

(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  
2018年10月4日(04.10.2018)



(10) 国際公開番号

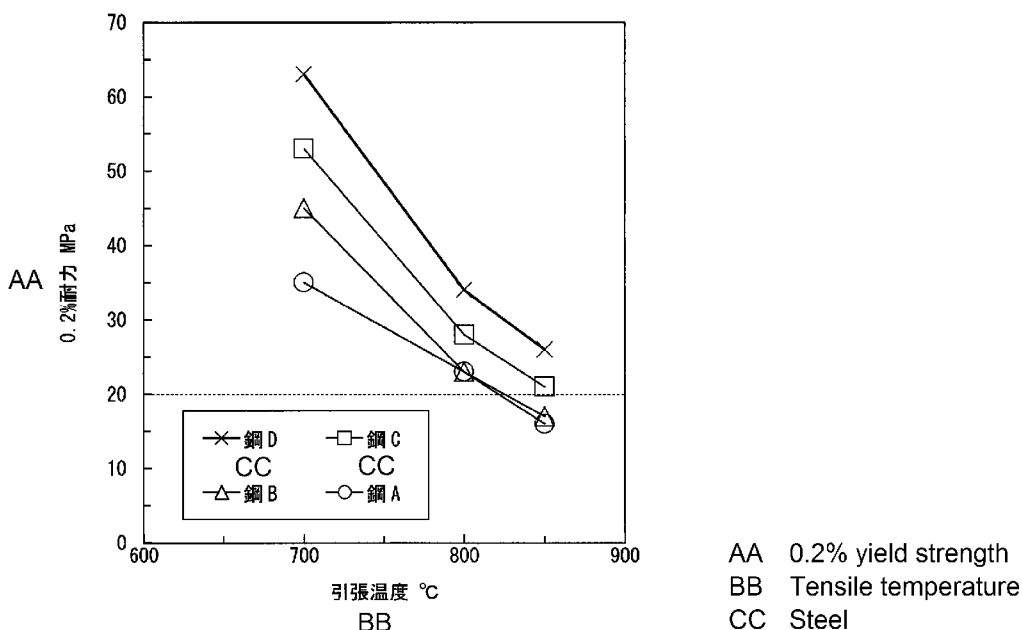
WO 2018/181257 A1

- (51) 国際特許分類:  
*C22C 38/00* (2006.01)    *C22C 38/60* (2006.01)  
*C21D 9/46* (2006.01)    *C23G 1/08* (2006.01)  
*C22C 38/38* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2018/012311
- (22) 国際出願日: 2018年3月27日(27.03.2018)
- (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 2017-069142 2017年3月30日(30.03.2017) 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]; 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 濱田 純一 (HAMADA Junichi); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 安部 雅俊(ABE Masatoshi); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 林 篤剛(HAYASHI Atsutaka); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (TANAI Sumio et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 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,

(54) Title: FERRITE-BASED STAINLESS STEEL SHEET HAVING LOW SPECIFIC GRAVITY AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 低比重フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法

[図1]



(57) Abstract: This ferrite-based stainless steel sheet contains, in mass%, 0.001-0.020% of C, 0.01-4.00% of Si, 0.01-3.00% of Mn, 0.010-0.040% of P, 0.0001-0.0100% of S, 10.0-15.0% of Cr, 0.001-0.020% of N, 0.50-10.0% of Al, and 0.05-0.40% of Ti and/or 0.05-0.40% of Nb, the balance being Fe and incidental impurities, wherein: Cr/(Si + Al) is 10.0 or less; and the ferrite-based stainless steel sheet has a specific gravity of 7.6 g/cm<sup>3</sup> or less.

WO 2018/181257 A1

DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,  
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, 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,  
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, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

---

(57) 要約: このフェライト系ステンレス鋼板は、質量%で、C: 0.001~0.020%、Si: 0.01~4.00%、Mn: 0.01~3.00%、P: 0.010~0.040%、S: 0.0001~0.0100%、Cr: 10.0~15.0%、N: 0.001~0.020%、Al: 0.50~10.0%を含有し、さらに、Ti: 0.05~0.40%、およびNb: 0.05~0.40%のいずれか一方又は両方を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、 $Cr / (Si + Al)$  が10.0以下、比重が $7.6 \text{ g/cm}^3$ 以下である。

## 明 細 書

発明の名称：

### 低比重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、低比重フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法に関する。特に、本発明は、高温強度や耐酸化性が必要な排気系部材などの使用に最適であり、かつ、部品軽量化に寄与する低比重フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法に関する。

本願は、2017年3月30日に、日本に出願された特願2017-069142号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

#### 背景技術

[0002] 自動車の排気系統は、エキゾーストマニホールド、触媒コンバーター、フレキシブルチューブ、フロントパイプ、センターパイプおよびマフラーなどに加え、近年搭載が増加しているEGR (Exhaust Gas Recirculation) クーラー、排熱回収器、DPF (Diesel Particulate Filter) および尿素SCR (Selective Catalytic Reduction) といった様々な環境対応部品から構成される。

これらの排気系部材は、エンジンから排出される高温の排気ガスを通す。そのため、排気系部材を構成する材料には耐酸化性、高温強度、熱疲労特性など多様な特性が要求される。また、これらの排気系部材の中で内面凝縮水腐食および外面塩害環境に曝される部品は、腐食による耐穴開き性に優れた特性が要求される。

[0003] 上記排気系部材の中で、例えばエキゾーストマニホールドや触媒コンバーターのケースは、特に高温の排ガスに曝されるため耐熱性を重視した優れたステンレス鋼が使用される。

一方、排気系統の後方に配置させるセンターパイプやマフラー等は、排ガ

ス温度が低くなるため耐食性を重視したステンレス鋼が使用される。

ステンレス鋼の中でオーステナイト系ステンレス鋼は、耐熱性や加工性に優れているが、熱膨張係数が大きいために、排気マニホールドの様に加熱・冷却を繰り返し受ける部材に適用した場合、熱疲労破壊が生じやすい。また、オーステナイト系ステンレス鋼は、フェライト系ステンレス鋼に比べると、スケール剥離性に劣る場合があり、また高価なNiを多量に含有するためコスト高になる課題がある。

よって、自動車の排気系部材には、主にフェライト系ステンレス鋼が多用されている。

[0004] 近年、排ガス規制の強化、エンジン性能の向上、車体の軽量化などの観点から、排気系部材には高耐熱および高耐食フェライト系ステンレス鋼が使用されている。

耐熱性が重視される部品では、例えばSUS430J1（Nb添加鋼）、Nb-Si添加鋼、SUS444（Nb-Mo添加鋼）、Nb-Cu添加鋼が適用されている（特許文献1参照）。これらは、いずれもNb添加が前提となっており、Nbによる固溶強化あるいは析出強化によって高温強度を高くし、熱疲労寿命を向上するものである。

一方、排気系統の後方に配置するセンターパイプやマフラー等は耐食性が重視されるため、SUH409L（Ti添加鋼）、SUS430LX（Ti添加鋼）、SUS436L（Ti-Mo添加鋼）等が使用され、CrやMoにより耐外面塩害腐食性（外面の塩害に対する耐食性）あるいは耐内面凝縮水腐食性（内面の凝縮水に対する耐食性）を向上させた鋼が多く適用されている。

[0005] ところで、近年では車体の軽量化による燃費向上の動きが盛んになっている。

これに対して、排ガス浄化のために排気管の各箇所に環境対応部品（EGRCクーラー、排熱回収機、DPF、GPF等）が搭載されつつあり、排気系部材の全体の重量が増える傾向にある。

各種部品の増加に伴う重量増を抑えて車体の軽量化を図る方法としては、各種の排気系部材に使用される鋼板の板厚を減らす、即ち薄肉化することが有効である。なお薄肉軽量化のためには、減少した板厚分の強度等を補うために、素材となる鋼の高強度化および高耐食化が必要であり、一般的には合金元素を多量に添加することで高温強度や耐食性を向上させる方法がとられる。しかしながら、この場合、合金コストが高くなり、また鋼板の製造性が劣化する場合がある。また、耐食性を向上させる元素が必ずしも高温強度を向上させるわけでは無く、合金コスト増を抑えつつ高強度化と高耐食化を両立し得る鋼は見出されていなかった。

[0006] 車体の軽量化を図る他の方法として、各種の排気系部材に使用される素材そのものの重量（比重）を軽くする方法があり、これが達成出来れば部品の軽量化および車体の軽量化に直結する。

通常フェライト系ステンレス鋼の場合、その比重は $7.7 \sim 7.9 \text{ g/cm}^3$ 程度であるが、比重を $7.6 \text{ g/cm}^3$ 以下にすることが出来れば、 $2 \sim 4\%$ 以上の軽量化の効果が得られる。

