + 189 \quad \dots \text{(式3)}$$

ここで、 S_n 、 C 、 N 、 Ni 、 Cu 、 Mn 、 Cr 、 Si 、 Mo 、 Al 、 Nb 、及び、 Ti は、各元素の含有量である。

[0015] (2) 質量%で、 C ：0.001～0.30%、 Si ：0.01～1.00%、 Mn ：0.01～2.00%、 P ：0.050%未満、 S ：0.020%以下、 Cr ：11.0～22.0%、 N ：0.001～0.10%を含有し、前記(式3)で定義する A_p が前記(式2)を満たし、かつ、 S_n 含有量が前記(式1)を満たし、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなり、金属組織がフェライト単相であり、リジング高さが6 μm 未満であることを特徴とする耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

リジング性を確保するには、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%以上となる熱間圧延が必要なことから、(2)の発明は、すなわち以下のようにも記載できる。

[0016] (2') 質量%で、
 C ：0.001～0.30%、 Si ：0.01～1.00%、 Mn ：0.01～2.00%、 P ：0.050%以下、 S ：0.020%以下、 Cr ：11.0～22.0%、 N ：0.001～0.10%を含有し、前記(式3)で定義する A_p が前記(式2)を満たし、かつ、 S_n 含有量が前記(式1)を満たし、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる鋼を、1150～1280℃に加熱し、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%以上となる熱間圧延を施して鋼板とし、その金属組織がフェライト単相であることを特徴とする耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0017] (3) さらに、質量%で、 Al ：0.0001～1.0%、 Nb ：0.3

0%以下、Ti : 0.30%以下のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)又は(2)に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0018] (4) さらに、質量%で、Ni : 1.0%以下、Cu : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、V : 1.0%以下、Co : 0.5%以下、Zr : 0.5%以下のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(3)に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0019] (5) さらに、質量%で、B : 0.0050%以下、Mg : 0.0050%以下、Ca : 0.0050%以下、Y : 0.1%以下、Hf : 0.1%以下、REM : 0.1%以下のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(4)のいずれかに記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0020] (6) 前記(1)～(5)のいずれかに記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法において、(i) 前記(1)～(5)のいずれかに記載の成分組成の鋼を1150～1280℃に加熱し、該鋼に、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%以上となる熱間圧延を施して、熱延鋼板とし、(ii) 上記熱延鋼板を巻き取った後、該熱延鋼板を焼鈍し、又は該熱延鋼板を焼鈍せずに、冷間圧延を施し、次いで、焼鈍することを特徴とする耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[0021] (7)

質量%で、C : 0.001～0.3%、Si : 0.01～1.0%、Mn : 0.01～2.0%、P : 0.005～0.05%、S : 0.0001～0.01%、Cr : 11～13%、N : 0.001～0.1%、Al : 0.0001～1.0%、Sn : 0.06～1.0%、残部Fe及び不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記式(式3-2)で定義する γ_p が下記式(式3-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$10 \leq \gamma_p \leq 65 \quad \cdots \text{ (式 3-1)}$$

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 69Sn + 189 \quad \cdots \text{ (式 3-2)}$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量

[0022] (8)

前記式(式3-1)に替え、下記式(式3-1')を満たすことを特徴とする(7)に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$15 \leq \gamma_p \leq 55 \quad \cdots \text{ (式 3-1')}$$

[0023] (9)

質量%で、C:0.001~0.3%、Si:0.01~1.0%、Mn:0.01~2.0%、P:0.005~0.05%、S:0.0001~0.02%、Cr:13超~22%、N:0.001~0.1%、Al:0.0001~1.0%、Sn:0.060~1.0%、残部Fe及び不可避免の不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記式(式2-2)で定義する γ_p が下記式(式2-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$5 \leq \gamma_p \leq 55 \quad \cdots \text{ (式 2-1)}$$

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 57.5Sn + 189 \quad \cdots \text{ (式 2-2)}$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量。

[0024] (10)

前記式(式2-1)に替え、下記式(式2-1')を満たすことを特徴とする(9)に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$10 \leq \gamma_p \leq 40 \quad \cdots \text{ (式 2-1')}$$

[0025] (11)

前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Mg : 0.005%以下、B : 0.005%以下、Ca : 0.005%以下、La : 0.1%以下、Y : 0.1%以下、Hf : 0.1%以下、REM : 0.1%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする(7)～(10)に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0026] (12)

前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Nb : 0.3%以下、Ti : 0.3%以下、Ni : 1.0%以下、Cu : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、V : 1.0%以下、Zr : 0.5%以下、Co : 0.5%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする(7)～(11)のいずれか1項に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0027] (13)

(7)～(12)のいずれか1項に記載の成分組成を有するステンレス鋼スラブを、1100～1300℃に加熱して熱間圧延に供し、熱間圧延終了後の鋼板を700～1000℃で巻き取ることを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[0028] (14)

前記熱間圧延終了後の鋼板に、焼鈍を施さないか、又は、700～1000℃で連続焼鈍又は箱焼鈍を施すことを特徴とする(13)に記載の熱間加工性と耐錆性に優れた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、レアメタルの使用に頼ることなく、リサイクルした鉄源中のSnを有効に利用して、耐リジニング性、耐錆性および加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0030] [図1] Ap及びSn量と、耐リジニング性及び熱延鋼板における耳割れの有無と

の関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0031] 以下に、本発明を詳細に説明する。

[第一の実施態様：耐リジング性向上に係る本発明鋼板の説明]

まず、本発明に係る鋼板のうち、耐リジング性、耐錆性および熱間加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼板（以下「耐リジング性に係る本発明鋼板」ということがある。）の第一の実施態様について説明する。

本発明態様の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板（耐リジング性に係る本発明鋼板）は、質量％で、C：0.001～0.30％、Si：0.01～1.00％、Mn：0.01～2.00％、P：0.050％未満、S：0.020％以下、Cr：11.0～22.0％、N：0.0010～0.10％を含有し、（式3）で定義する A_p が（式2）を満たし、かつ、Sn含有量が（式1）を満たし、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、金属組織がフェライト単相であることを特徴とする。

[0032] $0.060 \leq S_n \leq 0.634 - 0.0082 A_p \quad \dots$ （式1）

$10 \leq A_p \leq 70 \quad \dots$ （式2）

$A_p = 420C + 470N + 23Ni + 9Cu + 7Mn - 11.5(Cr + Si) - 12Mo - 52Al - 47Nb - 49Ti + 189 \quad \dots$ （式3）

ここで、Sn、C、N、Ni、Cu、Mn、Cr、Si、Mo、Al、Nb、及び、Tiは、各元素の含有量（質量％）である。

[0033] A_p は、上記元素の含有量（質量％）から算出される γ 相率であり、1100℃に加熱した時に生成するオーステナイト量の最大値を示す指標である。元素の係数は、 γ 相の生成に寄与する程度を、実験的に定めたものである。なお、鋼中に存在しない元素は0％として、上記（式3）を計算する。

[0034] まず、本発明の基礎となる知見を得るに至った試験とその結果について説明する。

本発明者らは、SUS430を基本成分とし、成分組成を変更して数十水

準のステンレス鋼を溶製して鑄造し、鑄片に、熱延条件を変えて熱間圧延を施して熱延鋼板とした。さらに、熱延鋼板に、焼鈍を施し、又は、焼鈍を施さずに冷間圧延を施し、次いで、焼鈍を施して製品板とした。

[0035] 製品板より、JIS 5号引張試験片を採取し、圧延方向に平行に、15%の引張歪を付与し、引張歪を付与した後の板面における凹凸高さを測定して、耐リジング性を評価した。凹凸高さが6 μm 未満の場合を、耐リジング性が良好であると定義した。試験結果より、下記知見を得るに至った。

[0036] (w) Snを添加した鋼種の耐リジング性が、Sn無添加鋼種の耐リジング性に比べ、劇的に向上する場合がある。この耐リジング性向上効果は、熱間圧延温度域で、組織が $\alpha + \gamma$ の2相組織となる場合に顕著である。

[0037] (x) Sn添加による耐リジング性向上効果を得るためには、熱延前の鋼片加熱条件が重要である。特に、熱延初期の温度が低すぎると耐リジング性は向上せず、一方、熱延初期の温度が高すぎると、熱延時に、鋼板表面に疵が発生する。それ故、熱延前の鋼片加熱温度には適正範囲が存在する。

[0038] (y)さらに、熱延初期の圧延条件も耐リジング性に大きく影響する。具体的には、熱延開始から1100℃に至るまでの総圧下率が高い時に、耐リジング性向上効果が顕著である。

[0039] (z) Sn添加量が多すぎると、熱間圧延時に耳割れが生じ、熱延鋼板の製造自体が困難になる。

[0040] SUS 430を基本鋼とし、Sn量を変化させて、上記(式3)で定義するApを調整した鋼材を1200℃に加熱し、1100℃以上での総圧下率を15%以上として熱延鋼板を製造し、耳割れの有無を調査した。

[0041] また、熱延鋼板に、約820℃で6時間以上の熱処理を施して再結晶をさせた後、冷間圧延を施し、さらに、再結晶焼鈍を施した。得られた鋼板から、JIS 5号引張試験片を採取し、圧延方向に平行に15%の引張歪を付与し、引張歪を付与した後の鋼板表面において凹凸高さを測定した。

