(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
2025年3月20日(20.03.2025)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2025/057448 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21D 7/06 (2006.01) *C23G 1/08* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/004092

(22) 国際出願日： 2024年2月7日(07.02.2024)

(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 2023-148737 2023年9月13日(13.09.2023) JP

(71) 出願人: 日鉄ステンレス株式会社 (NIPPON STEEL 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: 藤村 佳幸 (FUJIMURA, Yoshitomo); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目８番２号 日鉄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 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 濱田 純一 (HAMADA, Jun-ichi); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目８番２号 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目２３番１号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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,

(54) **Title:** FERRITE-BASED STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称： フェライト系ステンレス鋼

(57) **Abstract:** The present invention addresses the problem of suppressing intergranular cracking (providing nitriding resistance) and suppressing occurrence of red scale (providing oxidation resistance) even in a gas atmosphere containing nitrogen and water vapor such as an ammonia combustion gas in a medium to high temperature range ranging from 500 ° C to 700 ° C. The purpose of the present invention is to provide ferrite-based stainless steel which solves the problem. The present invention has a certain component composition with which the nitriding tendency index is 5 or less, wherein a dislocation (strain) is introduced into a steel material surface by polishing the steel material surface so as to harden the steel material surface, and a hard Cr-Si-based oxide coating film, which is hard in an atmosphere at 500 ° C or higher, is formed for a surface layer by setting the difference between the surface hardness and the hardness of a central part of the steel material to 25 Hv or more. Consequently, excellent oxidation resistance and nitriding resistance are provided. Nitriding tendency index: 10Al + 2Mo + 3Ti + 0.5Cu - 1.5Si

(57) 要約：本発明は、５００～７００℃の中高温域において、アンモニア燃焼ガスのように窒素と水蒸気を含有するガス雰囲気においても、粒界割れを抑制し（耐窒化性）、赤スケールの発生も抑制する（耐酸化性）ことを課題とし、このようなフェライト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。 本発明は窒化傾向指数が５以下となる所定の成分組成を有しつつ、鋼材表面を研磨することで転位（歪）を導入し、鋼材表面を硬化させ、表面硬度と鋼材中央部硬度の差が２５Ｈｖ以上にすることにより、５００℃以上の雰囲気において強固なＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜を表層に形成し、優れた耐酸化性および耐窒化性が得られる。 窒化傾向指数：１０Ａｌ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉ

WO 2025/057448 A1

［続葉有］

DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

明　細　書

発明の名称 ： フェライト系ステンレス鋼

技術分野

[0001]　本発明は、フェライト系ステンレス鋼とその製造方法に関する。

背景技術

[0002]　地球温暖化が国際的な環境問題となっており、カーボンゼロやカーボンニュートラルなどの脱炭素化社会の実現への技術開発が活発に行われている。そのような流れの中、炭素燃料に代わる燃料としてアンモニアが注目されている。アンモニアの燃焼反応式は$４ＮＨ_{３}＋３Ｏ_{２}→２Ｎ_{２}＋６Ｈ_{２}Ｏ$であり、水と窒素が生成され環境負荷が小さく、循環可能な燃料として期待されている。アンモニアの燃焼温度は、断熱火炎温度で１７５０℃であり、水素の２１２０℃、メタンの１９７０℃、ガソリンの約２０００℃と比較しても低く、実際のエンジンやガスタービン中での燃焼温度も、これら既存の燃料と比べて低くなる。そのため、アンモニアを燃料として使用した場合、その排ガス温度も既存燃料の場合より低温である５００～７００℃程度になる。この５００～７００℃に温度域は排気管などに用いられる鋼材が酸化し易い温度であり、いわゆる赤スケールが発生し易い温度域である。

[0003]　特許文献１には、燃料電池用改質器用鋼材であって、６００℃程度の高温であっても耐酸化性、耐赤スケール性を有するフェライト系ステンレス鋼が提案されている。

[0004]　特許文献２には、窒素酸化物を還元処理するため尿素やアンモニアを有する汚染制御システムを備えた内燃機関の排気管用フェライト系ステンレス鋼が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開２００３－１６０８４４号公報

特許文献2：特表２０１５－５３２６８１号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] アンモニアの燃料としての活用は、単独燃焼だけでなく他の燃料（重油、軽油、水素等）との混焼での開発も行われている。しかし、混焼とはいえ、既存燃料よりも燃焼温度の低いアンモニアを加えて燃焼させるため、燃焼排ガス温度は既存燃料より低く５００～７００℃程度となる。さらにアンモニアの燃焼ガス中には多量の窒素と水蒸気、水素が含有されている。

[0007] 水蒸気や水素が含まれるために水蒸気酸化によって赤スケールが発生し易くなる。さらに、燃焼ガス温度が５００～７００℃程度であるので赤スケールが発生し易い温度域でもある。このため、アンモニア燃焼ガス系などに用いられる鋼材には耐酸化性（耐赤スケール性）が要求される。

[0008] さらに、アンモニア燃焼排ガス中に含まれる多量の窒素により、鋼材表層に窒素が浸入（窒化）し粒界割れに起因する脆化が顕在化してくる。そのため、アンモニア燃焼ガス系用鋼材には耐窒化性（耐粒界割れ性）も要求される。

[0009] 特許文献１のステンレス鋼は、排ガス系部品用鋼材として耐高温酸化性および耐赤スケール性を確保したものであるが、アンモニアの燃焼ガスのように窒素を多量に含んだガスに対する表層窒化による粒界割れへの対策は考慮されていない。

[0010] 特許文献２のステンレス鋼は、一応、尿素やアンモニアによる表層粒界割れの抑制効果はあるが、アンモニアの燃焼排ガスのように多量の窒素含有ガスに対しては、耐窒化性が十分とは言えない。

[0011] 本発明は、フェライト系ステンレス鋼であって、アンモニア燃焼排ガスのような５００～７００℃程度で多量の窒素と水（水蒸気）、水素を含有したガスに対しても、耐赤スケール性（耐酸化性）と耐粒界割れ性（耐窒化性）を有することを課題とし、そのような鋼材（フェライト系ステンレス鋼材）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] 上記課題を達成するため、本発明者らは鋭意検討し、以下の知見を得た。

[0013] （ａ）鋼材表面に強固な耐酸化性および耐窒化性を有する皮膜を形成することを想起して開発を進めた。その結果、鋼材表面に転移（歪）を導入し表面硬化層を形成するとＣｒおよびＳｉの拡散が助長され、表面に強固なＣｒ酸化物とＳｉ酸化物の皮膜（以下Ｃｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜と呼ぶ。）を形成できることを見出した。表面硬化層は鋼材表面から存在し、その厚さは０．５μｍ以上あれば、強固なＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜を形成できることが分かった。表面硬化層は、鋼材中央部（鋼材表面から厚さ方向に鋼材厚さの３／８～５／８の領域）との硬度差がビッカース硬度で２５Ｈｖ以上ある領域である。鋼材の表面硬度が鋼材中央部と２５Hv以上の硬度差を有していれば、少なくとも厚さ０．５μｍの表面硬化層を有していることも知見した。

[0014] （ｂ）窒化を抑制する観点から、窒化を助長する元素であるＣｒ、Ｍｏ、Ｔｉ、Ａｌ、Ｃｕの含有量を最適化するとよいことを考えた。さらにＳｉは、水蒸気酸化による赤スケールに対し抑制効果があるだけでなく、理由は解明されていないものの窒化を抑制する効果もあることも見出した。窒化を助長する元素Ｃｒ、Ｍｏ、Ｔｉ、Ａｌ、Ｃｕの含有量とともに、Ｓｉの窒化抑制効果を考慮することで鋼材の窒化傾向を示す窒化傾向指数を導出し、この窒化傾向指数が５．０以下にするとよいことを見出した。

窒化傾向指数＝１０Ａｌ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉ≦５．０

・・・・・（式１）

[0015] （ｃ）鋼材表層に歪を導入する方法は特に限定されないものの、鋼材表面に研磨、ショットブラスト、またはショットピーニングなどを施すとよいことを見出した。強固な酸化物皮膜を形成する観点から、通常のステンレス鋼の製造プロセスで製造した後に、表面に生成した酸化物皮膜を一度除去し、活性化された表面に歪を導入して加熱酸化させることで強固な酸化物皮膜を形成できることを見出した。しかも、この加熱酸化時の温度は５００～７００℃程度であり、アンモニアの燃焼ガス温度と重複する。そのため表面硬化し

たステンレス鋼をアンモニア燃焼機器や排気部品に適用し燃焼ガスに接触させることで、鋼材表面に強固な酸化物皮膜が形成されることを見出した。

[0016] （ｄ）さらに、ステンレス鋼材の表層部に析出物が存在することにより、窒素の移動を制限して、ステンレス鋼材表層の窒化が抑制されることを見出した。具体的には、ステンレス鋼材（母材）の表層部（鋼材表面から深さ方向に２０μｍまでの範囲）において、粒径０．１μｍ以上の析出物（Ｎｂ、Ｔｉ、Ｗ、Ｂ、Ｖの炭窒化物およびε－Ｃｕの析出物）が１０個／１０００μｍ^{2}以上存在すると窒化が抑制されることを見出した。