[0007] ステンレス鋼以外の鋼についてはあるが、特許文献2、3には、Alを $10\%$ 以下で含有させる高強度で低比重の鋼板に関する技術が記載されている。

[0008] 一方、Feを $50\%$ 以上、Crを $10\%$ 以上含有するステンレス鋼の比重を下げる場合や、低比重元素（例えばAl、B、Mg、Si、Ti等）を添加する場合のいずれにおいても、鋼の製造性が著しく劣化し、また製品の加工性に課題がある。

[0009] 特許文献4には、Crを $10 \sim 25\%$ 、Siを $0.1 \sim 2\%$ 、Alを $1 \sim 2.5\%$ を含有し、 $Al + 0.5Si$ を $1.5 \sim 2.8\%$ とする溶接性と加工性に優れた触媒担持用の耐熱フェライト系ステンレス鋼が記載されている。しかしながら、皮膜および加工性の観点からの成分調整であり、高温強度や耐食性については言及されていない。

[0010] 上述したように、特許文献2、3には、低比重元素であるAlを活用した

技術が記載されているが、これら文献の鋼板はC rの含有量が高々5%以下であるため、耐食性用途や耐熱性用途には適用が不可となる。

また、特許文献4に記載の鋼成分は、皮膜および加工性の観点から成分調整したものであり、高温強度や耐食性については言及されていない。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0011] 特許文献1：特許第5297630号公報
- 特許文献2：特許第5094888号公報
- 特許文献3：特許第4235077号公報
- 特許文献4：特許第3474829号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0012] 本発明は、上記のような問題を解決するためになされたものであり、特に自動車の排気部品に要求される耐熱性（高温強度）、耐酸化性、耐食性および加工性に優れる低比重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する。

### 課題を解決するための手段

- [0013] 本発明者らは、フェライト系ステンレス鋼成分において、主にC r、A l、S iの添加量を調整し、かつ鋼の比重を低くすることにより、高温強度、耐酸化性、耐食性ならびに加工性に優れた低比重フェライト系ステンレス鋼板を得ることができるという知見を得て、本発明に至った。

以下、本発明者らが得た新たな知見について説明する。

- [0014] 耐熱性や耐食性以外の要素として、鋼板および部品の製造性の観点から靱性や延性の課題が生じることから、本発明者らは低比重元素であるA lを添加し、更に耐熱性、耐食性および靱性を確保するC r量およびS i量を詳細に調査した。

その結果、低比重元素であるA lを添加することでフェライト系ステンレ

ス鋼の比重は低減するものの、韌性と延性が著しく劣化し、鋼板の製造段階や部品へのプレス加工時に割れが生じる。このため、Alと他の元素とのバランスを図る必要があることが分かった。具体的には $Cr / (Si + Al)$ 量を特定の値以下に抑えることが有効である。

また、Alの窒化物(AlN)の生成量を制御することで、固溶Alを確保し、高温強度や耐酸化性を向上させることにも成功した。

更に、鋼板表層のSi濃化とAl濃化が、加熱後の耐食性を大幅に向上させることを知見し、Cr量の増加やMoの添加を行うこと無く、排気系部材に要求される耐食性を満足することを知見した。

[0015] 即ち、本発明は、以上の知見に基づいて完成したものであり、上記課題を解決する本発明の一態様の要旨は、以下の通りである。

[0016] [1] 質量%で、C:0.001~0.020%、Si:0.01~4.00%、Mn:0.01~3.00%、P:0.010~0.040%、S:0.0001~0.0100%、Cr:10.0~15.0%、N:0.001~0.020%、Al:0.50~10.0%を含有し、さらに、Ti:0.05~0.40%、およびNb:0.05~0.40%のいずれか一方又は両方を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、 $Cr / (Si + Al)$ が10.0以下、比重が $7.6 \text{ g/cm}^3$ 以下であることを特徴とする低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[2] AlNの析出量が、質量%で0.010%以下であることを特徴とする上記[1]に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[3] 鋼板表面から5nm深さまでの領域における、Al濃度の最大値とSi濃度の最大値の和が15at%以上であることを特徴とする上記[1]又は[2]に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[4] 更に、質量%で、Cu:0.01~3.00%、Ni:0.01~2.00%、Mo:0.01~3.00%、V:0.01~0.50%、B:0.0002~0.0050%、Ca:0.0005~0.0100%、W:0.1~3.0%、Zr:0.01~0.10%、Ta:0.01~0.

10%、Hf：0.01～0.10%、Sn：0.005～0.50%、Co：0.03～0.30%、Mg：0.0002～0.010%、Sb：0.005～0.50%、REM：0.002～0.20%、Ga：0.0002～0.30%の1種又は2種以上を含有することを特徴とする上記〔1〕～〔3〕の何れかに記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

〔5〕上記〔1〕～〔4〕の何れかに記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板を製造する方法であって、冷延板の焼鈍工程と、前記冷延板の焼鈍工程後の酸洗工程を有し、前記冷延板の焼鈍工程において、焼鈍温度を900℃以上とし、900℃から600℃までの冷却速度を100℃/sec以上とし、前記酸洗工程において、まず440℃以下の溶融アルカリ塩に前記冷延板を5秒～30秒浸漬し、その後、50℃/sec以下の冷却速度で常温まで冷却し、次いで、弗酸の含有量が10～30g/l、硝酸の含有量が20～60g/l、温度が30～60℃の硝弗酸溶液に前記冷延板を10秒～60秒浸漬することを特徴とする低比重フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

### 発明の効果

[0017] 本発明の一態様によれば、低比重なAlとSiを適正量で添加することで鋼板の比重を低減し、かつ加工性、耐熱性および耐食性に優れた低比重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

[0018] [図1]本実施形態に係る鋼板と従来の鋼板の高温引張試験における0.2%耐力を示す図（グラフ）である。

[図2]本実施形態に係る鋼板と従来の鋼板の耐食性と耐酸化性を示す図である。

### 発明を実施するための形態

[0019] 以下、本発明の低比重フェライト系ステンレス鋼板（以下、単に鋼板とも称する。）の一実施形態について説明する。なお、本実施形態の鋼板の比重は7.6g/cm<sup>3</sup>以下である。

まず、本実施形態に係る鋼板の成分組成を限定した理由について説明する。なお、鋼の成分を示す%については、特に断りのない限り質量%を意味する。

[0020] Cは、低比重元素であるが、成形性と耐食性を劣化させ、高温強度の低下をもたらすため、その含有量は少ないほどよい。そのため、C量を0.020%以下とする。C量は好ましくは0.009%以下とする。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、C量を0.001%以上とし、好ましくは0.003%以上とする。

[0021] Nは、Cと同様に低比重元素であるが、成形性と耐食性を劣化させ、高温強度の低下をもたらすため、その含有量は少ないほどよい。そのため、N量は0.020%以下とする。N量は、好ましくは0.015%以下とする。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、N量を0.001%以上とし、好ましくは0.003%以上とする。

[0022] Siは、比重が $2.3\text{ g/cm}^3$ であり、Feの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて軽い元素である。そのため、本実施形態において重要な元素である。また、Siは脱酸剤としても有用な元素であるとともに、高温強度を改善する元素でもある。加えて、Siは、加熱時に鋼板表層にSi酸化物を形成し、耐酸化性のみならず耐食性を向上させるため、0.01%以上含有する。耐酸化性や高温強度を考慮すると、Si量は0.20%以上が望ましく、熱疲労特性や外面耐食性を考慮すると、Si量は0.40%以上がさらに望ましい。一方、Si量が4.00%超となると、靱性が著しく劣化し、鋼板製造時の板破断や部品加工時の脆性割れが問題となるため、Si量の上限を4.00%以下とする。製造性を考慮するとSi量は3.00%以下が望ましい。

[0023] Mnは、脱酸剤として添加される元素であるとともに、中温域での高温強度の上昇に寄与する。また、長時間の使用中にMn系酸化物を鋼板表層に形成し、スケール密着性や異常酸化の抑制効果に寄与するため、0.01%以上のMnを含有する。スケール密着性を考慮すると、Mn量は、0.05%

以上が望ましく、0.10%以上がさらに望ましい。一方、Mn量が3.00%超となると、常温延性を低下させ、またMnSを形成して耐食性を低下させる。このため、Mn量の上限を3.00%以下とする。更に、高温延性を考慮すると、Mn量は1.50%以下が望ましい。

[0024] Pは、固溶強化元素であり材料を硬質化させるため、延性や靱性の観点からその含有量は少ないほどよい。そのため、P量の上限を0.040%とする。耐食性を考慮するとP量は0.030%以下が望ましい。また、P量の過度の低減は原料コストの増加に繋がるため、P量の下限を0.010%以上とする。更に、製造コストを考慮するとP量は0.015%以上が望ましい。

[0025] Sは、耐食性や耐酸化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よい。しかし、S量の過度の低減は精錬コストの増大を招くため、S量を0.0001%以上とし、望ましくは0.0005%以上とする。一方、S量が0.0100%超の場合、MnS、 $Ti_4C_2S_2$ 等の析出物の生成に起因して、延性、靱性が劣化するため、S量の上限を0.0100%以下とする。鋼板を燃料部品に適用した際の際間腐食の抑制を考慮すると、S量は0.0030%以下が望ましい。