[0042] 図1に、Ap及びSn量と、耐リジング性及び熱延鋼板における耳割れの有無との関係を示す。図中の符号は、下記の通りである。

×：熱間圧延時に耳割れが発生

△：熱間圧延時に耳割れは発生せず、耐リジング性は不良

○：熱間圧延時に耳割れは発生せず、耐リジング性は良好

[0043] 図1より、 S_n 添加量が高く、 A_p （鋼中の γ 相率）が高い場合には、熱延で耳割れが生じ易いことが解る。また、図1より、 S_n 量が上記（式1）を満たし、かつ、 A_p （ γ 相率）が上記（式2）を満たすと、優れた耐リジング性が得られることが解る。

[0044] 次に、耐リジング性に係る本発明鋼板の成分組成を限定する理由について説明する。以下、成分組成に係る％は、質量％を意味する。

[0045] C：Cは、オーステナイト生成元素である。多量の添加は、 γ 相率の増加、さらには、熱間加工性の劣化につながるので、上限を0.30％とする。ただし、過度の低減は、精錬コストの増加につながるので、下限を0.001％とする。精錬コスト及び製造性を考慮した場合、下限を0.01％、さらには0.02％とすることが好ましく、上限を0.10％、さらには0.07％とすることが好ましい。

[0046] Si：Siは、脱酸に有効であり、また、耐酸化性の向上に有効な元素である。添加効果を得るため、0.01％以上を添加するが、多量の添加は加工性の低下を招くので、上限を1.00％とする。加工性と製造性の両立を図る点で、下限を0.10％、さらには0.12％とすることが好ましく、上限を0.60％、さらには0.45％とすることが好ましい。

[0047] Mn：Mnは、硫化物を形成して耐食性を低下させる元素である。そのため、上限を2.00％とする。ただし、過度の低減は、精錬コストの増加につながる所以、下限を0.01％とする。製造性を考慮すると、下限を0.08％、さらには0.12％、さらには0.15％とすることが好ましく、上限を1.60％、さらには0.60％、さらには0.50％とすることが好ましい。

[0048] P：Pは、製造性や溶接性を劣化させる元素である。そのため少ない方がよく、不可避免的不純物ではあるが、その上限を0.05％に限定する。より

好ましくは、0.04%以下、更に好ましくは0.03%以下とするとよい。過度の低減は、原料等のコスト増につながるので、下限を0.005%に設定してもよい。さらには0.01%としてもよい。

[0049] S : Sは、熱間加工性や耐錆性を劣化させる元素である。そのため少ない方がよく、不可避免的不純物ではあるが、その上限を0.02%に限定する。より好ましくは、0.01%以下、更に好ましくは0.005%以下とするとよい。過度の低減は、製造コスト増につながるので、下限を0.0001%に設定してもよく、好ましくは0.0002%、さらに好ましくは0.0003%、さらには0.0005%としてもよい。

[0050] Cr : Crは、フェライト系ステンレス鋼の主要元素であり、耐食性を向上させる元素である。添加効果を得るため、11.0%以上を添加する。ただし、多量の添加は、製造性の劣化を招くので、上限を22.0%とする。SUS430レベルの耐食性を得ることを考慮すると、下限を、好ましくは13.0%に、より好ましくは13.5%に、更に好ましくは14.5%にするとよい。製造性を確保する観点から、上限を、18.0%、好ましくは16.0%、より好ましくは16.0%、さらに好ましくは15.5%とするとよい。

[0051] N : Nは、Cと同様に、オーステナイト生成元素である。多量の添加は γ 相率の増加、さらには、熱間加工性の劣化につながるので、上限を0.10%とする。ただし、過度の低減は、精錬コストの増加につながるので、下限を0.001%とする。精錬コスト及び製造性を考慮すると、好ましくは下限を0.01%に、上限を0.05%にするとよい。

[0052] Sn : Snは、本発明鋼において耐リジング性の向上のために必須の元素である。また、Snは、Cr、Ni、Mo等のレアメタルに頼ることなく、目標とする耐錆性を確保するのに必須の元素でもある。また、Snは、フェライト形成元素として作用し、オーステナイトの生成を抑制するとともに、接種効果により、凝固組織を微細化する効果もある。そのため、従来、Apが小さい時に発生する鋼塊の置き割れは、Sn添加による凝固組織の微細化

で改善できる。

本発明鋼においては、目標とする耐錆性や耐リジング性を得るためには0.05%以上を添加するとよい。耐リジング性向上効果を確実にする観点からその下限を、0.060%とすることが好ましい。さらに、経済性及び製造安定性を考慮すると、0.100%超が好ましく、より好ましくは0.150%超である。

[0053] S_n量が多いほど、耐錆性や耐リジング性は向上するが、多量の添加は、熱間加工性の劣化を招く。本発明者らは、前述したように、耐リジング性に関してS_nの添加量とA_p（鋼中のγ相率）との間に強い関係があることを見出した（図1）。図1から、S_n添加量が高く、A_p（鋼中のγ相率）が高い場合には、熱延で耳割れが生じ易いことが解る。また、図1より、S_n量が上記（式1）を満たし、かつ、A_p（γ相率）が上記（式2）を満たすと、優れた耐リジング性が得られることが解る。これらの知見から、S_nの上限を、図1に示す試験結果から得られる下記（式1'）で規定する。

$$S_n \leq 0.63 - 0.0082 A_p \quad \dots (\text{式 } 1')$$

[0054] 即ち、S_nの上限は、オーステナイトポテンシャル：A_p（γ相率）により変化する。S_n > 0.63 - 0.0082 A_pであると、鋼の熱間加工性が劣化し、熱延時、耳割れが顕著に発生する。

[0055] Al、Nb、Ti：Al、Nb、及び、Tiは、加工性の向上に有効な元素である。必要に応じて、1種又は2種以上を添加する。

Alは、Siと同様に脱酸に有効で、かつ、耐錆性を高める元素である。添加効果を得るため、0.0001%以上を添加するとよい。添加効果を考慮すると、下限を、好ましくは0.001%、より好ましくは0.005%、さらに好ましくは0.01%とするとよい。しかし、過度な添加は靱性や溶接性の低下を招くので、上限を1.0%とする。靱性確保や溶接性を考慮して、その上限は、好ましくは0.5%。より好ましくは0.15%、さらに好ましくは0.10%にするとよい。

[0056] Nb、Tiは、多量の添加は、加工性向上効果の飽和、また、鋼材の硬質

化を招くので、NbおよびTiの上限はそれぞれ0.30%以下、好ましくは0.1%、より好ましくは0.08%とするとよい。一方、添加効果を得るためには好ましくは、それぞれ0.03%以上を添加するとよく、より好ましくは0.04%以上、さらには0.05%以上とするとよい。

[0057] Ni、Cu、Mo、V、Zr、Co：Ni、Cu、Mo、V、ZrおよびCoは、耐食性の向上に有効な元素である。しかし、多量の添加は、加工性を劣化させるので、Ni、Cu、MoおよびVのいずれも上限は1.0%とする。加工性の観点から、それぞれの上限は、好ましくは0.30%、より好ましくは0.25%とするとよい。

[0058] 必要に応じて1種又は2種以上を添加するが、添加効果を得るため、Ni、Cu、Mo及びVのいずれも、0.01%以上を添加すると良い。ZrおよびCoも同様に、0.01%以上添加するとよい。耐食性向上効果を安定的に得るためには、それぞれの下限を、好ましくは0.05%、より好ましくは0.1%とするとよい。耐食性向上効果を安定的に得るためには、Ni、Cu、Mo、V、ZrおよびCoのいずれも、0.05%超～0.25%が好ましく、より好ましくは0.1～0.25%である。

[0059] B、Mg、Ca：B、Mg、及び、Caは、凝固組織を微細化し、耐リジング性を向上させる元素である。多量の添加は、加工性及び耐食性の劣化を招くので、いずれも、上限を0.005%とする。加工性の観点から、上限を、好ましくは0.0030%、より好ましくは0.0025%、更に好ましくは0.002%とするとよい。

必要に応じて、1種又は2種以上を添加するが、添加効果を得るため、Bは0.0003%以上を添加し、Mgは0.0001%以上を添加し、Caは0.0003%以上を添加するとよい。添加効果の観点から、それぞれの下限を、好ましくは0.0005%、より好ましくは0.0007%、さらに好ましくは0.0008%とするとよい。

ただし、

[0060] そのほか、La、Y、Hf、REMは、熱間加工性や鋼の清浄度を高め、

耐錆性や熱間加工性を著しく向上させる元素である。過度の添加は合金コストの上昇と製造性の低下に繋がるので、いずれも、上限を0.1%とする。好ましくは、添加効果、経済性、及び、製造性を考慮して、1種又は2種以上の合計で下限を0.001%、上限を0.05%とするとよい。添加する場合、必要に応じて、いずれも0.001%以上添加するとよい。

[0061] 耐リジング性に係る本発明鋼板の金属組織はフェライト単相である。オーステナイト相やマルテンサイト相等の他の相を含有しない。炭化物や窒化物等の析出物が混在しても、耐リジング性や熱間加工性には大きく影響しないので、これらの析出物は、耐リジング性に係る本発明鋼板の特性を損なわない範囲で存在していてもよい。

[0062] S n量の上限を規定する(式1')の右辺“ $0.63 - 0.0082 A_p$ ”における A_p は、上記(式2)： $10 \leq A_p \leq 70$ を満たす必要がある(図1、参照)。