[0017] （ｅ）特に、窒素の移動経路になり易い粒界（結晶粒間の粒界。以下、単に粒界と呼ぶ。）に前記した析出物が存在するとより窒素の移動が制限され窒化が抑制されることを見出した。具体的には、表層部において粒界に粒径０．１μｍ以上（好ましくは２．０μｍ以下）の前記析出物が０．１７個／μｍ以上存在すると効果的に窒化が抑制されることを見出した。

[0018] 本発明は、これら知見を基になしたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0019] ［１］

質量％で、

Ｃ　：０～０．０３０％、

Ｓｉ：０．０３～３．００％、

Ｍｎ：０．０３～１．２０％、

Ｐ　：０．０５０％以下、

Ｓ　：０．００５％以下、

Ｎｉ：０～１．００％、

Ｃｒ：１２．０～３１．０％、

Ｎ　：０～０．０３０％、

Ｎｂ：０～１．００％

Ｍｏ：０～２．５０％

Ｃｕ：０～３．００％

Ａｌ：０．００２～０．５００％、

Ｔｉ：０～０．６００％

Ｖ　：０～１．００％、

Ｂ　：０～０．０１００％、

Ｃａ：０～０．０１５０％

Ｓｎ：０～１．００％、

Ｈｆ：０～０．６０％、

Ｚｒ：０～０．６０％、

Ｓｂ：０～０．６０％、

Ｃｏ：０～１．５０％、

Ｗ　：０～２．００％、

Ｔａ：０～１．００％、

Ｇａ：０～０．５０％、

Ｍｇ：０～０．００５０％、

ＲＥＭ：０～０．２０％、を含み、

以下の式１を満足し、

残部Ｆｅおよび不純物からなる鋼材であり、

前記鋼材の表面のビッカース硬度（Ｈｖｓ）と前記鋼材の中央部のビッカース硬度（Ｈｖｃ）が以下の式２を満足することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼材。

１０Ａｌ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉ≦５．０

・・・・・式１

Ｈｖｓ－Ｈｖｃ≧２５Ｈｖ

・・・・・式２

ただし、式１中の元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を示し、含有しない場合は０を代入する。

また、鋼材の中央部とは、鋼材断面において鋼材の厚さ方向に、厚さの３／８から５／８までの範囲にある領域を指す。

［２］

前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材中央部のビッカース硬度より２５Ｈｖ以上高いビッカース硬度を有する表面硬化層を有し、前記表面硬化層の厚さが前記鋼材の表面から厚さ方向に０．５μｍ以上である前記［１］に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

［３］

前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材表面から深さ２０μｍの表層部に、粒径０．１μｍ以上（好ましくは２．０μｍ以下）の析出物が１０個／１０００μｍ^{2}以上存在する、［１］または［２］に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

［４］

前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材表面から深さ２０μｍの表層部中の粒界に、粒径０．１μｍ以上（好ましくは２．０μｍ以下）の析出物が０．１７個／μｍ以上存在する、［１］～［３］のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

［５］

前記鋼材の表面に垂直な断面で、１００μｍ四方の範囲を１視野として、任意の３視野の粒界割れ長さの合計が５μｍ以下である前記［１］～［４］のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

［６］

前記鋼材を６００℃で１０分間保持した後に、前記鋼材の表面から厚さ方向の距離が５００ｎｍ（０．５μｍ）以下の領域をＧＤ－ＯＥＳ分析して得られるＣｒのピーク強度I_{Cr}、Ｓｉのピーク強度I_{Si}、およびＮ（窒素）のピーク強度I_Nが以下の式３を満足する前記［１］～［５］のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

$I_{Cr}+2\times I_{Si}-0.5\times I_N \geqq 0.30$

・・・・・式３

［７］

前記［１］～［６］のいずれか１項に記載のアンモニア燃焼機器用のフェライト系ステンレス鋼材。

［８］

前記［１］～［６］のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法であって、前記［１］に記載の成分を有する鋼材を、９００～１１００℃の温度域で保持した後、５０℃以下の温度まで冷却し、フッ酸２．０％以下、硝酸６～１５％を含有し、温度５０～６０℃の酸洗液中に４０～６０秒間浸漬して酸洗し、その後前記鋼材表面を研磨、ショットブラストまたはショットピーニングする工程を有することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

［９］

前記９００～１１００℃の温度域における保持時間が３０秒以上５分以下であり、前記冷却において８００℃から３００℃までの温度範囲での滞留時間が３０秒以上１２０秒以下である［８］に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

［１０］

前記研磨が乾式研磨であって、＃２２０に続いて＃４００または／および＃６００の順に研磨する、［８］または［９］に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

［１１］

前記［１］～［６］のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材を少なくとも一部に有する部品。

［１２］

アンモニア燃焼機器用部品である前記［１１］に記載の部品。

発明の効果

[0020] 本発明に係るフェライト系ステンレス鋼により、アンモニア燃焼排ガスのような温度５００～７００℃程度で窒素や水（水蒸気）を多量に含有するガスが接触しても、耐酸化性、耐窒化性の良好なフェライト系ステンレス鋼を

得ることができる。

図面の簡単な説明

[0021] [図1]耐窒化性指標と粒界割れ長さの関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0022] 以下、本発明の一実施態様（以下、単に本発明という。）について説明する。特に断りのない限り、成分に関する「％」は鋼中の質量％を示す。特に下限を規定していない場合や下限が０％となっているものは、含有しない場合（０％）も含む。また、特に断りのない限り、硬度はビッカース硬度を示す。そして、本明細書において、特に断りのない限りフェライト系ステンレス鋼材を単に鋼材と呼び、その形態は特に限定されず、鋼板、棒鋼、線材、形鋼、鋼管などを含む。

[0023] ＜鋼成分について＞

Ｃ：０～０．０３０％

Ｃは、成形性（ｒ値）を低下させる元素であるため少ない方が好ましく、上限を０．０３０％とする。成形性の観点から０．０２０％以下、または０．０１０％以下が好ましい。下限は特に限定しないが、過度な低減は精錬コストの上昇を招くため０．０００１％以上が好ましく、さらに好ましくは０．０００２％以上である。

[0024] Ｓｉ：０．０３～３．００％

Ｓｉは酸化、特に水蒸気酸化の抑制に対し有効であるとともに、窒化の抑制にも有効な元素である。さらに、鋼材の表面直下にSiO_2内部酸化層を生成する観点から０．０３％以上含有する。Ｓｉの下限は、好ましくは０．０５％、０．１０％、０．１５％、０．２０％、０．３０％、０．５０％、０．８０％、１．００％、１．２５％、１．５０％、１．７０％、１．９０％、２．００％、２．２０％、２．４０％、２．５０％、または２．６０％であるとよい。一方、Ｓｉ含有量を多くするとＳｉ酸化物皮膜（もしくはSiO_2内部酸化層）の面積率が増加し加工性や溶接性を劣化させるため、３．００％を上限とする。Ｓｉの上限は、好ましくは２．９５％、または２．９０

％とするとよい。

[0025] Ｍｎ：０．０３～１．２０％

Ｍｎは、Ｓｉと同様で耐酸化性に有効な元素であることから０．０３％以上含有するとよい。Ｍｎの下限は、好ましくは０．０５％、０．０７％、０．０９％、０．１１％、０．１３％、または０．１５％であるとよい。一方、Ｍｎの過剰含有は耐酸化性に悪影響となり、加工性を劣化させるので、１．２０％以下含有するとよい。Ｍｎの上限は、好ましくは１．１０％、１．００％、０．９０、または０．８０％であるとよい。

[0026] Ｐ：０．０５０％以下

Ｐは靭性や熱間加工性、耐食性を低下させる等、ステンレス鋼にとって有害であるため、少ないほど良く、０．０５０％以下にするとよく、好ましくは０．０４０％以下にするとよい。ただし、過剰な低下は精錬時の負荷を高くするか、または高価格の原料を用いる必要があるため、現実的には０．００１％以上含有してもよい。

[0027] Ｓ：０．００５０％以下

Ｓは靭性や熱間加工性、耐食性を低下させる等、ステンレス鋼にとって有害であるため、少ないほど良く、上限を０．００５０％以下にするとよく、好ましくは０．００３０％以下にするとよい。ただし、過剰な低下は精錬時の負荷が高くするか、または高価格の原料を用いる必要があるため、現実的には０．０００１％以上含有してもよい。

[0028] Ｎｉ：０～１．００％以下

Ｎｉは添加することでステンレス鋼の高い耐食性をさらに高める作用がある。一方、高価な元素であるため多量に含有しても合金コストの増大に見合う効果が得られないため、１．００％以下にするとよく、好ましくは０．８０％以下、０．６０％以下、または０．５０％以下にするとよい。Ｎｉ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．０１％以上含有するとよい。

[0029] Ｃｒ：１２．００～３１．００％

Ｃｒはステンレス鋼に耐食性をもたらす重要な元素であり、１２．００％以上含有するとよく、好ましくは１２．５０％以上、１３．００％以上、１４．００％以上、１５．００％以上、１８．００％以上、または２０．００％以上にするとよい。その一方で多量の含有は加工性の低下を招くため、３１．００％以下にするとよく、好ましくは３０．００％以下、２９．００％以下、２８．００％以下、２６．００％以下、または２４．００％以下にするとよい。