[0026] Crは、本実施形態において、耐酸化性や耐食性確保のために必須な元素である。Cr量が10.0%未満では、その効果は発現しないため、Cr量の下限を10.0%以上とする。一方、Crは本実施形態で活用するAlやSiと同様に靱性や加工性を劣化させる元素であるため、AlやSiを複合添加する場合にはCrの多量の添加は困難となる。したがって、鋼板の製造時の靱性を確保するためには、Cr量を15.0%以下とする必要がある。更に、製造性や高温延性を考慮すると、Cr量は14.5%以下が望ましく、14.0%未満がさらに望ましい。

[0027] Alは、比重が $2.7\text{ g/cm}^3$ であり、Feの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて軽い元素である。そのため、本実施形態において重要な元素である。また、Alは脱酸剤としても有用な元素であるとともに、高温強度や耐酸

化性を改善する元素であるため、0.50%以上のAlを含有する。高温強度や耐酸化性を考慮すると、Al量は0.60%以上が望ましい。一方、Alは鋼を脆化させる元素であり、10.0%超のAlの添加は、鋼板の製造時の板破断および部品の加工時の割れの問題が生じることから、Al量の上限を10.0%以下とする。溶接性を考慮すると、Al量は、4.00%以下が望ましく、2.50%以下がより望ましい。更に、鋼板製造時の表面疵、酸洗性を考慮すると、Al量は1.50%以下が望ましい。

[0028] TiおよびNbは、C、Nと結合して耐食性、耐粒界腐食性、常温延性や深絞り性を向上させる元素であり、単独または複合で添加する。すなわちTiおよびNbのいずれか一方又は両方を添加する。これらの効果はTi、Nbともに0.05%以上の量で発現することから、TiおよびNbのそれぞれの量の下限を0.05%以上とする。一方、Tiは低比重元素であるが、表面疵の発生や靱性の低下を招くため、Ti量の上限は0.40%以下とする。但し、溶接性や加工性を考慮するとTi量は0.25%以下が望ましい。Nbは高比重元素であるため、少ない方がよいが高温強度を向上させる元素であるため、0.40%以下までのNbの含有が可能である。溶接性を考慮するとNb量は0.30%以下が望ましく、0.25%以下がより望ましい。更に合金コストを考慮するとNb量は0.15%以下が望ましい。

[0029] 以上、本実施形態の鋼板の基本的な成分組成について説明したが、上記成分に加え、さらに下記に示す元素1種または2種以上を選択的に含有させることが好ましい。

[0030] Cuは、600~800℃程度の中温度域における高温強度の向上に有効な元素であるとともに耐錆性を向上させる元素であるため、必要に応じて0.01%以上の量で含有させる。一方、Cuを過度の量で含有させることは、常温延性および耐酸化性に支障が生じる。またCuは比重が9.0g/cm<sup>3</sup>でありFeの比重(7.9g/cm<sup>3</sup>)に比べて重い元素である。また、Cuを3.00%超の量で含有させると、熱延工程での耳割れが顕著になり製造性に問題が生じるため、Cu量の上限を3.00%以下とする。製造性

、スケール密着性および溶接性を考慮すると、Cu量は0.01~1.50%が望ましい。

[0031] 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0.01%以上の量で含有させる。但し、Niを過度の量で含有させることは、硬質化し成形性を劣化させる。またNiは比重が $8.9\text{ g/cm}^3$ でありFeの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて重い元素である。そのため、Ni量の上限を2.00%以下とする。尚、原料コストを考慮すると、Ni量は0.01~0.50%が望ましい。

[0032] Moは、耐食性や高温強度を向上させる元素であり、特に鋼板を、隙間構造を有する部材に適用する場合には、隙間腐食を抑制するために必要な元素である。そのため、必要に応じて0.01%以上のMoを含有させる。一方、Moは比重が $10.2\text{ g/cm}^3$ でありFeの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて重い元素であり、また靱性を劣化させる元素であるため、Mo量の上限を3.00%以下とする。更に、製造コストを考慮するとMo量は0.01~1.90%が望ましい。

[0033] Vは、隙間腐食を抑制させ、また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0.01%以上のVを含有させる。但し、Vを過度の量で含有させることは、硬質化し成形性を劣化させる。また、粗大なV(C, N)が析出することによって靱性劣化につながる。このため、V量の上限を0.50%以下とする。尚、原料コストや初期錆び性を考慮すると、V量は0.01~0.20%が望ましい。

[0034] Bは、粒界に偏析して粒界を強化することにより製品のプレス加工時の2次加工性を向上させる元素であり、必要に応じて0.0002%以上のBを含有させる。しかしながら、Bを過度の量で含有させると、硬質化や粒界腐食性、耐酸化性を劣化させ、また溶接割れが生じるため、B量を0.0050%以下とする。更に、耐食性や製造コストを考慮すると、B量は0.0002~0.0015%が望ましい。

[0035] Caは、脱硫のために含有させる場合があり、この効果は0.0005%

以上で発現することからCa量の下限を0.0005%以上とする。しかしながら、0.0100%超のCa含有させることにより、粗大なCaSが生成し、靱性や耐食性を劣化させるため、Ca量の上限を0.0100%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Ca量は0.0005～0.0020%が望ましい。

[0036] 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0.1%以上のWを含有させる。しかしながらWは比重が $19.3\text{ g/cm}^3$ でありFeの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて重い元素である。また、Wを過度の量で含有させることは、鋼板製造時の靱性劣化やコスト増につながるため、W量の上限を3.0%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、W量は0.1～1.0%が望ましい。

[0037] 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それぞれ0.01%以上の量で含有させる。但し、Zr、TaおよびHfは、0.10%超の量で含有させると、コスト増になり、また製造性を著しく劣化させるため、Zr、TaおよびHfのそれぞれの量の上限を0.10%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Zr、TaおよびHfのそれぞれの量は、0.01～0.08%が望ましい。

[0038] SnおよびSbは、耐食性と高温強度の向上に寄与するため、必要に応じてそれぞれ0.005%以上の量で含有させる。ただし、SnおよびSbは、0.50%超の量で含有させると、鋼板の製造時のスラブ割れが生じる場合があるためSnおよびSbのそれぞれの量の上限を0.50%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、SnおよびSbのそれぞれの量は0.005～0.20%が望ましい。

[0039] Coは、高温強度の向上に寄与するため、必要に応じて0.03%以上のCoを含有させる。しかしながらCoは比重が $8.9\text{ g/cm}^3$ でFeの比重( $7.9\text{ g/cm}^3$ )に比べて重い元素であるため、Co量の上限を0.30%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Co量は0.03～0.10%が望ましい。

[0040] Mgは、脱酸元素として含有させる場合がある。また、Mgはスラブの組織を微細化させ、成形性の向上に寄与する元素である。さらに、Mg酸化物はTi(C, N)やNb(C, N)等の炭窒化物の析出サイトになり、これらを微細に分散析出させる効果がある。これらの作用はMg量が0.0002%以上で発現し、靱性の向上に寄与するためMg量の下限を0.0002%以上とする。但し、Mgを過度の量で含有させることは、溶接性や耐食性の劣化につながるため、Mg量の上限を0.010%以下とする。精錬コストを考慮すると、Mg量は0.0002~0.0010%が望ましい。

[0041] REMは、種々の析出物の微細化による靱性の向上や耐酸化性の向上の観点から、必要に応じて含有させる場合がある。この効果は0.002%以上の量で発現することから、REM量の下限を0.002%以上とする。しかしながら、0.20%超のREMを含有させると、鑄造性が著しく悪くなることから、REM量の上限を0.20%以下とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、REM量は0.002~0.01%が望ましい。

REM(希土類元素)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。上記のREM量は、これら希土類元素の合計量である。

[0042] Gaは、耐食性の向上や水素脆化の抑制のため、0.30%以下のGaを含有させてもよい。硫化物や水素化物形成の観点からGa量の下限を0.0002%以上とする。さらに、製造性やコストの観点からGa量は0.0020%以下が好ましい。

[0043] 本実施形態の鋼板は、上述してきた元素以外は、Fe及び不可避免の不純物からなるが、以上説明した各元素の他にも、本実施形態の効果を損なわない範囲で含有させることが出来る。例えば、本実施形態においては、Bi等を必要に応じて、0.001~0.1%含有させてもよい。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

。

[0044] また、上記の成分組成に関して、本実施形態では、 $Cr / (Si + Al)$  を10.0以下と規定する。ここで、式中の $Cr$ 、 $Si$ 、 $Al$ は、それぞれの元素の含有量（質量％）である。