[0063] A_p が10未満であると、S nを添加しても、耐リジング性は向上しない。 A_p が大きいほど、耐リジング性は良好となるが、70を超えると、熱間加工性が著しく劣化するので、70を上限とする。安定的に耐リジング性に係る本発明鋼板を製造することを考慮すると、 A_p は、20～50が好ましい。

[0064] 次に、耐リジング性に係る本発明鋼板の製造方法について説明する。

耐リジング性に係る本発明鋼板の製造方法は、

(i) 所要の成分組成の鋼を1150～1280℃に加熱し、該鋼に、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%以上となる熱間圧延を施して、熱延鋼板とし、

(ii) 上記熱延鋼板を巻き取った後、該熱延鋼板に、焼鈍を施し、又は、焼鈍を施さずに、冷間圧延を施し、次いで、焼鈍することを特徴とする。

[0065] ここで、耐リジング性に係る本発明鋼板の製造方法において、製造条件を限定する理由を説明する。

フェライト系ステンレス鋼の鋳片を熱間圧延する際、熱間圧延前に、鋳片を1150～1280℃に加熱する。加熱温度が1150℃未満であると、1100℃以上の熱間圧延において、15%以上の総圧延率を確保することが難しくなり、また、熱間圧延中に、熱延鋼板に耳割れが発生する。一方、加熱温度が1280℃を超えると、鋳片表層の結晶粒が成長し、熱間圧延時、熱延鋼板に疵が発生することがある。

[0066] 耐リジング性に係る本発明鋼板の製造方法においては、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率を15%以上とする。このことにより、耐リジング性を顕著に改善することができ、この点が、耐リジング性に係る本発明鋼板の製造方法における最大の特徴である。

[0067] 1100℃以上の熱間圧延において、総圧延率を15%以上とすることにより、製品板の耐リジング性を顕著に改善することができる理由は明確でないが、これまでの試験結果に基づけば、次のように考えられる。

[0068] SUS430系において、1100℃は γ 相率が最大となる温度である。1100℃より高温の領域で熱延鋼板に歪を与えた後、熱延鋼板の温度が1100℃まで低下する過程において、歪が γ 相の生成核として作用し、 γ 相が微細に生成する。その際、 γ と α 粒界に濃化しているS nが、粒界からの γ 相の生成を遅延させ、その結果、 α 粒内での γ 相の生成が促進される。

[0069] このようにして微細に生成した γ 相の存在により、その後の熱間圧延で、リジングの生成原因である粗大フェライト相が微細に分断される。従来、耐リジング性の改善に効果があると言われている α 相の再結晶は、S n添加によって抑制されている。

[0070] 熱間圧延後は、通常通り、熱延鋼板を巻き取る。前述したように、熱間圧延の初期の段階（1100℃以上での熱延）において、耐リジング性に影響を及ぼす粗大フェライト粒を分断しているので、仕上げ圧延以降の工程の影響は小さい。したがって、巻取温度は、特に規定する必要がない。

[0071] 熱延鋼板に、焼鈍を施してもよいし、施さなくてもよい。熱延鋼板を焼鈍する場合、ボックス（箱）焼鈍でも、連続ラインによる焼鈍でもよい。いず

れの焼鈍を施しても、耐リジング性向上効果は発現する。続いて、熱延鋼板を冷間圧延し、焼鈍を施す。冷間圧延は、2回実施してもよいし、3回実施してもよい。最終焼鈍の後に、酸洗し、調質圧延を行ってもよい。

実施例

[0072] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0073] (実施例1)

表1に成分組成を示すフェライト系ステンレス鋼を溶製した。鋼塊より、板厚70mmの鋼片を採取し、種々の条件にて熱間圧延に供し、板厚4.5mmまで圧延した。熱延鋼板において耳割れの有無を調査した。また、熱延鋼板を酸洗した後、表面疵の有無を目視にて調査した。

[0074] 得られた熱延鋼板を、焼鈍し、又は、焼鈍しないで冷延に供し、次いで、焼鈍し、板厚1mmの製品板を製造した。最終焼鈍温度を調整し、いずれの製品板も、再結晶組織となるようにした。得られた製品板より、JIS5号引張試験片を採取し、圧延方向に15%引張歪を与えた。

[0075] 引張り後、粗度計を圧延方向と垂直方向に走査し、リジング（表面凹凸）の高さを測定した。リジングの測定方法は次のとおりである。

圧延方向に15%引張を与えた前記試験片の平行部中央部を、圧延方向とその垂直方向に接触式粗度計で走査し、凹凸プロファイルを得る。その際に測定長さを10mm、測定速度を0.3mm/s、カットオフを0.8mmに設定する。凹凸プロファイルより凸部と凸部の間に生じる凹部の深さ方向長さをリジング高さと定義し、それを測定した。リジングランクは、リジングの高さで区分し、AA:3μm未満、A:6μm未満、B:6μm以上20μm未満、C:20μm以上とした。通常の製法では、リジングランクはB~Cである。

- [0076] 熱延条件、耳割れの有無、熱延疵の有無、及び、リジングランクを表2（表2-1、表2-2を合わせて表2と呼ぶ。）に示す。発明例は、いずれも、耳割れ及び熱延疵の発生がなく、リジングランクは、AA又はAである。
- [0077] 比較例3、29、及び、38は、本発明の成分組成及びApを有するが、本発明の製造条件から外れる製造条件で製造したフェライト系ステンレス鋼板に係る試験例である。熱間圧延前の加熱温度が、本発明の範囲の上限を外れている。これらの鋼板において、熱間加工性は良好であるが、熱延鋼板で表面疵が発生し、耐リジング性がランクBであり、目標の特性が得られていない。
- [0078] 比較例1、4、7、8、11、14、15、16、18、20、21、23、24、27、31、34、41、44、62、63、65、67、68、71、74、77及び78は、本発明の成分組成及びApを有するが、本発明の製造条件から外れる製造条件で製造したフェライト系ステンレス鋼板に係る試験例である。これらの鋼板において、熱間加工性は良好であるが、目標の耐リジング性が得られていない。
- [0079] 比較例7、15、21、34、44、62、65、68、71、74、及び78は、熱間圧延前の加熱温度が本発明の範囲の下限を外れ、かつ、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%未満であり、耐リジング性のランクがC（比較例15、78はランクB）である。
- [0080] 比較例1、4、8、11、14、16、18、20、23、24、27、31、41、63、67、及び77は、熱間圧延前の加熱温度が本発明の範囲内であるが、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%未満であり、耐リジング性のランクがC（比較例77はランクB）である。比較例39、46～54は、成分組成が本発明の成分組成から外れるので、製造条件が本発明の範囲内であっても、目標の耐リジング性が得られていない。
- [0081] 比較例55～60は、Apが本発明の範囲外であるので、製造条件が本発明の範囲内であっても、目標の耐リジング性が得られていない。
- [0082] [第二の実施態様：耐錆性の向上に係る本発明鋼板の説明]

次に、本発明に係る鋼板のうち、熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板（以下「耐錆性に係る本発明鋼板」ということがある。）の第二の実施態様について説明する。本発明者らは、耐錆性および加工性の観点から下記（a）～（e）の知見を得た。

[0083] （a）S_nは、高純度フェライト系ステンレス鋼の耐錆性の向上に有効な元素であるが、高純度フェライト系ステンレス鋼に限らず、C_r含有フェライト系ステンレスにおいても、微量のS_n添加で耐錆性が向上することが確認された。また、その γ 相の生成に寄与する程度は、前述したA_pと同様、上記元素の含有量（質量％）から算出される γ 相率であり、1100℃に加熱した時に生成するオーステナイト量の最大値を示す指標で評価できる。このとき、S_nの添加量も γ 相率の式の中に入れ込むことができることを実験的に確認した。

[0084] また、C_r添加量が13％を境に、若干挙動が異なることもわかった。すなわち、C_r添加量が13％超の中C_rのフェライト系ステンレスにおいては、下記式で定義する $\gamma_p(H)$ を $5 \leq \gamma_p(H) \leq 55$ に調整すると、良好な熱間加工性を得ることができる。

$$5 \leq \gamma_p(H) \leq 55 \quad \cdots \text{(式2-1)}$$

$$\gamma_p(H) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 57.5Sn + 189 \quad \cdots \text{(式2-2)}$$

$\gamma_p(H)$ は、1100℃加熱時に生成するオーステナイト量の最大値を表す指標である。

[0085] C_r添加量が13％以下の低C_rのフェライト系ステンレスにおいては、下記式で定義する $\gamma_p(L)$ を $10 \leq \gamma_p(L) \leq 65$ に調整すると、良好な熱間加工性を得ることができる。

$$10 \leq \gamma_p(L) \leq 65 \quad \cdots \text{(式3-1)}$$

$$\gamma_p(L) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 69Sn + 189 \quad \cdots \text{(式3-2)}$$