[0030] Ｎ：０～０．０３０％

表面の粒界割れを抑制する観点から、鋼材に元々含有するＮは少ない方が好ましい。さらに、Ｎは加工性を低下させ、Ｃｒと結合して耐食性を低下させるため、少ない方が好ましく、０．０３０％以下にするとよく、好ましくは０．０２５％以下、０．０２０％以下、０．０１５％以下、または０．０１０％以下にするとよい。一方、過剰な低減は精錬工程上の負荷が大きいため、好ましくは０．００１％以上、０．００３％以上、または０．００５％以上含有してもよい。

[0031] Ｎｂ：０～１．００％

Ｎｂは成形性や耐食性を高める作用がある。一方、１．００％を超えて添加すると再結晶しにくくなって組織が粗くなるため、１．００％以下にするよく、好ましくは０．９０％以下、０．８０％以下、または０．７０％以下にするとよい。Ｎｂ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．０１％以上含有するとよい。

[0032] Ｍｏ：０～２．５０％

Ｍｏは添加することでステンレス鋼の高い耐食性をさらに高める作用がある。一方、窒化を助長する元素であるばかりか、高Ｃｒで脆いシグマ相を形成して脆化と耐食性の低下を招くため、２．５０％以下にするとよく、好ましくは２．２０％以下、または２．００％以下にするとよい。Ｍｏ含有量の下限は特に限定しないが、耐食性の効果を確実に得るため好ましくは０．０１％以上含有するとよい。

[0033] Ｃｕ：０～３．００％

Ｃｕは添加することでステンレス鋼の高い耐食性をさらに高める作用がある。一方、過剰な添加は製造上のコストに見合う性能向上がなされないため、３．００％以下にするとよく、好ましくは２．５０％以下、２．２０％以下、または１．９０％以下にするとよい。Ｃｕ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．０１％以上含有するとよい。

[0034] ＡｌＮ：０．００２～０．５００％

ＡｌはＮと結びつきＡｌＮを生成し、窒化を助長する元素であり、さらに過剰な添加は加工性を低下させるため、ＡｌＮ含有量を０．５００％以下にするとよく、好ましくは０．４５０％以下、０．４００％以下、０．３５０％以下、０．３００％以下、０．２５０％以下、または０．２００％以下にするとよい。一方、脱硫して耐食性を向上する効果があることから、ＡｌＮ含有量を０．００２％以上にするとよく、好ましくは０．００４％以上、０．００７％以上、または０．０１０％以上にするとよい。

[0035] Ｔｉ：０～０．６００％

ＴｉはＣやＮの安定化作用により耐食性を担保する。一方、Ｔｉは窒化を助長する元素であり、過剰に添加すると$Ｔｉ_{Ｎ}$が著しく生成して製造時のノズル閉塞や製品の表面欠陥を招くため、０．６００％以下にするとよく、好ましくは０．５００％以下、０．４００％以下、または０．３００％以下にするとよい。Ｔｉ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．００１％以上含有するとよい。

[0036] Ｖ：０～１．００％

Ｖは添加することでステンレス鋼の高い耐食性をさらに高める作用がある。一方、高濃度に含有すると靭性の低下を招くため、その上限を１．００％とするとよく、好ましくは０．９０％以下、０．７０％以下、または０．５０％以下にするとよい。Ｖ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．０１％以上、または０．０５％以上含有するとよい。

[0037] Ｂ：０～０．０１００％

Ｂは粒界の強度を高める元素であり、加工性の向上に寄与する。一方、過剰な添加は却って延びの低下による加工性低下を招くため、含有量を０．０１００％以下にするとよく、好ましくは０．００９０％以下、０．００７０％以下、または０．００５０％以下にするとよい。Ｂ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．０００１％以上、または０．０００５％以上含有するとよい。

[0038] Ｃａ：０～０．０１５０％

Ｃａは多く含有すると、TI_N生成を促進するための酸化物中の濃度が上昇し、その能力を失わせるため０．０１５０％以下含有するとよく、好ましくは０．０１２０％以下、０．００９０％以下、０．００７０％以下、または０．００５０％以下にするとよい。下限は特に限定しないが、Ｃａはスラグの主成分であり、多少の巻き込みは避けられない。また、完全に除去することは難しく、過剰な低下は精錬時の負荷が高くなるため、実操業としては０．０００１％以上、または０．０００２％以上含有してもよい。

[0039] Ｓｎ：０～１．００％

Ｓｎは添加することでステンレス鋼の高い耐食性をさらに高める効果がある。一方で過剰な添加は加工性の低下につながるため、１．００％以下にするとよく、好ましくは０．７０％以下、０．５０％以下、または０．３０％以下にするとよい。Ｓｎ含有量の下限は特に限定しないが、効果を確実に得るため好ましくは０．００１％以上、または０．００２％以上含有するとよい。

[0040] その他、さらに質量％で、Ｈｆ：０～０．６００％、Ｚｒ：０～０．６００％、Ｓｂ：０～０．６００％、Ｃｏ：０～１．５００％、Ｗ：０～２．０００％、Ｔａ：０～１．０００％、Ｇａ：０～０．５００％、Ｍｇ：０～０．００５０％、ＲＥＭ：０～０．２００％を含んでも良い。これら元素は添加することでステンレス鋼の耐食性を高める作用がある。一方で、高価な元素であるため、過剰に含有してもコストの増大に見合う効果が得られないた

め、上限を設けた。これら元素の含有量の下限は特に限定しないが、含有した効果を確実に得るため好ましくは、Ｍｇは０．０００１％以上、Ｍｇ以外の元素はそれぞれ０．００１％以上含有するとよい。

[0041] 上記鋼成分の残部はＦｅおよび不純物である。ここで不純物とは、鋼を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料をはじめとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0042] ＜窒化傾向指数＞

鋼の窒化を抑制する観点から鋼成分を最適化するに当たり、窒化に影響する元素の含有量の関係を考えた。窒化を助長する元素としてＣｒ、Ｍｏ、Ｔｉ、ＡｌＩが知られているが、ステンレス鋼としての耐食性などの機能を確保する上では一定量含有してもよい。さらに、本発明に係る鋼で重要な含有元素であるＳｉには、水蒸気酸化による赤スケールに対し抑制効果があるだけでなく、理由は定かではないものの窒化を抑制する効果も有することを、本発明者らは見出した。また、後述するが、鋼表面にＳｉ酸化物皮膜（SiO_2皮膜）を形成させることも有効である。そこで、これら窒化を助長する元素であるＭｏ、Ｔｉ、ＡｌＩ、Ｃｕと、窒化抑制に効果のあるＳｉをバランスよく組み合わせることを想起し、フェライト系ステンレス鋼の場合は窒化傾向を示す指数として１０ＡｌＩ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉで評価することができることを見出した。窒化抑制の観点から、この窒化傾向指数が５．０以下にするとよいことを見出した。

[0043] 窒化傾向指数＝１０ＡｌＩ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉ≦５．０

・・・・・（式１）

ただし、式１中の元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を示し、含有しない場合は０を代入する。

[0044] 窒化傾向指数は一言でいうと窒化し易さの指標であり、値が小さい方が好ましい。そのため、窒化傾向指数の上限値は、好ましくは４．８、４．６、

４．４、４．２、４．０、３．９、３．８、３．７、３．６、または３．５であるとよい。

[0045] ＜表層硬化層＞

鋼材表層を硬化すると、５００～７００℃程度の温度域において強固なＣｒ－Ｓｉ系の酸化物皮膜を形成できる。これは、以下のような理由によるものと考えられる。

[0046] 即ち、鋼材表層を硬化することは表層部に転位（歪）を導入することになるが、この転位が鋼材内部のＣｒやＳｉの拡散パスとなるものと考えられる。さらに、鋼材を５００℃以上に加熱すると、熱エネルギや高密度の歪が駆動力となり、鋼材内部から表層に向かってＣｒやＳｉの拡散が加速し、外部環境の酸素と結合して、鋼材表面に強固な酸化物皮膜を形成されるものと考えられる。

[0047] さらに、この表面の強固なＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜が形成されることで、外部環境の酸素や窒素が鋼材中に侵入拡散することを抑制することができ、鋼材中のＣｒやＳｉが余計に消費されることを抑制することができるため、Ｃｒ濃度の低下を抑制し、耐食性を維持することができるものと考えられる。また、同様に表面の強固なＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜により、窒素の侵入拡散も抑制されるため、鋼材表層部（鋼材の表面直下部分）の窒化が抑制され、窒化による粒界割れを防止することができるものと考えられる。

[0048] 鋼材表面に転位（歪）を導入するため、鋼材表層部（鋼材の表面直下）には表面硬化層が存在するとよい。表面硬化層は、鋼材中央部より２５Ｈｖ以上高いビッカース硬度を有する領域である。表面硬化層の硬度は、鋼材内部（表面硬化層以外の鋼材内部を指す。）の硬度より２５Ｈｖ以上高いとよいことを確認した。ここで鋼材内部の硬度は、鋼材中央部の硬度で代表するとよい。鋼材の中央部とは、鋼材の表面に垂直な断面（以下、単に「鋼材断面」と呼ぶ。）において鋼材表面から厚さ方向（厚さ方向とは、鋼材表面に垂直で鋼材中心に向かう方向（中心方向）である。）に厚さ（厚さとは、板状の場合は厚さ、棒状の場合は直径を指す。）の３／８から５／８までの距離