耐食性および耐酸化性の観点からは $Cr$ 含有量が多い方がよい。しかし、 $Cr$ は $Al$ や $Si$ と同様に韌性を低下させる元素であるため、多量に含有させることは困難である。さらに、本実施形態では、低比重化のために $Si$ や $Al$ を多量に含有させることから、 $Cr$ 量まで多量となると、鋼の製造時の韌性および製品板の韌性が課題となる。すなわち、低比重元素である $Al$ や $Si$ を活用することでフェライト系ステンレス鋼の比重を低減できるものの、 $Cr$ 量が多いと韌性と延性が著しく劣化し、鋼板の製造段階や部品へのプレス加工時に割れが生じる。このため、 $Cr$ 、 $Si$ 、 $Al$ の含有量のバランスが重要である。

また、後述する様に本実施形態においては、比較的低い $Cr$ 成分（ $Cr$ 量が比較的少ない組成）でも、製品板の表面の酸化皮膜層に $Si$ や $Al$ が濃化することを活用して、耐酸化性や耐食性を確保できる。このため、上記範囲で $Cr$ 、 $Si$ 、 $Al$ の量を制御する。好ましくは、 $Cr / (Si + Al)$  を9.0以下とする。なお、 $Cr / (Si + Al)$  の下限については特に限定しないが、製造性の観点から、1.0以上とすることが好ましい。

[0045] 次に、 $AlN$ の析出量について説明する。

本実施形態における鋼板は、上述したように、低比重である $Al$ を含有することが特長である。

$Al$ は高温強度を向上させる元素であるが、詳細に検討したところ、 $Al$ の析出物が高温強度に影響することを知見した。即ち、 $Al$ は固溶強化により高温環境における転位の移動を阻害して高強度化に寄与する。しかし、一方で、 $Al$ は窒素と結合して $AlN$ を形成し易く、この $AlN$ が生成すると固溶 $Al$ が減少するため高温強度が効果的に向上しないことを見出した。よって、製品板の段階で $AlN$ の析出を抑制する必要があるため、そのために $Ti$

やNbといった元素の活用が有効である。これは、これらの元素がAlよりも窒化物に成り易いためである。

本実施形態では、AlNの析出量は、質量%で0.010%以下とし、好ましくは、0.008%以下である。

以下、AlNの析出量の限定理由について説明する。

[0046] 図1は、冷延鋼板（板厚1.2mm）の高温引張試験の結果を示す。ここで、鋼Aは汎用的に使用されているSUH409L（11%Cr-0.2%Ti-0.01%Al-0.005%C-0.01%N）である。これに対して、鋼Bと鋼Cの組成は、11%Cr-0.2%Ti-0.5%Al-0.005%C-0.01%Nであり、鋼Dの組成は、11%Cr-0.2%Ti-4.9%Al-0.005%C-0.01%Nである。

また、鋼Bと鋼Cは、同一成分であるが、後述する製造条件によってAlNの析出量が異なるものである。具体的には、鋼Bおよび鋼CのAlN析出量はそれぞれ0.150%および0.005%である。また、鋼DのAlN析出量は0.010%である。

図1から分かるように、Al添加によって高温強度は向上することが読み取れ、Al量の最も多い鋼Dの0.2%耐力が、最も高くなった。一方で、同一成分である鋼Bと鋼CではAlN析出量が異なり、AlN析出量が多い鋼Bは高温強度が低く、850℃での0.2%耐力は既存のSUH409Lと同程度と低い結果となった。すなわち、AlN析出量を0.01%以下とすることにより、高温強度がより向上し、850℃以下における0.2%耐力が20MPa以上となった。

なお、850℃以下において0.2%耐力が20MPa以上確保されれば、比較として示している代表的な耐熱フェライト鋼であるSUH409Lよりも高強度である。このような0.2%耐力を有する鋼板は、現状の自動車の排気部品への適用が可能であるとともに、排ガス温度の高温化にも対応可能な特性を示すものである。

[0047] なお、AlN析出量は、抽出残渣分析によってAlNとして析出するN量

をA I N析出量としている。ここで、抽出残渣分析については、鋼板の全厚から適宜の試験片を採取し、テトラメチルアンモニウムクロライド溶液および0.2 μm径のフィルターを用いて鋼中の析出物を抽出し、ICP (Inductively Coupled Plasma) で分析した。

また高温引張試験は、JIS G0567に準拠し、鋼板の圧延方向と平行方向の引張試験を行った。

[0048] 次に、鋼板表面から5 nm深さの領域におけるA I濃度+S i濃度について説明する。

通常、ステンレス鋼の表面にはC rが濃化した不働態皮膜が形成されており、この皮膜が耐酸化性や耐食性の向上に寄与する。しかしながら、本実施形態では上述したように、低比重化を図るためにS iやA Iを多量に含有させる。このため、S iやA Iと同様に靱性を低下させうるC rについては、その量を制御する必要があり、耐食性や耐酸化性の低下が懸念される。

そこで本発明者らは、耐酸化性および耐食性に及ぼす、鋼板表面から5 nm深さの領域（以下、単に「鋼板表層」とも称する。）における各元素の濃度の影響について検討した。その結果、鋼板の耐酸化性や耐食性は、鋼板表層（酸化皮膜層）におけるA IおよびS iの濃化が影響することを知見した。すなわち、微量に酸化物として濃化するA IやS iが耐酸化性や耐食性に寄与することを知見した。また種々の実験から、表面から5 nm深さまでの領域におけるA I濃度の最大値とS i濃度の最大値の和を15 at%以上とすることで、本実施形態に係る鋼板のようなC r量が10~15%程度の低C r鋼でも耐食性や耐酸化性を向上させることを見出した。

なお、以下の詳細な説明において、「表面から5 nm深さまでの領域におけるA I濃度の最大値とS i濃度の最大値の和」を「鋼板表層のA I濃度+S i濃度」とも称して説明する。

[0049] 図2は、A I量が異なる3種の鋼板の耐食性と耐酸化性を調べた結果を示す。また、これらの鋼板について、鋼中のC rとA Iの量、 $C r / (S i + A I)$ の値、及び表層のA I濃度+S i濃度を調べた結果も示す。

ここで、耐酸化性としては、850℃で200時間の連続酸化試験を行い、次いで異常酸化の有無を調べて評価した。また、耐食性としては、鋼板を400℃で8時間以下の加熱処理し、次いでJASO-CCT試験を30サイクル行った。そして錆落とし処理を施した後の外観写真により評価した。

図2からも分かるように、代表的な耐熱鋼であるSUH409L (No. X) では、鋼板表層のAl濃度+S i濃度が低く、850℃で異常酸化が生じて著しい板厚の減少が生じている。さらにSUH409Lの外観写真からも明らかのように、耐食性が著しく劣化している。

一方、本実施形態に係る鋼板 (No. Y、No. Z) では、鋼板表層のAl濃度+S i濃度が高く、正常酸化であり、耐酸化性が向上している。さらに外観写真からも分かるように、 $Cr / (Si + Al)$  が低くても、Al濃度+S i濃度が15 at %以上であれば、耐食性の劣化を回避できている。これより、 $Cr / (Si + Al)$  が低く、かつ鋼板表面から5 nm深さにおけるAl濃度+S i濃度の最大値が15 at %以上である場合に、耐食性と耐酸化性を改善できる。

[0050] 以上の結果より、本実施形態においては、鋼板表面から5 nm深さまでの領域における、Al濃度の最大値とS i濃度の最大値の和が15 at %以上となるよう制御することが望ましい。低比重化、耐酸化性、耐食性のバランスの観点から、Al濃度の最大値とS i濃度の最大値の和は16 at %以上とすることがさらに望ましい。

これにより、本実施形態のような比較的低いCr鋼でも、鋼板表層にS iやAlが濃化することを活用して耐酸化性や耐食性を確保することができる。なお、Al濃度の最大値とS i濃度の最大値の和の上限については特に限定しないが、製造性の観点から、25 at %以下とすることが望ましい。

[0051] ここで、鋼板表層の元素分析に関しては、ESCA (Electron Spectroscopy for Chemical Analysis) を用いて行った。まず表面分析を鋼板表面から深さ方向に行い、酸素を除いたカチオン分率にて各元素の濃度を求め、鋼板表面から5 nm深さまでの最大Al濃度および最大S i濃度の和を求めた。

[0052] なお、鋼板表層に、酸化物として濃化したAlやSiが耐酸化性や耐食性の向上に寄与するメカニズムについては明らかになっていないが、以下のように考えられる。

本実施形態の鋼板のように比較的低Crである鋼は、Feの酸化が促進され、加熱時にFeリッチな酸化スケールが生成し易いため、異常酸化を引き起こしやすく、耐食性も不良である。しかし、鋼板表層にSiやAlの酸化物が形成されることにより、Feの酸化が抑制され、耐酸化性や耐食性が向上すると考えられる。

[0053] 以上説明したように、本実施形態では優れた耐食性、耐酸化性を得るために、鋼板表面から5nm深さの領域におけるAl濃度の最大値とSi濃度の最大値の和が15at%以上とすることが望ましいが、これを達成するためには、冷延板の焼鈍後の酸洗方法を規定する。また、AlNの析出量を抑制するためには、冷延板の焼鈍方法を規定することが重要である。