γ_p (L) は、 γ_p (H) と同様、1100℃加熱時に生成するオーステナイト量の最大値を表す指標である。

[0086] (b) 熱間加工性は、CやNを低下して高温での変形抵抗を下げるか、又は、Mg、B、Caなどのを微量添加して粒界強度を高めることで改善できる。

[0087] (c) また、熱間加工性は、スラブ加熱温度と熱延終了温度を高くして高温での変形抵抗を小さくすることで改善できる。

[0088] (d) 耐錆性は、Nb、Tiの安定化元素を添加するか、又は、リサイクルした鉄源からNi、Cu、Mo、Vなどが混入することで改善できる。

[0089] すなわち、中Crの耐錆性に係るフェライト系ステンレスについての本発明鋼板の要旨は以下になる。

[0090] (2-1) 質量%で、C: 0.001~0.3%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~2.0%、P: 0.005~0.05%、S: 0.0001~0.02%、Cr: 13.0超~22.0%、N: 0.001~0.1%、Al: 0.0001~1.0%、Sn: 0.060~1.0%、残部Fe及び不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記(式2-2)で定義する γ_p (H) が、下記(式2-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$5 \leq \gamma_p (H) \leq 55 \quad \dots (式2-1)$$

$$\gamma_p (H) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 57.5Sn + 189 \quad \dots (式2-2)$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量。

もしくは、低Crの耐錆性に係るフェライト系ステンレスについての本発明鋼板の要旨は以下になる。

[0091] (2-2) 質量%で、C: 0.001~0.3%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~2.0%、P: 0.005~0.05%、S: 0.0

0.01~0.01%、Cr: 11.0~13.0%、N: 0.001~0.01%、Al: 0.0001~1.0%、Sn: 0.060~1.0%、残部Fe及び不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記(式3-2)で定義する $\gamma_p(L)$ が、下記(式3-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$10 \leq \gamma_p(L) \leq 65 \quad \cdots (式3-1)$$

$$\gamma_p(L) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 69Sn + 189 \quad \cdots (式3-2)$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量。

[0092] (2-3) 前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Mg: 0.005%以下、B: 0.005%以下、Ca: 0.005%以下、La: 0.1%以下、Y: 0.1%以下、Hf: 0.1%以下、REM: 0.1%以下の1種又は2種以上含有していることを特徴とする前記(2-1)又は(2-2)に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0093] (2-4) 前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Nb: 0.3%以下、Ti: 0.3%以下、Ni: 1.0%以下、Cu: 1.0%以下、Mo: 1.0%以下、V: 1.0%以下、Zr: 0.5%以下、Co: 0.5%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(2-1)~(2-3)のいずれかに記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[0094] (2-5) 上記のいずれかに記載の成分組成を有するステンレス鋼スラブを1100~1300℃に加熱して熱間圧延に供し、熱間圧延終了後の鋼板を700~1000℃で巻き取ることを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[0095] 前記熱間圧延終了後の鋼板に、焼鈍を施さないか、又は、700~1000℃で連続焼鈍又は箱焼鈍を施すことを特徴とする前記(2-5)に記載の

熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[0096] 耐錆性に係る本発明鋼板によれば、レアメタルに頼らずに、リサイクルした鉄源中のS nを有効に利用して、低C r系、中C r系それぞれのフェライト系ステンレス鋼及びS U S 4 3 0の耐食性を改善して、一般耐久消費材への適用が可能な省合金型のフェライト系ステンレス鋼板を提供することができる。

[0097] [耐錆性の向上に係る発明を実施するための形態]

第二の実施態様における成分については、前述した第一の実施態様における成分組成を限定する理由と同じである。

[0098] 次に、S n添加鋼の熱間加工性を確保するため、 γ_p (L) または γ_P (H) の範囲を限定する(式2-2)および(3-2)について説明する。 γ_p (L) または γ_P (H) は、1100℃に加熱した時に生成するオーステナイト量の最大値を示す指標である。本発明者らは、S nの添加効果を実験的に求め、 γ 相の最大相分率を推定する経験式に、C rが13~22%の中C r添加のとき、S nの項「-57.5 S n」を新たに加え γ_p (H) の下記式を得た。また、同様に、C rが11~13%の低C r添加のとき、S nの項「-69 S n」を新たに加え γ_p (L) の下記式を得た。

[0099] γ_p (H) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5C r - 11.5Si - 52Al - 57.5S n + 189 ... (式2-2)

γ_p (L) = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5C r - 11.5Si - 52Al - 69S n + 189 ... (式3-2)

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、C r、Si、Al、及び、S nは、各元素の含有量である。

なお、本明細書においては、 γ_p (L) または γ_P (H) を総称して γ_p と呼ぶことがある。

[0100] 本発明者らが実施した実験とその結果、及び、推察される作用機構について説明する。0.2%のS nを含有する11~13%C r鋼と13~16%

C r 鋼を、50 kg、真空中で溶解し、鑄造した鋼塊から42 mm厚のブロック試験片を作製し、1カ月間放置した後、熱間圧延実験を行った。

[0101] 熱間圧延実験においては、ブロック試験片を1120℃に加熱し、総圧下率88%（8パス）、仕上げ温度700～900℃で、5 mm厚の熱延板を製造し、熱延板の両サイドで耳割れ発生の有無を調査し、熱間加工性の良否を判定した。

[0102] 耳割れは、 γ_p の上昇に伴い発生し、13% C rを境に、13%以下では、上限値が上昇した。熱間加工割れは、フェライト相と高温で生成するオーステナイト相との相境界で発生する頻度が高い。このことは、S nの溶解度が小さいオーステナイト相が生成することで、S nが、フェライト相側へ吐き出される過程で、オーステナイト／フェライトの結晶粒界に偏析し、粒界強度が低下したと推定される。

[0103] C r量が13%以下の場合、高温での変形抵抗が小さいので、 γ_p の上限値が上昇したと考えられる。他方、 γ_p が小さくなると、鋼塊の置き割れが助長される。S nは、フェライト形成元素であるとともに、接種効果により、凝固組織を微細化する元素である。そのため、従来、 γ_p が小さい時に発生する鋼塊の置き割れは、S n添加による凝固組織の微細化で改善できる。

[0104] また、S nのフェライト形成元素としての寄与は、C rとの比較で、微量添加にも拘らず大きい。本発明者らは、実験で行った組織観察から、1100℃でのフェライト形成能は、C rが13%超の中C rのときC rの5倍と決定し、C rが13%以下の低C rのとき、C rの6倍と決定した。その結果、中C r系での係数を「 $-57.5 (= -11.5 \times 5)$ 」と、低C r系での係数を「 $-69 (= -11.5 \times 6)$ 」と決定した。

[0105] さらに、0.2% S n添加鋼で冷延焼鈍板を作製し、SUS410L（12% C r）とSUS430（17% C r）を比較材とし、JIS Z 2371に準拠して、35℃、5% NaCl水溶液による塩水噴霧試験を行い、耐錆性を評価した。評価面は、湿式ペーパー#600で研磨して仕上げ、噴霧時間は48時間とした。

[0106] SUS410Lは、評価面で発錆し、Sn添加の11～13%Cr鋼もSn添加の13～22%Cr鋼は、SUS430と同様に発錆しなかった。その結果、Sn添加による耐錆性の向上効果を確認することができた。

[0107] 耐錆性に係る本発明鋼板では、所要の熱間加工性を確保するため、上記（式2-2）で定義する $\gamma_p(H)$ および上記（式3-2）で定義する $\gamma_p(L)$ を、下記のように限定する。

$$5 \leq \gamma_p(H) \leq 55 \quad \dots (式2-1)$$

$$10 \leq \gamma_p(L) \leq 65 \quad \dots (式3-1)$$

[0108] 上記（式2-1）（式3-1）で示すように、目標とする熱間加工性は、Crが13.0%超の場合 $\gamma_p(H)$ 55以下で、Crが13.0%以下の場合 γ_p 65以下で確保できる。なお、目標とする熱間加工性は、前述した熱間圧延実験で耳割れが発生しないことを意味する。

[0109] 熱間加工性は、 γ_p の低下に伴い向上する。しかし、 γ_p が過度に小さくなると、置き割れ感受性が高くなり、置き割れに起因する熱間加工割れが誘発される。それ故、 $\gamma_p(H)$ の下限は、Cr：13.0%超で、5とする。効果と製造性を考慮すると、好ましい範囲は、Cr：13.0%超の場合、 $10 \leq \gamma_p(H) \leq 40$ である。一方、 $\gamma_p(L)$ の下限は、Cr：13.0%以下で10とする。製造性を考慮すると、好ましい範囲は、Cr：13.0%以下の場合、 $15 \leq \gamma_p(L) \leq 55$ である。

[0110] 次に、耐錆性に係る本発明鋼板の製造方法における条件を限定する理由について説明する。

熱間圧延に供するステンレス鋼スラブの加熱温度は、熱間加工割れを誘発するオーステナイト相の生成を抑制し、熱間圧延時の変形抵抗を小さくするため、1100℃以上とする。加熱温度を過度に高くすると、結晶粒の粗大化により表面性状が劣化するし、また、加熱時のスラブ形状が悪化する恐れがあるので、上限は1300℃とする。熱間加工性と製造性の観点から、好ましくは1150～1250℃である。

[0111] 熱間圧延後の鋼板を巻き取る温度は、熱間加工性の観点から、加熱温度を

高くするために700℃以上とする。700℃未満の場合、巻取り時の表面割れやコイルの形状不良を誘発する恐れがある。過度に巻取り温度を高くすると、内部酸化物の生成や粒界酸化を助長して、表面性状が劣化するので、上限は1000℃とする。熱間加工性と製造性の観点から、好ましくは700～900℃である。

[0112] 熱間圧延後、熱延板焼鈍を実施するか、又は、省略して、1回の冷間圧延又は中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を実施する。熱延鋼板の焼鈍は、再結晶を促進する700℃以上で、連続焼鈍又はバッチ式の箱焼鈍で行う。過度に焼鈍温度を高くすると、表面性状と酸洗脱スケール性の低下を招くので、上限は1000℃とする。表面性状の観点から、好ましくは700～900℃である。