の領域を指す。鋼材が鋼板の場合は板厚方向の中央近傍を指し、鋼材が棒鋼や線材のような棒状の場合は鋼材の中心軸近傍を指し、鋼材が鋼管の場合は鋼管肉厚方向の中央部を指す。

[0049] 表面硬化層は鋼材表面直下に存在し、鋼材表面から厚さ方向に厚さを有している。表面硬化層の厚さの下限は特に限定されないが、少なくとも０．５μｍであるとよい。好ましくは０．６μｍ以上、０．７μｍ以上、０．８μｍ以上、０．９μｍ以上、または１．０μｍ以上であるとよい。

[0050] 表面硬化層の厚さの上限は特に限定されない。しかし、表面硬化層を厚く形成することも難しいことから、表面硬化層の厚さは、５０．０μｍ以下であるとよい。好ましくは、４５．０μｍ以下、４０．０μｍ以下、３５．０μｍ以下、３０．０μｍ以下、２５．０μｍ以下、または２０．０μｍ以下であるとよい。

[0051] 例えば表層硬化層の厚さがＴμｍというのは、鋼材表面から厚さ方向にＴμｍまでの領域のことである。即ち、鋼材表面から、厚さ方向に０～Ｔμｍの範囲の領域を示す。従って、Ｔは０．５μｍ以上、０．６μｍ以上、０．７μｍ以上、０．８μｍ以上、０．９μｍ以上、または１．０μｍ以上であるとよく、５０．０μｍ以下、４５．０μｍ以下、４０．０μｍ以下、３５．０μｍ以下、３０．０μｍ以下、２５．０μｍ以下、または２０．０μｍ以下であるとよい。

[0052] ＜表面硬度＞

鋼材表面の硬度が、鋼材内部（表面硬化層以外の鋼材内部を指す。）の硬度より２５Ｈｖ以上高ければ、表面硬化層の厚さが少なくとも０．５μｍあることを確認した。即ち、鋼材表面のビッカース硬度をＨｖｓとし、鋼材中央部のビッカース硬度をＨｖｃとしたとき、以下の式２を満足すれば、厚さ０．５μｍ以上の表層硬化層を有することになる。

[0053] Ｈｖｓ－Ｈｖｃ≧２５Ｈｖ

・・・・・式２

[0054] 鋼材表面の硬度（Ｈｖｓ）と鋼材中央部の硬度（Ｈｖｃ）との硬度差は、

好ましくは２６Ｈｖ以上、２８Ｈｖ以上、３０Ｈｖ以上、３２Ｈｖ以上、３４Ｈｖ以上、３６Ｈｖ以上、３８Ｈｖ以上、または４０Ｈｖ以上であるとよい。

[0055] なお、鋼材中央部の硬度（Ｈｖｃ）は、鋼材断面における鋼材中央部の任意の位置５点で硬度を測定し、その算術平均値を鋼材中央部の硬度（Ｈｖｃ）とする。また、鋼材表面の硬度は、鋼材表面で任意の５点で硬度を測定し、その算術平均値を鋼材表面の硬度（Ｈｖｓ）とする。

[0056] ＜ビッカース硬度の測定方法＞

ビッカース硬度の測定は押し込み荷重２００ｇ重で行い、５点のビッカース硬さを測定し、それらの算術平均値をもってその部位のビッカース硬さとする。

[0057] 鋼材表面の硬度測定は、鋼材の表面の任意の部位（例えば任意に選択した５ｍｍ四方の部位）において、５点測定しその算術平均値をもって表面硬度とすることができる。

[0058] 鋼材内部と表面硬化層のビッカース硬度の測定は、鋼材断面において測定する。鋼材中央部のビッカース硬度は、鋼材断面において、鋼板や鋼管であれば板厚の中心線上に中心がある板厚の１／４（２５％）四方（正方形）の領域内、棒鋼や線材であれば中心軸上に中心がある鋼材直径の１／４（２５％）の直径を有する円形（当該棒鋼や線材断面の同心円）の領域内において５点測定しその算術平均値をもって、鋼材中央部の硬度とするとよい。

[0059] 表面硬化層のビッカース硬度は、鋼材断面において、鋼材表面から鋼材厚さ方向にビッカース硬度を測定し、鋼材中央部硬度と比較して所定の硬度差（２５Ｈｖ）以上の硬度を有する領域（表面硬化層）として特定することができる。例えば、表面から厚さ方向に、厚さ１．０μｍまでは０．１μｍピッチで、厚さ１．０μｍ以降は１．０μｍピッチで測定するとよい。

[0060] ＜表層部の析出物密度＞

さらに、鋼材外部からの窒素の侵入を抑制する観点から開発を進めた。その結果、ステンレス鋼材の表層部において析出物が存在することにより、窒

素の移動を制限して、ステンレス鋼材表層の窒化が抑制されることを見出した。ここで、ステンレス鋼材（母材）の表層部とは、鋼材断面において、鋼材の表面から深さ方向に２０μｍまでの範囲を指す。

[0061] 鋼材断面において、鋼材表層部に粒径０．１μｍ以上の析出物の個数密度（表層部析出物密度）が１０個／１０００μｍ^{2}以上存在すると窒化が抑制されることが分かった。表層部析出物密度は、好ましくは１１個／１０００μｍ^{2}以上、１２個／１０００μｍ^{2}以上、１５個／１０００μｍ^{2}以上、１８個／１０００μｍ^{2}以上、または２０個／１０００μｍ^{2}以上であるとよい。表層部析出物密度の上限は特に限定されないが、表層部析出物密度が高すぎると、窒化以外の特性（例えば靭性）に影響を及ぼすため好ましくは２００個／１０００μｍ^{2}以下、１５０個／１０００μｍ^{2}以下、１００個／１０００μｍ^{2}以下、７０個／１０００μｍ^{2}以下、または５０個／１０００μｍ^{2}以下にするとよい。

[0062] 測定対象とする析出物の粒径の上限は特に限定しないが、析出物粒径が大きすぎると鋼材の強度や耐食性にも影響がでるため、大きな析出物が生成しないようにすることが好ましい。この観点から、析出物の粒径は２．０μｍ以下に抑えることが好ましいので、測定対象析出物の粒径も好ましくは２．０μｍ以下にしてもよい。

[0063] 析出物の種類は特に限定しないが、例えばＮｂ（Ｃ、Ｎ）、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）、Ｗ（Ｃ、Ｎ）、Ｂ（Ｃ、Ｎ）、Ｖ（Ｃ、Ｎ）、およびε－Ｃｕの１種以上があり得る。ここでＭ（Ｃ、Ｎ）は、元素Ｍの炭窒化物（炭化物または窒化物の一方または両方の複合化合物）を示す。

[0064] ＜表層部中の粒界での析出物密度＞

析出物による窒素の移動制限について検討を進めたところ、窒素の移動経路になり易い粒界において析出物が存在すると、窒素の移動をブロックし、窒素の移動を効率的に制限できることが分かった。試験により窒化と表層部中の粒界に析出した析出物との関係を調査した結果、表層部中の粒界に、粒界の長さ当たり粒径０．１μｍ以上の析出物の個数（粒界析出物密度）が０

．１７個／μｍ以上存在すると効果的に窒化が抑制されることが分かった。粒界析出物密度は、好ましくは０．２０個／μｍ以上、０．２５個／μｍ以上、０．３０個／μｍ以上、０．３５個／μｍ以上、または０．４０個／μｍ以上であるとよい。粒界析出物密度の上限は特に限定しないが、粒界析出物密度が高すぎると、窒化以外の特性（例えば靭性や耐食性）に影響を及ぼすため好ましくは１０．００個／μｍ以下、７．００個／μｍ以下、５．００個／μｍ以下、４．００個／μｍ以下、または３．００個／μｍ以下であるとよい。

[0065] 測定対象とする析出物の粒径の上限は、表層部析出物と同様に特に限定しないが、好ましくは２．０μｍ以下にしてもよい。

[0066] 析出物の種類は、表層部析出物と同様に特に限定しないが、例えばＮｂ（Ｃ、Ｎ）、Ｔｉ（Ｃ、Ｎ）、Ｗ（Ｃ、Ｎ）、Ｂ（Ｃ、Ｎ）、Ｖ（Ｃ、Ｎ）、およびε－Ｃｕの１種以上があり得る。

[0067] ＜表層部析出物密度、粒界析出物密度の測定方法＞

表層部における析出物の観察方法について説明する。観察する鋼材試料の鋼材断面において、表面から２０μｍまでの深さ範囲を観察する。例えば、表面に平行方向に５０μｍ深さ方向に表面から２０μｍを観察するとよく、この時の観察視野面積は１０００μ^2になる。試料の観察視野をＦＥ－ＥＰＭＡ（例えばＪＸＡ－８１００、ＪＸＡ－８３５０Ｆ）を用いて、得られた観測画像を画像解析する。例えば、加速電圧：１５ｋＶ、電流：１×１０$^{-7}$Ａの条件にすることにより得られた観察画像を画像解析し、上記析出物を観察することができる。観察された析出物はＥＰＭＡに付属するソフトによりマッピングすることができる。マッピングした析出物の粒径を測定し、粒径０．１～２μｍ以上の析出物を抽出する。抽出した析出物の個数を観察視野面積で除することにより表層部析出物密度を算出することができる。