以下、本実施形態に係る低比重フェライト系ステンレス鋼板の製造方法について説明する。

[0054] 本実施形態の鋼板の製造方法は、製鋼－熱間圧延－熱延板の焼鈍・酸洗－冷間圧延－冷延板の焼鈍・酸洗の各工程よりなり、各工程の製造条件については、冷延板の焼鈍・酸洗工程以外は特に規定するものではない。すなわち、冷延板の焼鈍・酸洗工程以外の工程については、特に制限はなく従来公知の方法を適用できる。ちなみに、代表的な製造条件を示すと、以下のとおりである。

[0055] 製鋼においては、上記成分組成を含有する鋼を、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。

熱間圧延後は熱延板の焼鈍・酸洗を行うが、熱延板の焼鈍工程は省略してもよい。

酸洗後の冷間圧延は、通常のゼンジミアミル、タンデムミルのいずれで圧延してもよいが、鋼板の深絞り性を考慮するとタンデムミル圧延の方が望ましい。冷間圧延においては、ロール粗度、ロール径、圧延油、圧延パス回数、圧延速度、圧延温度などの条件は、本実施形態の鋼板の各構成・各条件を満たし得るように適宜選択・設定すればよい。

冷間圧延後に冷延板の焼鈍（最終焼鈍）を行うが、冷間圧延の途中に中間焼鈍を入れてもよい。なお中間および最終焼鈍は、バッチ式焼鈍でも連続式焼鈍でも構わない。また、各焼鈍は、必要であれば水素ガスあるいは窒素ガスなどの無酸化雰囲気中で焼鈍する光輝焼鈍でもよいし、大気中で焼鈍しても構わない。

更に、本実施形態に係る鋼板に潤滑塗装を施して、更にプレス成形を向上させてもよく、この場合の潤滑膜の種類は適宜選択すればよい。また、最終焼鈍後に形状矯正のために調質圧延やレベラーを付与しても構わないが、加工硬化能の低下を招くことから、これらは付与しないことが望ましい。

[0056] 本実施形態においては、上記冷延板の焼鈍工程において、焼鈍温度を900℃以上とし、900℃から600℃までの冷却速度を100℃/sec以上とする。さらに、冷延板の焼鈍工程後の酸洗工程において、まず440℃以下の溶融アルカリ塩に冷延板を5秒～30秒浸漬し、その後、50℃/sec以下の冷却速度で常温まで冷却する。次いで、弗酸の含有量（濃度）が10～30g/l、硝酸の含有量（濃度）が20～60g/l、温度が30～60℃の硝弗酸溶液に冷延板を10秒～60秒浸漬する。

[0057] 本実施形態では、高温強度を有効に発現させるべく、AINの析出量を抑制することが望ましい。このようにAINの析出を抑制するために、本実施形態では、冷延板の焼鈍工程の焼鈍温度を900℃以上とし、900℃から600℃までの冷却速度を100℃/sec以上と規定する。

焼鈍温度が900℃未満であると、加熱時にAINの析出が生じてしまい、高温強度が有効に向上しないため、焼鈍温度の下限を900℃以上とする。焼鈍温度の上限は鋼成分によって選択すればよいが、過度な粒成長は韌性

の低下をもたらすことから、焼鈍温度は1100℃以下が望ましい。

冷却速度については、冷却過程のAlN析出を抑制するために、900℃から600℃までの冷却速度を100℃/sec以上として高速で冷却する。この高速冷却の温度区間が600℃未満では、通常の連続焼鈍のライン速度ではAlNの析出が生じないので、この温度範囲で冷却速度を規定している。なお、冷却方法は、水冷、送風等の種々の方法から冷却速度を満足する様に選択すればよい。また、冷却速度については、製造性および板形状の観点から300℃/sec以下が望ましい。

[0058] 次に酸洗工程を行うが、この酸洗工程の各条件を限定するに至った検討結果を説明する。

上記のとおり、冷延板の焼鈍は900℃以上で行われるが、この際に鋼板表層にはFe、Crを主体とするスケールが生成する。また、SiやAlはスケールと母材の界面近傍に内部酸化層として生成する。

一般的には耐食性の観点から、焼鈍時のスケールは完全に除去する必要がある。具体的には、中性塩電解処理あるいは高温の溶融アルカリ塩への浸漬処理によりCr酸化物を除去し、その後、硝酸溶液への浸漬、場合によっては硝酸電解処理も追加してFe酸化物を除去して製品板とする。さらに、SiやAlが含有する鋼では内部酸化層を完全に取り除くために、比較的高温で溶融塩処理を施し、更に高濃度の硝酸処理によってデスケールされる。

一方、本実施形態では、上述してきたように、鋼板表層にAlやSiが酸化物として濃化しており、このAlやSiの内部酸化層の残留が耐食性や耐酸化性に有効に寄与することを見出した。このため、酸洗工程では、このSi酸化物やAl酸化物が完全に溶解しないようにしなければならない。換言するに、焼鈍工程において生成した内部酸化層が完全に除去されないように酸洗条件を設定する。これにより、鋼板表層のAl濃度+Si濃度を上記の範囲にすることができ、本実施形態のような低Cr鋼でも優れた耐食性や耐酸化性を発現させることができる。

[0059] 具体的には、S i や A l の酸化物が溶融アルカリ塩への浸漬で完全に溶解しない様に、440℃以下の低温で冷延板を溶融アルカリ塩に5秒～30秒浸漬させる。このように高速処理するのは、外層のC r 酸化物を選択的に溶解し、内部酸化層のS i 酸化物やA l 酸化物の溶解を防ぐためである。しかし、あまりにも高速に処理しすぎると、過度にスケールが残り耐食性の劣化に繋がることから、溶融アルカリ塩への浸漬工程では、冷延板を400℃以上で10秒以上浸漬することが望ましい。また、生産性も考慮すると浸漬時間は20秒以下が望ましい。

[0060] 次に、溶融アルカリ塩への浸漬処理の後は、F e 系スケールを除去するために硝酸溶液への浸漬処理を施すが、溶融アルカリ塩への浸漬と同様に、A l や S i の内部酸化層の溶解を防ぐ目的で、高速で処理する。具体的には、弗酸の含有量（濃度）は30g/l以下、硝酸の含有量（濃度）は60g/l以下、温度は60℃以下、浸漬時間は60秒以下に設定して処理する。一方、硝酸溶液の濃度や温度、浸漬時間が過度に低いと、著しいスケール残りが発生して耐食性が劣化する。このため、弗酸の含有量（濃度）は10g/l以上、硝酸の含有量（濃度）は20g/l以上、温度は30℃以上、浸漬時間は10秒以上とする。更に、生産性や製造コストを考慮すると、弗酸の含有量（濃度）が10～20g/l、硝酸の含有量（濃度）が20～50g/l、温度が30～50℃の混酸（硝酸溶液）に冷延板を10～30秒浸漬することが望ましい。

[0061] 加えて、本実施形態では、前述の溶融アルカリ塩への浸漬処理と硝酸溶液への浸漬処理との間で、一旦常温まで鋼板を冷却するが、この際に溶融アルカリ塩への浸漬処理以降の冷却速度を50℃/秒以下と規定する。これは、440℃以下で行う溶融アルカリ塩への浸漬処理の終了時点から常温までの冷却過程での酸化を防ぐためである。この冷却過程では主にF e の酸化反応が起こるが、それ以外にもS i や A l の内部酸化も進行する。溶融アルカリ塩への浸漬処理後の冷却速度が50℃/秒超では、S i や A l の酸化が進行しないため、製品板のA l や S i の内部酸化層の残留が困難となるため

ある。一方、溶融アルカリ塩への浸漬処理後の冷却速度が過度に遅い場合、Feの酸化も著しく進行し、後工程である硝酸溶液への浸漬処理でのスケールが困難になる。このため、溶融アルカリ塩への浸漬処理後の冷却速度の下限を $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましい。更に、生産性や板形状を考慮すると冷却速度は、 $20\sim 40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ が望ましい。

なお、溶融アルカリ塩処理後の冷却方法については規定するものではなく、ガス冷却および水冷却のいずれを採用しても構わない。

[0062] 以上説明した製法により、本実施形態の低比重フェライト系ステンレス鋼板を得ることができる。

### 実施例

[0063] 以下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、以下の実施例で用いた条件に限定されるものではない。本発明は、本発明の要件を逸脱せず、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。

なお、表中の下線は本実施形態の範囲から外れているものを示す。

[0064] 表1～3に示す成分組成の鋼を溶製してスラブに casting し、スラブを熱間圧延して4mm厚の熱延コイルとした。その後、熱延コイルを酸洗し、1.2mm厚まで冷間圧延した。再結晶組織となる $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ で冷延板の焼鈍を行い、次いで、酸洗を施して製品板とした。

なお、表4～6の試料の製造条件に関して、酸洗条件は、本実施形態の範囲内で実施し、冷延板の焼鈍後、 $900^{\circ}\text{C}$ から $600^{\circ}\text{C}$ までの冷却速度は $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とした。