[0113] 冷間圧延後の仕上げ焼鈍は、酸化性雰囲気中又は還元性雰囲気中で行う。焼鈍温度は、再結晶、表面性状、脱スケール性を考慮すると、700～900℃が好ましい。酸洗方法は特に限定するものではなく、工業的に常用されている方法でよい。例えば、アルカリソルトバス浸漬＋電解酸洗＋硝酸浸漬を行ってもよいし、電解酸洗は、中性塩電解や硝酸電解等を行う。

[0114] [実施例]

次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0115] (実施例1)

表3-1、表3-2（両方あわせて表3と呼ぶ場合がある。）に示す成分組成を有するフェライト系ステンレス鋼を、150kg、真空中で溶製し、鑄塊を1000～1300℃に加熱して熱間圧延に供し、500～700℃で巻き取り、板厚3.0～6.0mmの熱延鋼板を製造した。表3中の*印は本発明の規定から外れていることを、0は添加無しであることを示す。

[0116] 熱延鋼板に、箱焼鈍又は連続焼鈍を模擬して焼鈍を施し、又は、焼鈍を省略して、1回又は中間焼鈍を挟む2回の冷間圧延を施し、板厚0.4～0.8mmの冷延鋼板を製造した。冷延鋼板には、再結晶が完了する温度780～900℃で、仕上げ焼鈍を施した。仕上げ焼鈍は、酸化性雰囲気焼鈍又は光輝焼鈍を行った。比較鋼は、SUS430(17Cr)、SUS430LX(17Cr)を使用した。

[0117] 熱間加工性は、熱延板の耳割れ発生の有無を調査して評価した。耳割れが全く発生しないものを「○」、端面から鋼板表面に及ぶ耳割れが発生したものを「×」、耳割れが鋼板表面に及ばないものを「△」とした。耳割れ評価指標が「○」と「△」のものを発明例とした。

[0118] 耐錆性は、JIS Z 2371に準拠する塩水噴霧試験と、さらに、80℃、0.5%NaCl水溶液中に168時間浸漬する浸漬試験を行って評価した。比較鋼の浸漬試験による発錆程度は、SUS430で“全面発錆”、SUS430LXで“発錆なし”となった。そこで、評価指標は、SUS430と同等の発錆を「○」、SUS430LXと同等の“発錆なし”を「◎」とした。なお、SUS410L相当の発錆と穴あきを示したものは「×」とした。

[0119] 表4-1、表4-2（両方あわせて表4と呼ぶ場合がある。）に、製造条件と試験結果をまとめて示す。表4中の*印は本発明の規定から外れていることを、×印は本発明の目標から外れていることを、一印は実施していないことを示す。

表4において、試験番号2-1～2-3、2-7～2-26、および試験番号3-1～3-3、3-7～3-26は、第二の実施態様で規定する成分組成及び γ_p と、製造条件を満足するフェライト系ステンレス鋼に係る試験例である。これらの鋼板においては、第二の実施態様で目標とする熱間加工性と、SUS430と同等又はSUS430LXと遜色ない耐錆性が得られている。なお、SUS430LXと遜色ない耐錆性を示した鋼板は、Crを14.5%以上含有している。

[0120] 試験番号 2-4~2-6 および試験番号 3-4~3-6 は、第二の実施態様で規定する成分組成及び γ p を有するが、製造条件が第二の実施態様で規定する製造条件から外れるフェライト系ステンレス鋼に係る試験例である。これら鋼板においては、耳割れを抑止できなかったが、目標とする熱間加工性は得られている。

[0121] 試験番号 2-27~2-31 および試験番号 3-27~3-32 は、成分組成及び γ p が、第二の実施態様で規定する成分組成及び γ p から外れるフェライト系ステンレス鋼に係る試験例である。これらの鋼板においては、目標とする熱間加工性と耐錆性の両方又は片方が得られていない。

[0122] 試験番号 2-32~2-34 および試験番号 3-33~3-35 は、第二の実施態様で規定する成分組成を有するが、 γ p が、第二の実施態様で規定する γ p から外れるフェライト系ステンレス鋼に係る試験例である。これらの鋼板においては、目標とする耐錆性が得られているが、目標とする熱間加工性が得られていない。試験番号 2-32 および試験番号 3-33 のフェライト系ステンレス鋼においては、 γ p が小さいため、置き割れに起因する割れが熱間加工により顕在化している。

試験番号 2-35 と 2-36、および 3-36 と 3-37 は、それぞれ、SUS410L 及び SUS430 に係る参考例である。

産業上の利用可能性

[0123] 前述したように、本発明によれば、レアメタルの使用に頼ることなく、リサイクルした鉄源中の Sn を有効に利用して、耐リジング性、耐錆性および加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を提供することができる。また、耐錆性および加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を提供することができる。その結果、本発明は、従来必要であった研磨工程等を簡略化でき、地球環境保全に貢献し得るので、産業上の利用可能性が高いものである。

[0124]

[表1]

表1 供試鋼の化学組成 (mass%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Nb	Ti	Ni	Cu	Mo	B	Mg	Ca	Sn	Ap	0.634-0.0082Ap	その他
A	0.070	0.26	0.42	0.028	0.001	16.1	0.017										0.09	41.2	0.296	
B	0.045	0.61	0.08	0.035	0.004	17.2	0.022	0.12			0.12						0.52	10.5	0.548	
C	0.013	0.24	0.78	0.014	0.005	12.5	0.011		0.09					0.0004			0.15	54.4	0.188	
D	0.120	0.84	0.23	0.035	0.001	14.2	0.011	0.19	0.05	0.06			0.20		0.0024		0.12	55.7	0.178	
E	0.055	0.25	0.36	0.044	0.001	14.6	0.035					0.21					0.08	62.2	0.124	
F	0.035	0.33	1.79	0.023	0.007	15.5	0.025	0.03								0.0005	0.21	44.4	0.270	
G	0.087	0.15	0.64	0.034	0.002	16.2	0.034										0.11	58.0	0.159	
H	0.048	0.30	0.19	0.031	0.003	16.1	0.010	0.02									0.20	25.6	0.424	
I	0.003	0.03	0.35	0.039	0.002	11.6	0.045	0.18	0.09					0.0003	0.0018		0.07	66.5	0.088	
J	0.064	0.43	0.11	0.022	0.003	17.9	0.026	0.01		0.06	0.15	0.09	0.04	0.0024			0.44	18.6	0.481	
K	0.049	0.65	0.88	0.019	0.002	16.5	0.013	0.04									0.23	22.6	0.449	
L	0.019	0.46	1.22	0.026	0.001	16.2	0.036					0.04			0.0002	0.0028	0.28	31.2	0.378	
M	0.067	0.30	0.70	0.031	0.003	16.2	0.038			0.10							0.22	52.5	0.204	
N	0.009	0.11	0.90	0.031	0.003	13.2	0.033	0.00									0.10	61.3	0.132	
O	0.049	0.30	0.20	0.029	0.003	15.9	0.013	0.12		0.10							0.30	26.9	0.414	
P	0.025	0.18	0.98	0.022	0.001	14.8	0.024	0.00									0.35	45.2	0.264	
Q	0.080	0.87	0.23	0.042	0.005	16.2	0.031					0.08	0.12				0.04	41.8	0.292	
R	0.065	0.28	0.68	0.033	0.002	16.0	0.027	0.01									0.00	46.0	0.257	
S	0.084	0.11	1.15	0.041	0.002	14.2	0.027	0.09		0.04			0.18				0.24	71.7	0.046	
T	0.045	0.72	0.55	0.022	0.001	18.0	0.016	0.02			0.10			0.0060			0.18	5.3	0.591	
U	0.220	0.45	0.21	0.009	0.003	20.5	0.035	0.05									0.12	55.6	0.178	0.03Co, 0.44Zr
V	0.089	0.86	0.78	0.035	0.012	21.3	0.077	0.35			0.98						0.26	17.5	0.490	0.92V, 0.025Zr, 0.0035REM, 0.0012Y, 0.33Hf
W	0.035	0.42	0.81	0.010	0.002	14.5	0.033	0.00		0.25			0.87				0.22	30.6	0.383	0.03V, 0.23Y
X	0.092	0.05	0.63	0.016	0.008	15.5	0.045	0.75			0.72	0.44	0.84	0.0042	0.0045		0.08	45.8	0.258	0.012REM, 0.035Y
Y	0.087	0.85	0.15	0.025	0.006	18.3	0.066		0.28			0.68				0.0048	0.19	30.3	0.385	0.44Co, 0.025Hf, 0.33V
Z	0.062	0.28	0.66	0.025	0.001	16.0	0.035				0.10						0.20	51.2	0.214	

[0125]

[表2-1]