[0068] なお、析出物の粒径は、観察される析出物の最大幅を長径とし、長径に垂直方向での最大幅を短径として、長径と短径の平均値（（長径＋短径）／２）を粒径とする。

[0069] 同様に、得られた観察画像から粒界を特定し、粒界上に存在する析出物を抽出し、画像処理により粒界長さと粒界上の抽出した析出物個数から析出物の線密度である粒界析出物密度（個数／μｍ）を算出することができる。

[0070] 少なくとも３視野において測定し、得られた表層部析出物密度と粒界析出物密度を算術平均して、その鋼材の表層部析出物密度と粒界析出物密度とする。

[0071] ＜粒界割れ長さ＞

以上説明した鋼材表層部にすることにより、鋼材表面の窒化が抑制された結果、窒素（Ｎ）の侵入による粒界割れが抑制される。粒界割れは、結晶粒界を観察して長さを測定することができ、鋼材断面の表層部（少なくとも窒化部分を含む部分）の任意の１００μｍ四方の範囲を３箇所選定し、それらにおいて粒界割れ長さの合計が５．０μｍ以下であるとよい。３箇所の観察面での粒界割れ長さの合計が５μｍ以下であれば、鋼材表面の脆化を抑制することができ、５００～７００℃の温度域での鋼材強度を確保することができる。粒界割れ長さの合計は短いほど好ましく、４．５μｍ以下、４．０μｍ以下、３．５μｍ以下、３．０μｍ以下、２．５μｍ以下、または２．０μｍ以下であるとより好ましい。

[0072] 鋼材表層部の粒界割れ長さの測定は、次のように測定することができる。試料となる鋼材断面を光学顕微鏡下で観察視野を１００μｍ四方の正方形として観察し、粒界割れ長さを測定する。この時、鋼材表面に近いほど窒素の影響を受けやすいので、鋼材表面の直下に相当する部分を観察視野にするとよい。測定に際し画像処理により測定することが好ましい。例えば、測定画像上に粒界割れ部分をマーキングし、画像処理によりその長さを測定することができる。

[0073] ＜窒化層厚さ＞

窒化深さは、表面の窒化割れを抑制する観点から浅ければ浅いほどよい。本発明に係る鋼材は、窒化が抑制されるよう成分を調整されていることと、表面にＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜を有していることから、窒化抑制効果が高く

、窒化層厚さが薄くなる。特に、明らかに窒化傾向指数の値が小さいほど（負の値も含めて）窒化層厚さも薄くなる傾向がある。窒化層厚さは接触するガスの窒素（Ｎ）含有量でも若干異なるが、概ね４５μｍ以下であれば表面脆化を抑制されることを確認した。窒化層厚さは、好ましくは４０μｍ以下、３５μｍ以下、３０μｍ以下、２０μｍ以下または１０μｍ以下であるとよい。なお、窒素濃度が２質量％以上を示す範囲を窒化層とする。

[0074] ＜鋼材の形態＞

鋼材の形態は特に限定せず、例えば鋼板、棒鋼、線材、鋼管、形鋼などがあり得る。また、鋼材は、鋼板などを加工した部品であってもよい。加工方法は特に限定せず、例えばプレス加工、伸線加工、切削加工などがあり得る。

[0075] ＜酸化物皮膜による耐窒化性評価＞

５００～７００℃の温度域では複合的な酸化物が多くなるためＣｒまたはＳｉを主体とした酸化物であるＣｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜は強固な酸化物で構成されており、鋼材の酸化や窒化を抑制することができる。特に窒化抑制効果が高く、Ｃｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜の耐窒化性の評価を試みた。その結果、グロー放電発光分析法（Ｇｌｏｗ　Ｄｉｓｃｈａｒｇｅ　Ｏｐｔｉｃａｌ　Ｅｍｉｓｓｉｏｎ　Ｓｐｅｃｔｒｏｍｅｔｒｙ：ＧＤ－ＯＥＳ）によって測定される各元素の発光強度のピーク強度を用いて窒化抑制効果指標を見出した。即ち、鋼材を６００℃で１０分間保持した後に、鋼材の表面から厚さ方向の距離が５００ｎｍ（０．５μｍ）以下である領域をＧＤ－ＯＥＳ分析し、発光強度を測定する。検出されるＣｒ、Ｓｉ、Ｎの各ピーク強度を同定（定性分析）する。Ｃｒ、Ｓｉ、Ｎの各ピーク強度をそれぞれI_{Cr}、I_{Si}、I_{N}としたときに、以下の式３で示される耐窒化性指標が０．３０以上であるとよいことを見出した。

[0076] 耐窒化性指標＝$I_{Cr}+2\times I_{Si}-0.5\times I_{N}\geqq 0.30$

・・・・・式３

耐窒化性指標の下限値は、好ましくは０．３２、０．３４、０．３５、０

．３６、０．３８、０．４０、０．４２、０．４３、０．４４、０．４５、０．４６、０．４７、０．４８、０．４９または０．５０であるとよい。

[0077] ＜製造方法＞

次に製造方法について説明する。以下に説明する製造方法は、本発明に係る鋼材を得るための一実施形態であり、この製造方法に限定されるものではない。本発明に係る鋼材が得られるのであれば、その製造方法は限定されない。

[0078] 本発明に係る鋼材の製造方法の一実施形態は、常法により鋼材を製造したのち、酸洗浄を行い、その後表面を研磨やショットブラスト、またはショットピーニングなどにより歪を導入するものであり、これにより表面硬度が中央部より高い本発明に係る鋼材が得ることができる。以下、鋼材が鋼板であり、表面に歪を導入する方法として研磨であることを例として説明する。

[0079] 最終焼鈍前の鋼板は、常法の製造方法によって製造すればよい。例えば、製鋼－熱間圧延、製鋼－熱間圧延－焼鈍あるいは製鋼－熱間圧延－酸洗－冷間圧延の工程で製造することができる。

[0080] ただし、製鋼においては、前記説明した成分になるよう調整した成分を含有する鋼を転炉や電気炉にて溶製し、続いて２次精錬を行う方法が好適である。こうして所定の成分に調整した溶鋼は、公知の鋳造方法（例えば連続鋳造法）に従ってスラブにする。スラブは、所定の温度に加熱され、所定の板厚に熱間圧延される。熱延後、必要に応じて冷間圧延（冷延）してもよい。冷延も、常法にて行えばよい。

[0081] 製造工程における諸条件は適宜選択すれば良い。例えば、スラブ厚さ、熱間圧延板厚などは適宜設定すれば良い。熱延板の巻取後に水冷プールに浸漬しても構わない。熱延後あるいは熱延焼鈍後の酸洗工程については特に限定せず、ショットブラスト、ベンディング、ブラシ等のメカニカルデスケール方法については適宜選択すれば良い。熱延後の酸洗液についても特に限定しないので、例えば硫酸、硝弗酸等の既設条件で構わない。さらに、この後にコイル研削を表面に施しても構わない。

[0082] こうして得られた熱延鋼板、熱延焼鈍鋼板、冷延鋼板を再結晶させるため焼鈍する。焼鈍雰囲気は特に限定されず大気雰囲気でもよく、温度９００～１１００℃の温度域で保持した後、５０℃以下の温度まで冷却するとよい。表層部に析出物を析出する観点から、焼鈍温度が高過ぎても固溶状態のまま析出が進まないため、好ましくは１１００℃以下、または１０５０℃以下にするとよい。一方、焼鈍温度が低すぎると析出物の個数が少なくなるため、好ましくは９００℃以上、９３０℃以上、または９５０℃以上にするとよい。このメカニズムは解明されていないが、焼鈍温度が低いと析出物の析出核が生成しないものと推測される。温度９００～１１００℃の温度域での保持時間は特に限定しないが、短過ぎると析出時間が不足するおそれがあるため好ましくは３０秒以上または６０秒以上にするとよい。一方、保定時間が長すぎても析出物が粗大化し靭性や耐食性に影響を与えるおそれがあるため、保定時間は好ましくは５分以下、３分以下、または２分以下であるとよい。上記焼鈍は、鋼材の加工が終了した後、例えば熱延後、熱延焼鈍後、もしくは最終冷延後に施せばよい。

[0083] 焼鈍後、鋼板を冷却する。冷却条件は特に限定しないが、析出物を所定の粒径に成長させるために８００℃から３００℃までの温度範囲における鋼板の滞留時間を好ましくは３０秒以上、１２０秒以下にするとよい。滞留時間は、さらに好ましくは４０秒以上、５０秒以上、または６０秒以上であるとよく、１１０秒以下、１００秒以下、または９０秒以下であるとよい。

[0084] 上記焼鈍後の鋼板を６０℃以下まで冷却した後、酸洗して、上層のＣｒ酸化物層とＦｅ酸化物層をエッチング除去する。そのため酸洗液はフッ酸（ＨＦ）２．０％以下、硝酸６～１５％を含むように調整する。上記焼鈍後の鋼板を温度５０～６０℃の酸洗液中に４０～６０秒間浸漬して酸洗するとよい。これにより、製造プロセスにて生成された上層のＦｅ酸化物、Ｃｒ酸化物、Ｓｉ酸化物が除去された鋼板表面を得ることができる。