[0065] 得られた製品板に対して、比重の測定、加工性の評価、耐食性の評価、耐酸化の評価、高温強度の測定を行った。

比重の測定については、電子天秤により天秤法で算出した。

加工性の評価については、圧延方向と平行な方向にJIS13号B試験片を採取し、JISZ2241に準拠して破断伸びを求めた。「常温の破断伸

び」が25%以上の試料を「○（良好）」と評価し、「常温の破断伸び」が25%未満の試料を「×（不良）」と評価した。

高温強度については、圧延方向と平行な方向にJIS 13号B試験片を採取し、JIS G 0567に準拠して高温引張試験を実施して0.2%耐力を求めた。「850℃の0.2%耐力」が20MPa超の試料を「○（良好）」と評価し、「850℃の0.2%耐力」が20MPa以下の試料を「×（不良）」と評価した。

耐酸化性の試験として、大気中850℃で200時間の連続酸化試験を行い、異常酸化やスケール剥離の発生有無を評価した（JIS Z 2281に準拠）。異常酸化やスケール剥離の発生が無い試料を「○（良好）」と評価し、異常酸化やスケール剥離が発生した試料を「×（不良）」と評価した。

耐食性の評価については、サンプルを400℃で8時間以下の加熱処理し、次いでJASO-CCT試験を30サイクル行った。錆落とし処理を施した後、顕微鏡を用いた焦点深度法で最大孔食深さを測定した。最大孔食深さが200μm未満の試料を「○（良好）」と評価し、最大孔食深さが200μm以上の試料を「×（不良）」と評価した。

なお、鋼板表面のSi、Alの濃度分析については、先述したESCAを用いて測定した。

また、AlN析出量についても、先述した方法と同様に、抽出残渣分析によってAlNとして析出するN量をAlN析出量として測定した。

[0066] 表4～6から明らかなように、本実施形態で規定する成分組成を有する鋼板は、比較例の鋼板に比べて低比重であり、耐酸化性、耐熱性（高温強度）、耐食性および加工性に優れていることがわかる。

[0067] 本実施形態の範囲内の鋼（鋼No. A1～A6）に対して、種々の製造条件で鋼板を製造した。そして、鋼板表層内のAl濃度およびSi濃度の解析、耐酸化性、高温強度、加工性および耐食性の評価を上記の方法で行った。表7、8は、これら試料の製造条件および評価結果を示す。

表7、8から明らかなように、本実施形態で規定する製造条件で製造した

鋼板は、比較例に比べて耐酸化性、加工性、耐熱性、耐食性ならびに高温強度に優れている。

[0068] [表1]

試験 No.	鋼 No.	成分組成 (質量%) (残部は Fe および不可避免的不純物)												
		C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Ti	Nb	その他	Cr/(Si+Al)	
1	A1	0.005	0.65	0.28	0.029	0.0008	11.0	0.016	0.96	0.16	-	-	-	6.8
2	A2	0.005	0.40	0.29	0.031	0.0004	12.8	0.011	1.87	0.16	-	-	-	5.6
3	A3	0.006	0.41	0.25	0.030	0.0003	11.0	0.009	2.95	0.17	-	-	-	3.3
4	A4	0.005	0.41	0.19	0.032	0.0007	10.6	0.010	3.96	0.18	-	B:0.0008	-	2.4
5	A5	0.005	0.38	0.09	0.021	0.0006	11.9	0.009	4.93	0.18	-	Mg:0.0036	-	2.2
6	A6	0.005	0.42	0.55	0.030	0.0015	12.5	0.007	9.72	0.16	-	Ca:0.0015, Mg:0.0054	-	1.2
7	A7	0.005	0.72	0.05	0.029	0.0008	11.8	0.009	0.65	0.12	-	-	-	8.6
8	A8	0.005	2.80	0.05	0.029	0.0008	14.2	0.009	0.52	0.25	-	B:0.0010	-	4.3
9	A9	0.003	1.92	0.31	0.019	0.0006	14.1	0.012	0.52	-	0.38	V:0.12, Mg:0.0004	-	5.8
10	A10	0.013	0.89	0.31	0.019	0.0006	14.8	0.012	0.63	0.11	0.27	Cu:1.20, Ni:0.30, Ca:0.0020	-	9.7
11	A11	0.009	1.50	0.98	0.023	0.0007	14.1	0.016	0.58	0.09	0.11	Mo:0.51, V:0.09, B:0.0007, Ca:0.0015, Sn:0.11	-	6.8
12	A12	0.016	1.00	1.30	0.023	0.0007	11.6	0.013	1.80	-	0.39	W:0.61, REM:0.01	-	4.1
13	A13	0.007	0.70	0.09	0.018	0.0013	11.9	0.013	1.11	-	0.05	Cu:0.50, Zr:0.05, Co:0.11	-	6.6
14	A14	0.002	0.41	0.56	0.011	0.0025	14.6	0.009	1.10	0.05	-	Ta:0.03, Hf:0.05, Mg:0.0015, Sb:0.11	-	9.7
15	A15	0.005	2.80	0.05	0.029	0.0008	14.2	0.009	0.52	0.21	-	Mo:0.21, B:0.0010, Ga:0.005	-	4.3

本発明例

[0069]

[表2]

試験 No.	鋼 No.	成分組成 (質量%) (残部はFeおよび不可避免的不純物)													
		C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Ti	Nb	その他	Cr/(Si+Al)		
16	B1	0.005	0.41	0.28	0.032	0.0006	10.9	0.009	0.05	0.15	-		23.7		
17	B2	0.012	0.89	0.88	0.020	0.0009	11.5	0.006	0.33	0.18	-		11.1		
18	B3	0.005	0.65	0.28	0.029	0.0008	11.0	0.016	0.96	-	-		6.8		
19	B4	0.005	0.40	0.29	0.031	0.0004	12.8	0.011	1.87	-	-		5.6		
20	B5	0.013	0.43	0.09	0.020	0.0012	18.1	0.010	2.00	0.25	0.06		7.8		
21	B6	0.003	0.42	0.43	0.015	0.0002	14.3	0.010	4.00	0.08	0.41		3.2		
22	B7	0.025	0.41	0.28	0.032	0.0006	10.5	0.008	1.50	0.15	-		5.5		
23	B8	0.012	4.50	0.34	0.040	0.0026	14.2	0.005	2.00	-	0.35		2.2		
24	B9	0.004	0.25	3.60	0.020	0.0015	17.5	0.012	1.53	0.22	-		9.8		
25	B10	0.003	0.26	0.12	0.053	0.0053	14.1	0.015	1.69	0.18	-		7.2		
26	B11	0.008	1.53	0.12	0.032	0.0163	16.2	0.005	2.20	0.12	0.25		4.3		
27	B12	0.009	0.29	0.26	0.010	0.0015	19.5	0.005	5.23	0.19	0.15		3.5		
28	B13	0.006	0.36	0.33	0.040	0.0033	11.1	0.036	1.23	0.35	-		7.0		
29	B14	0.002	0.42	0.42	0.020	0.0032	13.8	0.016	10.50	-	0.42		1.3		
30	B15	0.003	0.17	0.26	0.030	0.0013	14.2	0.012	1.50	0.56	-		8.5		
31	B16	0.011	0.52	0.27	0.020	0.0023	11.9	0.006	0.72	-	0.63		9.6		
32	B17	0.005	0.31	0.21	0.010	0.0016	13.5	0.010	1.32	0.11	-	Cu:3.50	8.3		

比較例

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

[0070]

[表3]

試験 No.	鋼 No.	成分組成(質量%) (残部はFeおよび不可避免的不純物)											Cr/(Si+Al)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Ti	Nb	その他	
33	B18	0.009	0.39	0.12	0.040	0.0022	14.5	0.013	1.93	0.23	-	Ni:2.60	6.3
34	B19	0.006	3.21	0.33	0.030	0.0007	17.3	0.016	0.50	0.35	-	Mo:3.50	4.7
35	B20	0.005	0.98	0.17	0.050	0.0011	13.6	0.013	0.60	0.11	-	V:1.20	8.6
36	B21	0.005	2.58	0.25	0.010	0.0025	16.3	0.009	0.13	0.15	0.27	B:0.0063	6.0
37	B22	0.002	0.31	0.65	0.016	0.0046	11.5	0.015	0.92	0.12	0.35	Ca:0.0130	9.3
38	B23	0.009	0.96	0.95	0.025	0.0056	10.9	0.005	1.83	-	0.45	W:3.60	3.9
39	B24	0.013	1.69	0.35	0.035	0.0076	16.5	0.013	0.12	-	0.45	Zr:0.52	9.1
40	B25	0.015	0.65	0.64	0.019	0.0009	17.5	0.015	1.50	-	0.58	Ta:0.16	8.1
41	B26	0.012	0.43	0.56	0.037	0.0016	17.6	0.009	1.70	0.15	-	Hf:0.19	8.3
42	B27	0.009	0.97	0.13	0.015	0.0016	10.8	0.005	2.00	0.12	0.27	Sn:0.60	3.6
43	B28	0.008	0.13	0.31	0.025	0.0013	14.5	0.015	1.70	0.12	-	Co:0.52	7.9
44	B29	0.005	1.26	0.35	0.026	0.0010	17.4	0.013	1.26	0.11	0.56	Mg:0.0260	6.9
45	B30	0.008	0.20	0.91	0.024	0.0010	17.5	0.011	1.76	0.12	0.47	Sb:0.73	8.9
46	B31	0.008	0.86	0.33	0.032	0.0015	13.9	0.015	1.30	-	0.45	REM:0.26	6.4
47	B32	0.010	0.35	0.81	0.053	0.0006	16.3	0.011	1.35	-	-	Ga:0.340	9.6
48	B33	0.005	0.10	2.90	0.032	0.0006	15.0	0.009	0.83	0.15	-	16.1	9.3
49	B34	0.009	0.20	2.10	0.032	0.0006	10.7	0.009	0.95	0.15	-	9.3	9.3