例	銅	加熱温度 (°C)	熱延時 1100°C 以上での 総圧下率 (%)	熱延板の 耳割れ有無	熱延板の 表面疵	巻取温度 (°C)	熱延板 焼鈍条件	リジング 判定	
1	A	1160	0	無	無	650	820°C×6h	C	比較例
2	A	1250	25	無	無	550	870°C×2min	A	発明例
3	A	1290	15	無	有り	800	省略	B	比較例
4	B	1200	10	無	無	400	820°C×6h	C	比較例
5	B	1200	20	無	無	450	870°C×2min	AA	発明例
6	B	1160	15	無	無	660	省略	AA	発明例
7	C	1100	8	無	無	550	省略	C	比較例
8	C	1180	8	無	無	600	820°C×6h	C	比較例
9	C	1230	18	無	無	650	870°C×2min	AA	発明例
10	D	1220	15	無	無	800	870°C×2min	A	発明例
11	D	1200	10	無	無	780	省略	C	比較例
12	D	1180	15	無	無	350	820°C×6h	A	発明例
13	E	1260	25	無	無	600	省略	A	発明例
14	E	1240	12	無	無	450	870°C×2min	C	比較例
15	E	1140	5	無	無	600	省略	B	比較例
16	F	1180	5	無	無	550	820°C×6h	C	比較例
17	F	1220	30	無	無	750	870°C×2min	AA	発明例
18	F	1220	4	無	無	700	省略	C	比較例
19	G	1200	15	無	無	450	820°C×6h	A	発明例
20	G	1250	0	無	無	650	省略	C	比較例
21	G	1050	0	無	無	530	870°C×2min	C	比較例
22	H	1200	20	無	無	390	820°C×6h	AA	発明例
23	H	1250	12	無	無	560	870°C×2min	C	比較例
24	H	1180	4	無	無	660	省略	C	比較例
25	I	1200	18	無	無	550	870°C×2min	A	発明例
26	I	1250	18	無	無	710	820°C×6h	A	発明例
27	I	1240	8	無	無	800	省略	C	比較例
28	J	1200	20	無	無	340	省略	AA	発明例
29	J	1300	20	無	有り	500	820°C×6h	B	比較例
30	J	1200	15	無	無	460	870°C×2min	AA	発明例
31	K	1200	11	無	無	720	省略	C	比較例
32	K	1200	19	無	無	660	820°C×6h	AA	発明例
33	K	1250	25	無	無	610	省略	AA	発明例
34	L	1080	0	無	無	480	820°C×6h	C	比較例
35	L	1240	15	無	無	570	870°C×2min	AA	発明例
36	L	1240	25	無	無	390	省略	AA	発明例
37	M	1200	2	無	無	450	省略	C	比較例
38	M	1300	20	無	有り	600	870°C×2min	B	比較例
39	M	1240	20	無	無	500	820°C×6h	B	比較例

[表2-2]

例	鋼	加熱温度 (°C)	熱延時 1100°C 以上での 総圧下率 (%)	熱延板の 耳割れ有無	熱延板の 表面疵	巻取温度 (°C)	熱延板 焼鈍条件	リジング 判定	
40	N	1230	15	無	無	720	820°C×6h	A	発明例
41	N	1170	8	無	無	460	870°C×2min	C	比較例
42	N	1160	15	無	無	650	省略	A	発明例
43	O	1250	20	無	無	550	820°C×6h	A	発明例
44	O	1130	10	無	無	580	省略	C	比較例
45	O	1180	15	無	無	600	870°C×2min	A	発明例
46	P	1250	0	有り	無	470	870°C×2min	C	比較例
47	P	1240	20	有り	無	380	820°C×6h	B	比較例
48	P	1200	15	有り	無	620	省略	B	比較例
49	Q	1200	15	無	無	800	省略	C	比較例
50	Q	1150	15	無	無	750	870°C×2min	C	比較例
51	Q	1260	25	無	無	600	820°C×6h	C	比較例
52	R	1230	25	無	無	550	省略	C	比較例
53	R	1180	15	無	無	650	870°C×2min	C	比較例
54	R	1180	3	無	無	700	820°C×6h	C	比較例
55	S	1200	3	有り	無	620	省略	B	比較例
56	S	1150	15	有り	無	750	870°C×2min	B	比較例
57	S	1260	25	有り	無	700	820°C×6h	B	比較例
58	T	1230	25	無	無	550	省略	C	比較例
59	T	1180	15	無	無	650	870°C×2min	C	比較例
60	T	1180	3	無	無	750	820°C×6h	C	比較例
61	U	1235	18	無	無	550	820°C×6h	A	発明例
62	U	1140	7	無	無	580	省略	C	比較例
63	U	1200	5	無	無	600	870°C×2min	C	発明例
64	V	1250	15	無	無	600	820°C×6h	A	発明例
65	V	1080	0	無	無	550	省略	C	比較例
66	V	1170	20	無	無	600	870°C×2min	A	発明例
67	W	1230	5	無	無	625	820°C×6h	C	発明例
68	W	1120	3	無	無	550	省略	C	比較例
69	W	1200	18	無	無	500	870°C×2min	A	発明例
70	X	1200	18	無	無	480	820°C×6h	A	発明例
71	X	1125	5	無	無	550	省略	C	比較例
72	X	1200	17	無	無	560	870°C×2min	A	発明例
73	Y	1240	18	無	無	600	820°C×6h	A	発明例
74	Y	1130	12	無	無	580	省略	C	比較例
75	Y	1200	18	無	無	575	870°C×2min	A	発明例
76	Z	1180	18	無	無	575	870°C×2min	A	発明例
77	Z	1180	3	無	無	550	870°C×2min	B	比較例
78	Z	1120	3	無	無	575	870°C×2min	B	比較例

[表3-1]

表3-1 (中Crフェライト系ステンレス鋼板)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Sn	Ni	Cu	γ_p	他
2A	0.022	0.35	0.25	0.021	0.0021	14.3	0.033	0.03	0.17	0	0	35.7	
2B	0.075	0.45	0.31	0.025	0.0025	14.2	0.012	0.04	0.11	0	0	51.4	
2C	0.011	0.11	0.45	0.022	0.0007	14.8	0.025	0.05	0.25	0	0	20.1	
2D	0.035	0.72	0.42	0.021	0.0021	13.8	0.021	0.05	0.31	0	0	29.1	
2E	0.032	0.08	0.11	0.035	0.0018	14.4	0.022	0.04	0.17	0	0	35.2	
2F	0.038	0.25	1.25	0.028	0.0021	15.2	0.008	0.02	0.21	0	0	26.7	
2G	0.022	0.55	0.02	0.021	0.0021	14.1	0.033	0.01	0.15	0	0	36.3	
2H	0.025	0.28	0.32	0.024	0.0055	15.8	0.038	0.03	0.2	0	0	21.6	
2I	0.022	0.35	0.15	0.021	0.0003	13.2	0.015	0.02	0.33	0	0	30.5	
2J	0.035	0.25	0.35	0.023	0.0005	16.2	0.058	0.03	0.22	0	0	30	
2K	0.015	0.15	0.08	0.021	0.0005	14.6	0.022	0.002	0.21	0.15	0	27.8	Ni:0.15
2L	0.033	0.09	0.55	0.022	0.0006	13.4	0.035	0.68	0.33	0	0	13.7	
2M	0.018	0.12	0.11	0.023	0.0008	14.9	0.033	0.04	0.56	0	0	6.1	
2N	0.055	0.31	0.45	0.031	0.0015	17.2	0.038	0.01	0.09	0	0	26.1	
2O	0.025	0.3	0.35	0.023	0.0021	14.7	0.028	0.02	0.15	0	0	32.9	B:0.0006
2P	0.018	0.25	0.45	0.023	0.0021	14.8	0.028	0.02	0.31	0	0	20.9	Ca:0.0006, La:0.02
2Q	0.025	0.33	0.55	0.023	0.0021	14.5	0.028	0.02	0.15	0	0	36.3	Y+Hf+REM:0.09
2R	0.022	0.45	0.21	0.023	0.0021	14.4	0.018	0.02	0.15	0.25	0	33.5	Nb:0.07, Ni:0.25
2S	0.026	0.32	0.35	0.023	0.0021	14.1	0.022	0.02	0.21	0	0.2	35.6	Cu:0.2, Mo:0.1, V:0.3
2T	0.022	0.38	0.12	0.023	0.0021	14.3	0.021	0.02	0.15	0.15	0	33.9	Mg:0.0004, Ti:0.06, Ni:0.15
2U	0.022	0.38	0.12	0.023	0.0021	14.3	0.021	0.02	0.15	0	0	30.5	Zr:0.03, Co:0.02
2V*	0.31	0.5	0.15	0.023	0.0021	14.2	0.015	0.05	0.21	0	0	143.6	
2W*	0.025	0.3	2.2	0.025	0.0025	14.6	0.012	0.05	0.15	0	0	38	
2X*	0.023	0.3	0.35	0.023	0.0021	14.3	0.028	0.02	0.21	0	0	33.3	
2Y*	0.011	0.5	0.25	0.025	0.0025	14.3	0.11	0.03	0.12	0	0	68.4	
2Z*	0.024	0.3	0.35	0.023	0.0021	14.4	0.021	0.02	0.04	0	0	39	
2ZA*	0.031	0.45	0.33	0.023	0.0021	14.6	0.035	1.05	0.15	0	0	-15.5	
2ZB*	0.004	0.55	0.08	0.025	0.0018	14.6	0.006	0.08	0.19	0	0	4.8	
2ZC*	0.055	0.35	0.55	0.023	0.0015	13.8	0.025	0.02	0.14	0	0	55.9	
SUS430	0.07	0.3	0.65	0.035	0.003	16.6	0.035	0.005	0	0.1	0.1	48	Ti:0.25
SUS430LX	0.005	0.12	0.15	0.002	0.0011	16.5	0.011	0.045	0	0	0	3.8	Ti:0.27

[表3-2]