[0085] 酸洗後の鋼板を表面研磨して、表面に転位（歪）を付与して、表面を硬化させる。この時の研磨条件（研磨時間や押付け強度など）により、表面硬化

層の厚さを調整することができる。研磨条件は特に限定しないが、乾式研磨や湿式研磨などを適用することができる。例えば乾式研磨の場合、＃２２０の研磨剤を用いて鋼板表面を研磨し、その後＃４００～＃６００の研磨剤を用いて鋼板表面を研磨するとよい。例えば＃２２０の研磨剤に続いて＃４００または／および＃６００の研磨剤を用いて鋼板の表面を研磨するとよい。粗い研磨剤から細かい研磨剤になるよう順に研磨することにより鋼板表面粗さの低減および疵を無くすことができるからである。研磨剤の組み合わせは特に限定されない。研磨量も特に限定されないが、実際の生産上１０μｍ～５０μｍ程度が好ましい。実際は、鋼材により条件が異なるため、事前に研磨して表面硬度や表面疵を確認しつつ適宜決定すればよい。

[0086] 湿式研磨の場合、研磨剤を混ぜた油を鋼板表面に塗布し、研磨布を回転させつつ、鋼板表面を研磨することができる。この時も、研磨剤を粗いものから細かいものになるように順に研磨するとよい。

[0087] 研磨後は、表面を水洗やアルカリ洗浄して、鋼板表面上に残存した研磨剤を除去すればよい。

[0088] 表面に転位（歪）を付与する方法としてショットブラストやショットピーニングを採用する場合も、ショットブラストやショットピーニングの条件は特に限定されず、事前に試験して表面硬度や表面疵を確認しつつ適宜決定すればよい。

[0089] ＜用途＞

本発明に係る鋼材は、窒素（Ｎ）含有量の多いガス環境において使用しても、良好な耐窒化性から鋼材表層の窒素浸入が少なく、粒界割れが抑制される。さらに、耐酸化性も備え、特に５００～７００℃程度の中高温域において、従来のステンレス鋼で問題となる赤スケール発生に対しても有効である。このことから、例えば窒素含有量が高く、ガス温度が５００～７００℃の中高温域であるアンモニア燃焼機器用に用いることができる。装置や部品全体を本発明に係る鋼材で製造してもよく、また、装置や部品の少なくとも一部に本発明に係る鋼材を適用してもよい。例えば本発明に係る鋼材を少なく

とも一部に有するアンモニア燃焼機器用部品などに適用することができる。

[0090] もちろん、耐窒化性、耐酸化性の性質から、例えばアンモニアや尿素などに直接接する容器や配管部品などに使用しても、溶液中の窒素イオンやアンモニアや尿素が蒸発ガス中の窒素が鋼材表層へ侵入することが抑えられ、粒界割れが抑制される。その他、耐窒化性と耐酸化性を要求する部品に本発明に係る鋼材を適用すると、その効果を享受することができる。

実施例

[0091] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0092] 表１に示す成分組成の鋼を溶製しスラブに鋳造し、スラブを熱間圧延して板厚４ｍｍの熱延鋼板を得た。その後得られた熱延鋼板を９００～１１００℃の温度で焼鈍し、酸洗を行い冷間圧延して、板厚１．５ｍｍの冷延鋼板を得た。得られた冷延鋼板を９００～１１００℃の温度で９０秒保定して焼鈍（最終焼鈍）し、その後８００℃～３００℃の滞留時間が９０秒となるよう冷却し、５０℃以下になるまで冷却した。その後、４０～６０℃の酸洗液（２％フッ酸＋１０％硝酸＋水）中に４０～９０秒浸漬し（最終酸洗）、水洗して試験材を得た。

[0093] なお、試料７は最終焼鈍の保定時間を３０秒とし、その後の冷却での８００℃～３００℃の滞留時間を９０秒になるよう冷却した。試料１２は、最終焼鈍の保定時間を３０秒とし、その後の冷却での８００℃～３００℃の滞留時間も３０秒になるよう冷却した。

[0094] 得られた試験材から、２０ｍｍ×２５ｍｍの試験片を５本切り出して、表面を研磨した。研磨は乾式研磨であり、研磨剤を塗布した研磨紙を樹脂製ホルダーに巻き付け、試験片表面にホルダーを押付け、速度一定（１０ｍ／分）で長さ３００ｍｍを往復動させ研磨圧力を表２に示すように設定して研磨した。研磨剤は、１回目に＃２２０の研磨剤を、２回目に＃４００の研磨剤を用いた。

[0095] 得られた試験材のうち1本について、表面に垂直な断面が得られるよう切断

し、表面ビッカース硬度と中央部ビッカース硬度を荷重５０ｇ重で測定した。また、表面の硬さ測定に加え、表面から厚さ方向に、厚さ１．０μｍまでは０．１μｍピッチで、１．０μｍ以降は１μｍピッチで測定し、表面硬化層の厚さを特定した。さらに、同じ鋼材断面で、表面方向に５０μｍで表面から深さ２０μｍを観察視野として、ＦＥ－ＥＰＭＡにて観察視野内の析出物の析出状況を画像解析した。粒径０．１～２．０μｍの析出物を対象として、表層部の析出物密度（表層部析出物密度）と、結晶粒間の粒界に存在する析出物個数を観察視野中の粒界長さの合計で除して粒界１μｍあたりの析出物個数（粒界析出物密度）を求めた。

[0096] 残りのうち３本の試験材はアンモニア燃焼ガスを想定して窒化および酸化処理をした。窒化・酸化処理は、焼鈍炉に雰囲気ガスにアンモニア１０ｖｏｌ％、水蒸気１０ｖｏｌ％、残部窒素（Ｎ）のガスを導入し、試験片３本を炉内に載置し、温度６００℃に加熱後５０時間保持し、その後冷却して取り出し、粒界割れ長さと窒化層厚さを測定した。

[0097] 粒界割れ長さは、窒化・酸化処理後の試験片を板厚方向の断面が観察できるように切断し、光学顕微鏡を用いて試験片の断面を観察した。観察は、鋼板表面直下の１００μｍ×１００μｍの範囲を１視野とし、試料断面中のランダムに選択した３カ所を観察し、粒界割れ発生長さを測定した。３か所の観察面での粒界割れ長さの合計が５μｍ以下であれば耐窒化性は良好であると判断できる。

[0098] 窒化層厚さは、窒化・酸化処理後の試験片を切断し、断面をＥＰＭＡ分析により表面から厚さ方向の窒素濃度分布を測定し、窒素濃度が２質量％以上を示す範囲を窒化層とした。

[0099] 赤スケール性（耐酸化性）は目視にて確認し、赤スケールが発見できなかったものを合格（〇）、赤スケールが少しでも発見されたものを不合格（×）とした。これら測定結果を表２に示す。表２のデータから、本発明に係る鋼板は粒界割れ長さが発生していないことが分かる。窒化層厚さは４５μｍ以下であれば合格とし、本発明に係る鋼板は窒化層厚さが１．０μｍ以下で

あり、窒化層がほぼ形成されないことも確認された。

[0100] 残った試験片１本を熱処理炉で６００℃まで加熱し、そのまま１０分間保定して表面に酸化皮膜を形成した。表層部（表面から厚さ方向の距離が０．５μｍ以下の領域をＧＤ－ＯＥＳ分析により発光強度を測定し、Ｃｒのピーク強度（I_{Cr}）、Ｓｉのピーク強度（I_{Si}）、Ｎ（窒素）のピーク強度（I_{N}）を得た。ＧＤ－ＯＥＳの測定条件は以下のとおりである。