比較例

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

[表4]

試験 No.	鋼 No.	比重 (g/cm <sup>3</sup> )	AIN 析出量 (%)	鋼板表層の Al+Si 濃度 (at%)	850°Cで200時間の連続酸化後の異常酸化、スケール剥離の有無	常温の破断伸び	850°Cの0.2%耐力	最大孔食深さ (加熱後の耐食性)
1	A1	7.6	0.003	15	○	○	○	○
2	A2	7.6	0.005	16	○	○	○	○
3	A3	7.6	0.005	17	○	○	○	○
4	A4	7.5	0.007	20	○	○	○	○
5	A5	7.4	0.008	21	○	○	○	○
6	A6	7.2	0.010	30	○	○	○	○
7	A7	7.6	0.002	15	○	○	○	○
8	A8	7.5	0.001	17	○	○	○	○
9	A9	7.6	0.001	16	○	○	○	○
10	A10	7.6	0.005	16	○	○	○	○
11	A11	7.6	0.004	16	○	○	○	○
12	A12	7.6	0.005	17	○	○	○	○
13	A13	7.6	0.005	15	○	○	○	○
14	A14	7.6	0.003	15	○	○	○	○
15	A15	7.6	0.001	18	○	○	○	○

本発明例

[0072]

[表5]

試験 No.	鋼 No.	比重 (g/cm <sup>3</sup> )	AIN析出量 (%)	鋼板表層の Al+Si 濃度 (at%)	850°Cで200時間の連続酸化後の異常酸化、スケール剥離の有無	常温の破断伸び	850°Cの0.2%耐力	最大孔食深さ (加熱後の耐食性)
16	B1	7.7	0.005	12	x	○	x	x
17	B2	<u>7.7</u>	0.006	13	x	○	x	x
18	B3	7.6	0.016	15	x	○	x	x
19	B4	7.6	0.011	16	x	○	x	x
20	B5	7.6	0.008	15	○	○	x	○
21	B6	7.5	0.009	20	x	x	○	x
22	B7	7.6	0.008	16	x	x	x	x
23	B8	7.4	0.005	23	○	x	○	○
24	B9	7.6	0.010	16	x	x	x	x
25	B10	7.6	0.006	16	x	x	x	x
26	B11	7.5	0.005	19	x	○	○	x
27	B12	7.4	0.005	20	○	x	○	○
28	B13	7.6	0.016	15	x	x	x	x
29	B14	7.2	0.015	31	○	x	○	○
30	B15	7.6	0.006	16	○	x	○	○
31	B16	7.7	0.004	15	○	x	○	○
32	B17	<u>7.7</u>	0.006	15	○	x	○	○

比較例

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

[0073]

[表6]

試験 No.	鋼 No.	比重 (g/cm <sup>3</sup> )	AIN析出量 (%)	鋼板表面の Al+Si 濃度 (at%)	850°Cで200時間の連続酸化後の異常酸化、スケール剥離の有無	常温の破断伸び	850°Cの0.2%耐力	最大孔食深さ (加熱後の耐食性)
33	B18	7.6	0.005	16	○	×	○	○
34	B19	7.9	0.004	17	○	×	○	○
35	B20	7.6	0.005	15	○	×	×	○
36	B21	7.5	0.002	18	×	○	○	×
37	B22	7.7	0.003	15	×	○	○	×
38	B23	8.0	0.005	16	○	×	○	○
39	B24	7.6	0.001	15	○	○	×	○
40	B25	7.6	0.006	15	×	×	×	×
41	B26	7.6	0.006	16	×	×	×	×
42	B27	7.6	0.005	16	○	×	○	○
43	B28	7.6	0.006	15	×	×	○	×
44	B29	7.6	0.004	17	×	○	×	×
45	B30	7.6	0.008	15	×	×	×	×
46	B31	7.6	0.010	15	×	○	×	×
47	B32	7.6	0.005	16	×	×	×	×
48	B33	7.6	0.005	12	×	○	○	×
49	B34	7.7	0.008	16	○	○	○	○

比較例

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

[0074]

[表7]

試験 No.	鋼 No.	冷延板の焼鈍工程		溶融アルカリ塩への浸漬処理		冷却工程		酸洗工程				
		加熱温度 (°C)	900~600°C の冷却速度 (°C/sec)	温度 (°C)	浸漬時間 (秒)	溶融アルカリ塩への浸漬後の冷却速度 (°C/秒)	HF 濃度 (g/L)	HNO <sub>3</sub> 濃度 (g/L)	温度 (°C)	浸漬時間 (秒)		
101	A1	920	100	430	10	40	20	50	50	30		
102	A2	950	150	430	15	40	20	50	50	60		
103	A3	940	200	400	30	20	15	30	40	10		
104	A4	950	100	420	15	30	20	35	50	30		
105	A5	950	160	430	20	20	20	50	45	30		
106	A6	980	130	410	15	35	10	25	30	30		
107	A1	920	100	450	10	40	20	50	50	30		
108	A2	950	150	430	60	40	20	50	50	60		
109	A3	940	200	400	30	60	15	30	40	10		
110	A5	950	100	420	15	30	40	35	50	30		
111	A5	950	160	430	20	20	20	80	45	30		
112	A6	980	130	410	15	35	10	25	70	30		
113	A1	920	100	430	10	40	20	50	50	100		
114	A1	950	150	430	4	40	10	50	50	60		
115	A1	880	100	430	10	40	20	50	50	30		
116	A1	920	80	430	10	40	20	50	50	30		

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

[0075]

[表8]

試験 No.	鋼 No.	AIN析出量 (%)	鋼板表面の Al+Si 濃度 (at%)	850°Cで200時間の連続酸化後の異常酸化、スケール剥離の有無	最大孔食深さ (加熱後の耐食性)	850°Cの0.2%耐力	常温の破断伸び
本発明例							
101	A1	0.003	15	○	○	○	○
102	A2	0.005	16	○	○	○	○
103	A3	0.005	17	○	○	○	○
104	A4	0.007	20	○	○	○	○
105	A5	0.008	21	○	○	○	○
106	A6	0.010	30	○	○	○	○
比較例							
107	A1	0.003	10	×	×	○	○
108	A2	0.005	7	×	×	○	○
109	A3	0.005	11	×	×	○	○
110	A5	0.007	9	×	×	○	○
111	A5	0.008	12	×	×	○	○
112	A6	0.010	14	×	×	○	○
113	A1	0.003	5	×	×	○	○
114	A1	0.002	15 (スケール残り有り)	×	×	○	○
115	A1	0.015	15	○	○	×	×
116	A1	0.022	15	○	○	×	○

下線は実施形態の範囲外であることを示す。

産業上の利用可能性

[0076] 以上の説明から明らかなように、本実施形態によれば比較的低Crの成分で耐食性や耐酸化性に優れるとともに加工性にも優れた低比重大フェライト系ステンレス鋼板を提供することが可能である。これにより、特に高温強度や耐酸化性が重要な排気系部材などの軽量化に寄与し、社会的寄与は格段に大きい。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.001~0.020%、

Si : 0.01~4.00%、

Mn : 0.01~3.00%、

P : 0.010~0.040%、

S : 0.0001~0.0100%、

Cr : 10.0~15.0%、

N : 0.001~0.020%、

Al : 0.50~10.0%

を含有し、さらに、

Ti : 0.05~0.40%、および

Nb : 0.05~0.40%のいずれか一方又は両方を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、

 $Cr / (Si + Al)$  が10.0以下、比重が $7.6 \text{ g/cm}^3$ 以下であることを特徴とする低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[請求項2]

AlNの析出量が、質量%で0.010%以下であることを特徴とする請求項1に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[請求項3]

鋼板表面から5nm深さまでの領域における、Al濃度の最大値とSi濃度の最大値の和が15at%以上であることを特徴とする請求項1又は2に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[請求項4]