表3-2 (低Crフェライト系ステンレス鋼板)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Sn	Ni	Cu	γp	他
3A	0.025	0.41	0.32	0.021	0.0021	12.6	0.035	0.04	0.17	0	0	54.8	
3B	0.08	0.47	0.25	0.025	0.0025	12.8	0.011	0.07	0.13	0	0	64.3	
3C	0.011	0.11	0.12	0.022	0.0007	12.8	0.025	0.35	0.25	0	0	22.3	
3D	0.035	0.72	0.42	0.021	0.0021	11.8	0.018	0.05	0.31	0	0	47.1	
3E	0.032	0.08	0.11	0.035	0.0018	12.5	0.022	0.04	0.17	0	0	55.1	
3F	0.038	0.25	1.25	0.028	0.0021	12.6	0.008	0.02	0.21	0	0	54.2	
3G	0.022	0.55	0.02	0.021	0.0021	12.2	0.028	0.25	0.15	0	0	41.6	
3H	0.011	0.12	0.11	0.024	0.0055	12.8	0.009	0.03	0.2	0	0	34.7	
3I	0.022	0.35	0.15	0.021	0.0003	11.2	0.015	0.03	0.35	0	0	47.8	
3J	0.022	0.25	0.22	0.023	0.0005	12.4	0.06	0.25	0.22	0	0	54.3	
3K	0.005	0.15	0.08	0.021	0.0005	12.3	0.01	0.002	0.11	0	0	45.5	
3L	0.022	0.09	0.08	0.022	0.0006	11.8	0.018	0.68	0.33	0	0	12.4	
3M	0.012	0.12	0.11	0.023	0.0008	12.6	0.011	0.04	0.55	0	0	13.9	
3N	0.031	0.25	0.25	0.031	0.0015	12.8	0.018	0.06	0.08	0.15	0	57	Ni:0.15
3O	0.025	0.3	0.35	0.023	0.0021	12.2	0.028	0.02	0.15	0	0	60	B:0.0008
3P	0.018	0.25	0.45	0.023	0.0021	11.9	0.028	0.02	0.31	0	0	50.7	Ca:0.0006, La:0.03
3Q	0.025	0.33	0.55	0.023	0.0021	12.5	0.028	0.02	0.15	0	0	57.6	Y:0.02, Hf:0.03, REM:0.03
3R	0.022	0.45	0.21	0.023	0.0021	12.4	0.018	0.02	0.15	0.3	0	55.9	Nb:0.05, Ni:0.3
3S	0.026	0.32	0.35	0.023	0.0021	12.1	0.022	0.02	0.21	0	0.2	56.2	Cu:0.2, Mo:0.1, V:0.2
3T	0.022	0.38	0.12	0.023	0.0021	12.3	0.021	0.02	0.15	0.2	0	56.3	Mg:0.0007, Ti:0.05, Ni:0.2
3U	0.023	0.35	0.15	0.025	0.0018	12.5	0.028	0.03	0.18	0	0	51.1	Zr:0.03, Co:0.02
3V*	0.31	0.5	0.15	0.023	0.0021	12.2	0.015	0.05	0.21	0	0	164.2	
3W*	0.025	0.3	2.2	0.025	0.0025	12.6	0.012	0.05	0.15	0	0	59.2	
3X*	0.023	0.3	0.35	0.023	0.0021	12.3	0.028	0.02	0.21	0	0	53.8	
3Y*	0.022	0.5	0.45	0.023	0.0021	10.7	0.02	0.02	0.15	0	0	70.6	
3Z*	0.011	0.5	0.25	0.025	0.0025	12.3	0.12	0.03	0.12	0	0	94.7	
3ZA*	0.024	0.3	0.35	0.023	0.0021	12.4	0.021	0.02	0.04	0	0	61.6	
3ZB*	0.031	0.45	0.33	0.023	0.0021	12.6	0.035	1.05	0.15	0	0	5.8	
3ZC*	0.011	0.5	0.15	0.025	0.0018	12.8	0.015	0.58	0.13	0	0	9.6	
3ZD*	0.055	0.35	0.55	0.023	0.0015	12.6	0.025	0.02	0.14	0	0	68.1	
SUS410L	0.02	0.45	0.55	0.03	0.002	12.2	0.015	0.03	0	0	0	61.3	Ti:0.25
SUS430	0.07	0.3	0.65	0.035	0.003	16.6	0.035	0.005	0	0.1	0.1	48	

[表4-1]

表4-1 (中Crフェライト系ステンレス鋼板)

	No	鋼	加熱 ℃	巻取り ℃	熱延板焼鈍 (℃)		熱間加工性 (耳割れ有無)	耐錆性		備考
					連続焼鈍	箱焼鈍		噴霧	浸漬	
第二態様の成分鋼 (中Crフェライト系ステンレス鋼板)	2-1	2A	1210	780	-	810	○	○	○	
	2-2		1210	780	830	-	○	○	○	
	2-3		1210	780	-	-	○	○	○	
	2-4		1080*	600*	830	-	△	○	○	
	2-5		1120	660*	830	-	△	○	○	
	2-6		1090*	700	830	-	△	○	○	
	2-7	2B	1220	750	820	-	○	○	○	
	2-8	2C	1230	790	-	810	○	○	○	
	2-9	2D	1180	740	800	-	○	○	○	
	2-10	2E	1190	750	-	810	○	○	○	
	2-11	2F	1220	760	-	820	○	○	◎	
	2-12	2G	1180	740	-	820	○	○	○	
	2-13	2H	1230	810	810	-	○	○	◎	
	2-14	2I	1160	720	800	-	○	○	○	
	2-15	2J	1190	740	800	-	○	○	◎	
	2-16	2K	1180	760	-	810	○	○	○	
	2-17	2L	1150	700	-	820	○	○	○	
	2-18	2M	1210	780	-	810	○	○	◎	
	2-19	2N	1190	730	-	850	○	○	◎	
	2-20	2O	1180	720	-	-	○	○	○	
	2-21	2P	1170	720	800	-	○	○	◎	
	2-22	2Q	1190	730	-	820	○	○	○	
	2-23	2R	1180	740	-	810	○	○	○	
	2-24	2S	1170	710	-	810	○	○	○	
	2-25	2T	1160	700	-	810	○	○	○	
	2-26	2U	1160	700	-	810	○	○	○	
比較成分	2-27	2V*	1180	730	-	800	×	×	×	
	2-28	2W*	1190	760	-	800	○	×	×	
	2-29	2X*	1170	720	-	810	○	×	×	
	2-30	2Y*	1150	710	810	-	×	×	×	
	2-31	2Z*	1210	780	820	-	○	×	×	
	2-32	2ZA*	1180	760	830	-	×	○	○	
	2-33	2ZB*	1180	760	820	-	×	○	○	
	2-34	2ZC*	1180	760	830	-	×	○	○	
	2-35	SUS430						○	○	
	2-36	S430LA						○	◎	

[表4-2]

表 4 - 2 (低Crフェライト系ステンレス鋼板)

	No	鋼	加熱 ℃	巻取り ℃	熱延板焼鈍 (℃)		熱間加工性 (耳割れ有無)	耐錆性		備考
					連続焼鈍	箱焼鈍		噴霧	浸漬	
第二態様の成分鋼 (低Crフェライト系ステンレス鋼板)	3-1	3A	1210	780	-	780	○	○	○	
	3-2		1210	780	820	-	○	○	○	
	3-3		1210	780	-	-	○	○	○	
	3-4		1080*	600*	820	-	△	○	×	
	3-5		1120	660*	820	-	△	○	○	
	3-6		1090*	700	820	-	△	○	○	
	3-7	3B	1220	750	810	-	○	○	○	
	3-8	3C	1230	790	-	790	○	○	○	
	3-9	3D	1180	740	790	-	○	○	○	
	3-10	3E	1190	750	-	780	○	○	○	
	3-11	3F	1220	760	-	810	○	○	○	
	3-12	3G	1180	740	-	810	○	○	○	
	3-13	3H	1230	810	810	-	○	○	○	
	3-14	3I	1160	720	790	-	○	○	○	
	3-15	3J	1190	740	780	-	○	○	○	
	3-16	3K	1180	760	-	790	○	○	○	
	3-17	3L	1150	700	-	810	○	○	○	
	3-18	3M	1210	780	-	790	○	○	○	
	3-19	3N	1190	730	-	-	○	○	○	
	3-20	3O	1180	720	790	-	○	○	○	
	3-21	3P	1170	720	790	-	○	○	○	
	3-22	3Q	1190	730	-	810	○	○	○	
	3-23	3R	1180	740	-	780	○	○	○	
	3-24	3S	1170	710	-	790	○	○	○	
	3-25	3T	1160	700	-	790	○	○	○	
	3-26	3U	1160	700	-	790	○	○	○	
比較成分	3-27	3V*	1180	730	-	790	×	×	×	
	3-28	3W*	1190	760	-	780	○	×	×	
	3-29	3X*	1170	720	-	780	○	×	×	
	3-30	3Y*	1150	710	760	-	×	×	×	
	3-31	3Z*	1210	780	810	-	×	×	×	
	3-32	3ZA*	1180	760	810	-	○	×	×	
	3-33	3ZB*	1180	760	820	-	×	○	○	
	3-34	3ZC*	1180	760	820	-	×	○	○	
	3-35	3ZD*	1180	760	820	-	×	○	○	
	3-36	SUS410L						×	×	
	3-37	SUS430						○	○	