・ＧＤ－ＯＥＳ装置：リガク製グロー放電発光分析装置ＧＤＡ７５０

・パルス周波数　　：６５０Ｖ、２．８ｈＰａ、２００Ｈｚ

・スパッタ速度　　：０．５μｍ／ｍｉｎ

・アノード径　　：４．０ｍｍ

・キャリアガス　　：Ａｒ（アルゴン）

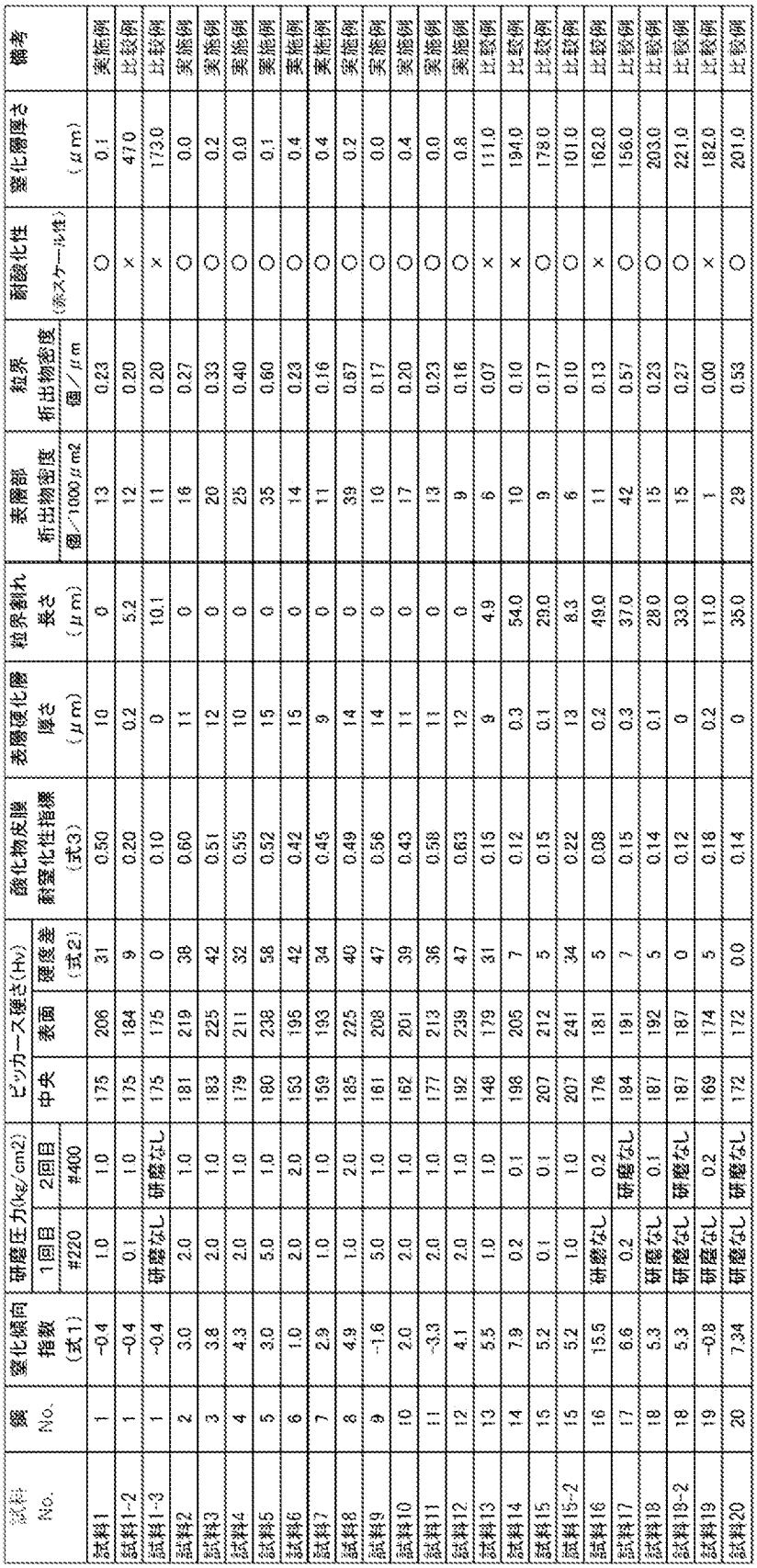
得られたＣｒ、Ｓｉ、Ｎのピーク値を式３に入れ、酸化物皮膜の耐窒化性を評価した。この評価結果を表２に示す。図１に、粒界割れ長さと耐窒化性指標（式３左辺）の値をプロットした図を示す。図１から、耐窒化性指標（式３左辺）が０．３０以上であれば、粒界割れが発生しないレベルに抑えられていることが分かる。即ち、Ｃｒ－Ｓｉ系酸化物皮膜により窒化が抑制されていることが確認できた。

[0101]

[表1]

鋼No.	成分（質量%）（残部Fe&不純物）														その他
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Nb	Mo	Cu	Al	Ti		
1	0.009	0.54	0.20	0.015	0.0050	0.11	18.22	0.027	0.41	0.02	0.41	0.021	0.001		Co:0.95, Ta:0.21
2	0.010	0.38	0.35	0.041	0.0010	0.15	22.01	0.011	0.21	1.02	0.05	0.081	0.240		Sn:0.14
3	0.025	0.33	0.95	0.035	0.0010	0.19	18.09	0.012	0.75	1.95	0.51	0.018	—		Zr:0.24, Sb:0.18
4	0.006	0.29	0.26	0.033	0.0009	0.29	17.01	0.007	0.51	0.05	1.46	0.331	0.190		B:0.0012
5	0.004	0.51	0.30	0.022	0.0010	0.19	18.09	0.008	0.39	0.01	2.38	0.210	0.150		REM:0.061, Mg:0.0025
6	0.010	0.59	0.31	0.028	0.0010	0.11	14.07	0.008	—	—	1.19	0.078	0.180		
7	0.005	0.32	0.08	0.024	0.0020	0.09	17.21	0.007	0.01	0.98	—	0.090	0.180		Ca:0.0003, Ga:0.11
8	0.006	0.58	0.89	0.019	0.0007	0.07	17.09	0.007	0.49	2.43	1.29	0.029	0.00		W:1.52
9	0.010	1.39	1.09	0.028	0.0010	0.35	13.41	0.011	0.41	—	0.11	0.041	0.001		Hf:0.22
10	0.007	0.25	0.31	0.021	0.0010	0.81	17.02	0.007	0.15	0.53	1.25	0.021	0.150		
11	0.007	2.51	0.39	0.029	0.0010	0.11	18.02	0.007	0.38	0.01	0.12	0.038	0.001		
12	0.006	0.29	0.23	0.029	0.0010	0.09	29.51	0.012	0.18	1.85	0.11	0.026	0.180		V:0.43
13	0.006	0.22	0.41	0.030	0.0010	0.51	10.88	0.008	0.21	1.91	0.21	0.192	0.001		
14	0.009	0.34	0.31	0.028	0.0020	0.43	17.21	0.009	0.39	4.01	0.11	0.032	0.001		
15	0.041	0.58	0.32	0.031	0.0020	0.31	34.01	0.011	0.01	1.95	0.19	0.149	0.180		
16	0.005	0.19	1.89	0.029	0.0010	0.33	18.01	0.010	0.21	0.01	0.01	1.510	0.210		
17	0.007	0.78	0.51	0.031	0.0010	0.27	19.08	0.010	0.21	1.98	0.02	0.099	0.950		
18	0.005	0.32	0.33	0.029	0.0020	0.09	17.98	0.009	0.41	2.55	0.01	0.019	0.160		
19	0.012	0.79	0.98	0.019	0.0010	0.09	17.08	0.007	0.00	0.05	0.05	0.021	0.001		
20	0.013	0.69	0.55	0.025	0.0010	0.21	18.15	0.010	0.45	2.11	3.21	0.210	0.150		

[0102] [表2]



試料No.	鋼No.	窒化傾向指数（式1）	研磨圧力(kg/cm2) 1回目 #220	研磨圧力(kg/cm2) 2回目 #400	ビッカース硬さ(Hv) 中央	ビッカース硬さ(Hv) 表面	ビッカース硬さ(Hv) 硬度差（式2）	酸化物皮膜耐窒化性指標（式3）	表層硬化層厚さ（μm）	粒界割れ長さ（μm）	表層部析出物密度 個／1000μm2	粒界析出物密度 個／μm	耐酸化性（赤スケール性）	窒化層厚さ（μm）	備考
試料1	1	-0.4	1.0	1.0	175	206	31	0.50	10	0	13	0.23	○	0.1	実施例
試料1-2	1	-0.4	0.1	1.0	175	184	9	0.20	0.2	5.2	12	0.20	×	47.0	比較例
試料1-3	1	-0.4	研磨なし	研磨なし	175	175	0	0.10	0	10.1	11	0.20	×	173.0	比較例
試料2	2	3.0	2.0	1.0	181	219	38	0.60	11	0	16	0.27	○	0.0	実施例
試料3	3	3.8	2.0	1.0	183	225	42	0.51	12	0	20	0.33	○	0.2	実施例
試料4	4	4.3	2.0	1.0	179	211	32	0.55	10	0	25	0.40	○	0.0	実施例
試料5	5	3.0	5.0	1.0	180	238	58	0.52	15	0	35	0.60	○	0.1	実施例
試料6	6	1.0	2.0	2.0	163	196	42	0.42	15	0	14	0.23	○	0.4	実施例
試料7	7	2.9	1.0	1.0	159	193	34	0.45	9	0	11	0.16	○	0.4	実施例
試料8	8	4.9	1.0	2.0	185	225	40	0.49	14	0	39	0.67	○	0.2	実施例
試料9	9	-1.6	5.0	1.0	161	208	47	0.56	14	0	10	0.17	○	0.0	実施例
試料10	10	2.0	2.0	1.0	162	201	39	0.43	11	0	17	0.20	○	0.4	実施例
試料11	11	-3.3	2.0	1.0	177	213	36	0.58	11	0	13	0.23	○	0.0	実施例
試料12	12	4.1	2.0	1.0	192	239	47	0.63	12	0	9	0.16	○	0.8	実施例
試料13	13	5.5	1.0	1.0	148	179	31	0.15	9	4.9	6	0.07	×	111.0	比較例
試料14	14	7.9	0.2	0.1	198	205	7	0.12	0.3	54.0	10	0.10	×	194.0	比較例
試料15	15	5.2	0.1	0.1	207	212	5	0.15	0.1	29.0	9	0.17	○	178.0	比較例
試料15-2	15	5.2	1.0	1.0	207	241	34	0.22	13	8.3	6	0.10	○	101.0	比較例
試料16	16	15.5	研磨なし	0.2	176	181	5	0.08	0.2	49.0	11	0.13	×	162.0	比較例
試料17	17	6.6	0.2	研磨なし	184	191	7	0.15	0.3	37.0	42	0.57	○	156.0	比較例
試料18	18	5.3	研磨なし	0.1	187	192	5	0.14	0.1	28.0	15	0.23	○	203.0	比較例
試料18-2	18	5.3	研磨なし	研磨なし	187	187	0	0.12	0	33.0	15	0.27	○	221.0	比較例
試料19	19	-0.8	研磨なし	0.2	169	174	5	0.18	0.2	11.0	1	0.00	×	182.0	比較例
試料20	20	7.34	研磨なし	研磨なし	172	172	0.0	0.14	0	35.0	29	0.53	○	201.0	比較例