更に、質量%で、

Cu : 0.01~3.00%、

Ni : 0.01~2.00%、

Mo : 0.01~3.00%、

V : 0.01~0.50%、

B : 0.0002~0.0050%、

Ca : 0.0005~0.0100%、

W : 0.1 ~ 3.0%、  
Zr : 0.01 ~ 0.10%、  
Ta : 0.01 ~ 0.10%、  
Hf : 0.01 ~ 0.10%、  
Sn : 0.005 ~ 0.50%、  
Co : 0.03 ~ 0.30%、  
Mg : 0.0002 ~ 0.010%、  
Sb : 0.005 ~ 0.50%、  
REM : 0.002 ~ 0.20%、  
Ga : 0.0002 ~ 0.30%

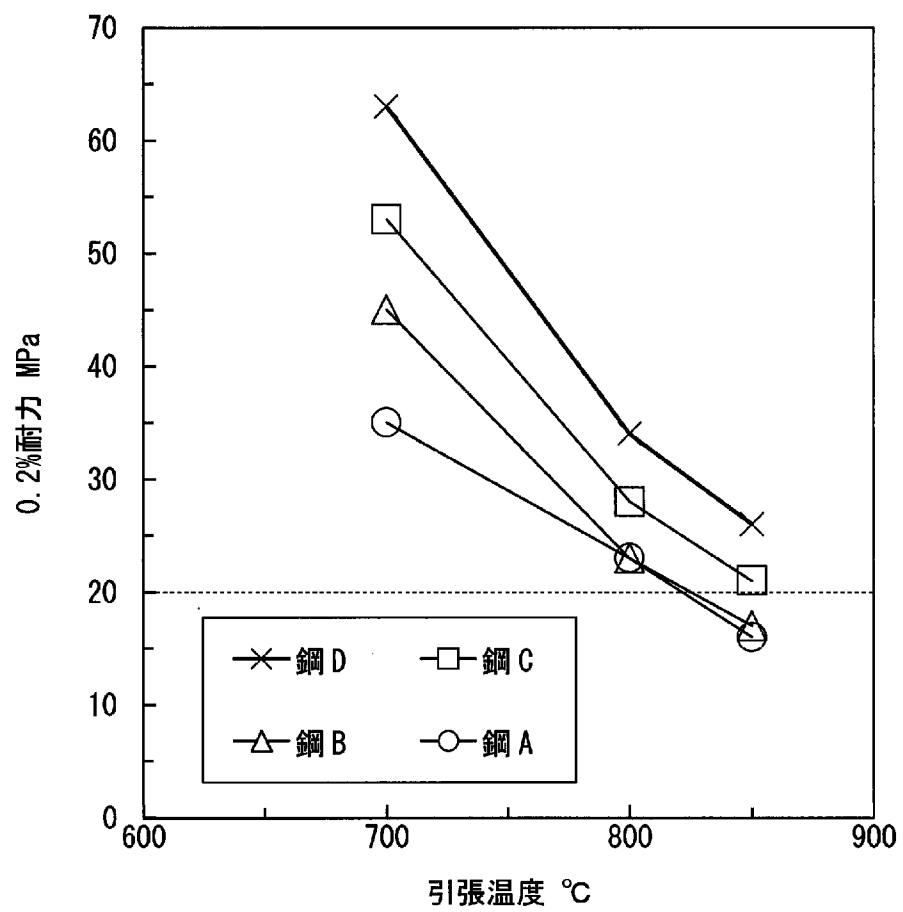
の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1~3の何れか一項に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板。

[請求項5]

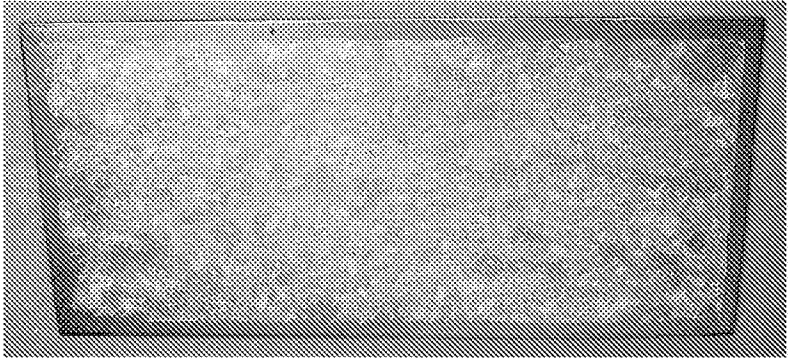
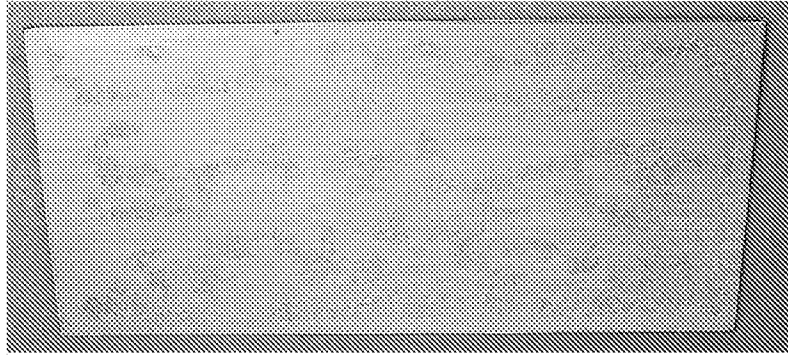
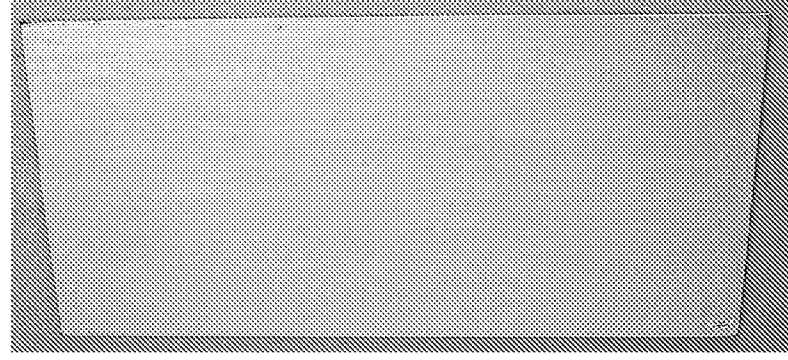
請求項1~4の何れか一項に記載の低比重フェライト系ステンレス鋼板を製造する方法であって、

冷延板の焼鈍工程と、前記冷延板の焼鈍工程後の酸洗工程を有し、  
前記冷延板の焼鈍工程において、焼鈍温度を900℃以上とし、900℃から600℃までの冷却速度を100℃/sec以上とし、  
前記酸洗工程において、まず440℃以下の溶融アルカリ塩に前記冷延板を5秒~30秒浸漬し、その後、50℃/sec以下の冷却速度で常温まで冷却し、次いで、弗酸の含有量が10~30g/l、硝酸の含有量が20~60g/l、温度が30~60℃の硝弗酸溶液に前記冷延板を10秒~60秒浸漬することを特徴とする低比重フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

[図1]



[図2]

成分	No.X: 11Cr-0.05Al	No.Y: 11Cr-1.87Al	No.Z: 11Cr-4.93Al
Cr/Si+Al	24	5	2
表層のAl+Si濃度	12at%	16at%	21at%
耐食性試験後の 外観写真			
	有	無	無
	酸化試験における異常酸化の有無		

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2018/012311

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

Int. Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D9/46 (2006.01) i, C22C38/38 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i, C23G1/08 (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)

Int. Cl. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/38, C22C38/60, C23G1/08

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 1971-2018  
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2018  
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2018

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 2010-222638 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 07 October 2010 & CN 101845604 A & KR 10-2010-0106922 A	1-5
A	JP 2010-236012 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 21 October 2010 (Family: none)	1-5
A	WO 2015/174078 A1 (JFE STEEL CORP.) 19 November 2015 & US 2017/0073799 A1 & EP 3118342 A1 & KR 10-2016-0143807 A & CN 106460113 A	1-5
A	JP 2016-211076 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 15 December 2016 (Family: none)	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"I" 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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search  
06.06.2018

Date of mailing of the international search report  
19.06.2018

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/JP2018/012311

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	JP 2017-172027 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 28 September 2017 (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23G1/08(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 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/38, C22C38/60, C23G1/08

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018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 2010-222638 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2010.10.07, & CN 101845604 A & KR 10-2010-0106922 A	1-5
A	JP 2010-236012 A (日新製鋼株式会社) 2010.10.21, (ファミリーなし)	1-5
A	WO 2015/174078 A1 (J F E スチール株式会社) 2015.11.19, & US 2017/0073799 A1 & EP 3118342 A1 & KR 10-2016-0143807 A & CN 106460113 A	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。

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 06.06.2018	国際調査報告の発送日 19.06.2018
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号 100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 川村 裕二 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2016-211076 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2016. 12. 15, (ファミリーなし)	1-5
P, A	JP 2017-172027 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2017. 09. 28, (ファミリーなし)	1-5