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.001~0.30%、

Si : 0.01~1.00%、

Mn : 0.01~2.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.020%以下、

Cr : 11.0~22.0%、

N : 0.001~0.10%

を含有し、下記(式3)で定義する A_p が下記(式2)を満たし、かつ、 S_n 含有量が下記(式1)を満たし、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、金属組織がフェライト単相であることを特徴とする耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$0.060 \leq S_n \leq 0.634 - 0.0082 A_p \quad \dots \text{(式1)}$$

$$10 \leq A_p \leq 70 \quad \dots \text{(式2)}$$

$$A_p = 420C + 470N + 23Ni + 9Cu + 7Mn - 11.5(Cr + Si) - 12Mo - 52Al - 47Nb - 49Ti + 189 \quad \dots \text{(式3)}$$

ここで、 S_n 、C、N、Ni、Cu、Mn、Cr、Si、Mo、Al、Nb、及び、Tiは、各元素の含有量である。

[請求項2]

前記フェライト系ステンレス鋼板のリジング高さが $6 \mu m$ 未満であることを特徴とする請求項1に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項3]

さらに、質量%で、

Al : 0.0001~1.0%、

Nb : 0.30%以下、

Ti : 0.30%以下

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項4] さらに、質量%で、

N i : 1.0%以下、

C u : 1.0%以下、

M o : 1.0%以下

V : 1.0%以下

C o : 0.5%以下

Z r : 0.5%以下

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項5] さらに、質量%で、

B : 0.005%以下、

M g : 0.005%以下、

C a : 0.005%以下

Y : 0.1%以下

H f : 0.1%以下

R E M : 0.1%以下のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項6] 請求項1～5のいずれか1項に記載の耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法において、

(i) 請求項1～5のいずれか1項に記載の成分組成の鋼を1150～1280℃に加熱し、該鋼に、1100℃以上の熱間圧延における総圧延率が15%以上となる熱間圧延を施して、熱延板とし、

(ii) 上記熱延板を巻き取った後、該熱延板に、焼鈍を施し、又は、焼鈍を施さずに、冷間圧延を施し、次いで、焼鈍する

ことを特徴とする耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[請求項7] 質量%で、C : 0.001~0.3%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 0.01~2.0%、P : 0.005~0.05%、S : 0.0001~0.01%、Cr : 11~13%、N : 0.001~0.1%、Al : 0.0001~1.0%、Sn : 0.06~1.0%、残部Fe及び不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記式(式3-2)で定義する γ_p が下記式(式3-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$10 \leq \gamma_p \leq 65 \quad \dots \text{(式3-1)}$$

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 69Sn + 189 \quad \dots \text{(式3-2)}$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量

[請求項8] 前記式(式3-1)に替え、下記式(式3-1')を満たすことを特徴とする請求項7に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$15 \leq \gamma_p \leq 55 \quad \dots \text{(式3-1')}$$

[請求項9] 質量%で、C : 0.001~0.3%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 0.01~2.0%、P : 0.005~0.05%、S : 0.0001~0.02%、Cr : 13超~22%、N : 0.001~0.1%、Al : 0.0001~1.0%、Sn : 0.060~1.0%、残部Fe及び不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板において、下記式(式2-2)で定義する γ_p が下記式(式2-1)を満たすことを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$5 \leq \gamma_p \leq 55 \quad \dots \quad (\text{式 } 2-1)$$

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11.5Cr - 11.5Si - 52Al - 57.5Sn + 189 \quad \dots \quad (\text{式 } 2-2)$$

ここで、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si、Al、及び、Snは、各元素の含有量。

[請求項10] 前記式(式2-1)に替え、下記式(式2-1')を満たすことを特徴とする請求項9に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

$$10 \leq \gamma_p \leq 40 \quad \dots \quad (\text{式 } 2-1')$$

[請求項11] 前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Mg : 0.005%以下、B : 0.005%以下、Ca : 0.005%以下、La : 0.1%以下、Y : 0.1%以下、Hf : 0.1%以下、REM : 0.1%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項7～10に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項12] 前記フェライト系ステンレス鋼板が、さらに、質量%で、Nb : 0.3%以下、Ti : 0.3%以下、Ni : 1.0%以下、Cu : 1.0%以下、Mo : 1.0%以下、V : 1.0%以下、Zr : 0.5%以下、Co : 0.5%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項7～11のいずれか1項に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

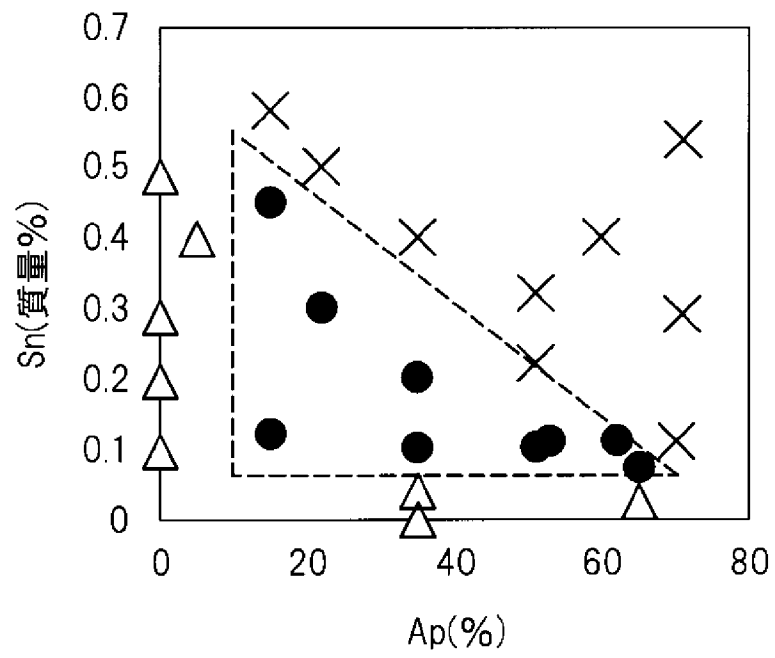
[請求項13] 請求項7～12のいずれか1項に記載の成分組成を有するステンレス鋼スラブを、1100～1300℃に加熱して熱間圧延に供し、熱間圧延終了後の鋼板を700～1000℃で巻き取ることを特徴とする熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[請求項14] 前記熱間圧延終了後の鋼板に、焼鈍を施さないか、又は、700～

1000℃で連続焼鈍又は箱焼鈍を施すことを特徴とする請求項13に記載の熱間加工性と耐錆性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[図1]

図1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/065507

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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)

C22C1/00-49/14, C21D8/02, C21D9/46

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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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.
X	JP 2010-159487 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 22 July 2010 (22.07.2010), claims; paragraph [0059]; tables 2 to 3 & US 2011/0265920 A1 & EP 2357259 A1 & WO 2010/067878 A1 & TW 201033379 A & KR 10-2011-0082081 A & CN 102245789 A	3-5, 9-12
X	JP 2001-288543 A (Nippon Steel Corp.), 19 October 2001 (19.10.2001), claims; tables 1 to 2 (Family: none)	5, 11-14

☒ 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
31 August, 2012 (31.08.12)

Date of mailing of the international search report
11 September, 2012 (11.09.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/065507

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2010-31315 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 12 February 2010 (12.02.2010), claims; table 1 (Family: none)	3-5, 12
A	JP 2005-220429 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 18 August 2005 (18.08.2005), (Family: none)	1-14
A	JP 2001-355048 A (Nippon Steel Corp.), 25 December 2001 (25.12.2001), (Family: none)	1-14
A	JP 2001-294991 A (Nippon Steel Corp.), 26 October 2001 (26.10.2001), (Family: none)	1-14
A	JP 2000-169943 A (Nippon Steel Corp.), 20 June 2000 (20.06.2000), (Family: none)	1-14
A	JP 9-41103 A (Nippon Steel Corp.), 10 February 1997 (10.02.1997), (Family: none)	1-14

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, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i,
C21D9/46(2006.01)n

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. C22C1/00-49/14, C21D8/02, C21D9/46

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 2 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 2 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 2 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
X	JP 2010-159487 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2010. 07. 22, 特許請求の範囲、【0059】、【表2】 - 【表3】 & US 2011/0265920 A1 & EP 2357259 A1 & WO 2010/067878 A1 & TW 201033379 A & KR 10-2011-0082081 A & CN 102245789 A	3-5, 9-12
X	JP 2001-288543 A (新日本製鐵株式会社) 2001. 10. 19, 特許請求の範囲、【表1】 - 【表2】 (ファミリーなし)	5, 11-14
X	JP 2010-31315 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2010. 02. 12,	3-5, 12

☒ 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

3 1 . 0 8 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

1 1 . 0 9 . 2 0 1 2

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)

河野 一夫

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

4 K

9 8 3 3

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
	特許請求の範囲、【表 1】 (ファミリーなし)	
A	JP 2005-220429 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2005. 08. 18, (ファミリーなし)	1-14
A	JP 2001-355048 A (新日本製鐵株式会社) 2001. 12. 25, (ファミリーなし)	1-14
A	JP 2001-294991 A (新日本製鐵株式会社) 2001. 10. 26, (ファミリーなし)	1-14
A	JP 2000-169943 A (新日本製鐵株式会社) 2000. 06. 20, (ファミリーなし)	1-14
A	JP 9-41103 A (新日本製鐵株式会社) 1997. 02. 10, (ファミリーなし)	1-14