産業上の利用可能性

[0103] 本発明は、自動車工業、一般機械産業などあらゆる産業において利用することができる。

請求の範囲

[請求項1] 成分が、質量％で、

Ｃ　：０～０．０３０％、

Ｓｉ：０．０３～３．００％、

Ｍｎ：０．０３～１．２０％、

Ｐ　：０．０５０％以下、

Ｓ　：０．００５％以下、

Ｎｉ：０～１．００％、

Ｃｒ：１２．０～３１．０％、

Ｎ　：０～０．０３０％、

Ｎｂ：０～１．００％

Ｍｏ：０～２．５０％

Ｃｕ：０～３．００％

Ａｌ：０．００２～０．５００％、

Ｔｉ：０～０．６００％

Ｖ　：０～１．００％、

Ｂ　：０～０．０１００％、

Ｃａ：０～０．０１５０％

Ｓｎ：０～１．００％、

Ｈｆ：０～０．６０％、

Ｚｒ：０～０．６０％、

Ｓｂ：０～０．６０％、

Ｃｏ：０～１．５０％、

Ｗ　：０～２．００％、

Ｔａ：０～１．００％、

Ｇａ：０～０．５０％、

Ｍｇ：０～０．００５０％、

ＲＥＭ：０～０．２０％、を含み、

以下の式１を満足し、

残部Ｆｅおよび不純物からなる鋼材であり、

前記鋼材の表面のビッカース硬度（Ｈｖｓ）と前記鋼材の中央部のビッカース硬度（Ｈｖｃ）が以下の式２を満足することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼材。

１０Ａｌ＋２Ｍｏ＋３Ｔｉ＋０．５Ｃｕ－１．５Ｓｉ≦５．０

・・・・・式１

Ｈｖｓ－Ｈｖｃ≧２５Ｈｖ

・・・・・式２

ただし、式１中の元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を示し、含有しない場合は０を代入する。

また、鋼材の中央部とは、鋼材断面において鋼材の厚さ方向に、厚さの３／８から５／８までの範囲にある領域を指す。

[請求項2] 前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材の中央部のビッカース硬度より２５Ｈｖ以上高いビッカース硬度を有する表面硬化層を有し、前記表面硬化層の厚さが前記鋼材の表面から厚さ方向に０．５μｍ以上である請求項１に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

[請求項3] 前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材表面から深さ２０μｍの表層部に、粒径０．１μｍ以上の析出物が１０個／１０００μｍ^{2}以上存在する、請求項１または２に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

[請求項4] 前記鋼材の表面に垂直な断面において、前記鋼材表面から深さ２０μｍの表層部中の粒界に、粒径０．１μｍ以上の析出物が０．１７個／μｍ以上存在する、請求項１～３のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

[請求項5] 前記鋼材の表面に垂直な断面で、１００μｍ四方の範囲を１視野として、任意の３視野の粒界割れ長さの合計が５μｍ以下である請求項１～４のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

[請求項6] 前記鋼材を６００℃で１０分間保持した後に、前記鋼材の表面から厚さ方向の距離が０．５μｍ以下の領域をＧＤ－ＯＥＳ分析して得られるＣｒのピーク強度I_{Cr}、Ｓｉのピーク強度I_{Si}、およびＮ（窒素）のピーク強度I_Nが以下の式３を満足する請求項１または２に記載のフェライト系ステンレス鋼材。

$I_{Cr}+2\times I_{Si}-0.5\times I_N \geqq 0.30$

・・・・・式３

[請求項7] 請求項１～６のいずれか１項に記載のアンモニア燃焼機器用のフェライト系ステンレス鋼材。

[請求項8] 請求項１または２に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法であって、請求項１に記載の成分を有する鋼材を、９００～１１００℃の温度域で保持した後、５０℃以下の温度まで冷却し、フッ酸２．０％以下、硝酸６～１５％を含有し、温度５０～６０℃の酸洗液中に４０～６０秒間浸漬して酸洗し、その後前記鋼材の表面を研磨、ショットブラストまたはショットピーニングする工程を有することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

[請求項9] 前記９００～１１００℃の温度域における保持時間が３０秒以上５分以下であり、前記冷却において８００℃から３００℃までの温度範囲での滞留時間が３０秒以上１２０秒以下である請求項８に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

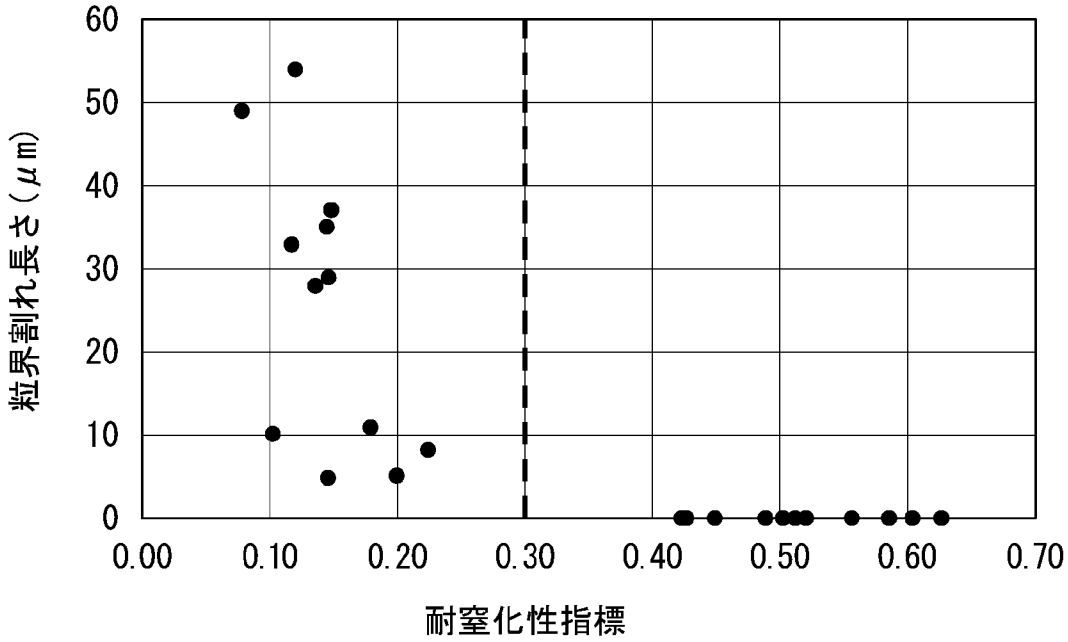
[請求項10] 前記研磨が乾式研磨であって、＃２２０に続いて＃４００または／および＃６００の順に研磨する、請求項８または９に記載のフェライト系ステンレス鋼材の製造方法。

[請求項11] 請求項１～６のいずれか１項に記載のフェライト系ステンレス鋼材を少なくとも一部に有する部品。

[請求項12] アンモニア燃焼機器用部品である請求項１１に記載の部品。

[図1]

図1


60
50
40
30
20
10
0
粒界割れ長さ（μm）
0.00
0.10
0.20
0.30
0.40
0.50
0.60
0.70
耐窒化性指標

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/004092

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C21D 7/06***(2006.01)i; ***C21D 9/46***(2006.01)i; ***C22C 38/60***(2006.01)i; ***C23G 1/08***(2006.01)i
FI: C22C38/00 302Z; C22C38/60; C21D7/06 A; C21D9/46 R; C23G1/08

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)

C22C38/00; C21D7/06; C21D9/46; 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 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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 2007-239060 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 20 September 2007 (2007-09-20) tables 1-2	1-2
A		3-12
A	WO 2023/042470 A1 (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION) 23 March 2023 (2023-03-23)	1-12
A	JP 2009-68079 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 02 April 2009 (2009-04-02)	1-12
A	JP 2015-532681 A (APERAM STAINLESS FRANCE) 12 November 2015 (2015-11-12)	1-12
A	WO 2014/157578 A1 (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION) 02 October 2014 (2014-10-02)	1-12

☐ 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
"D" document cited by the applicant in the international application
"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	Date of mailing of the international search report
19 April 2024	**07 May 2024**

Name and mailing address of the ISA/JP	Authorized officer
Japan Patent Office (ISA/JP) **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/004092

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2007-239060 A	20 September 2007	(Family: none)	
WO 2023/042470 A1	23 March 2023	CA 3231115 A1	
JP 2009-68079 A	02 April 2009	(Family: none)	
JP 2015-532681 A	12 November 2015	US 2016/0115562 A1	
		EP 2893049 A1	
		CA 2883538 A1	
		CN 104903482 A	
		MX 2015002716 A	
		KR 10-2015-0099706 A	
		RU 2015107432 A	
		IN 1710DEN2015 A	
		BR 112015004633 A2	
		SI 2893049 T1	
		HU E052513 T2	
		ES 2831163 T3	
WO 2014/157578 A1	02 October 2014	KR 10-2015-0110762 A	
		CN 105074035 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/004092

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 38/00(2006.01)i; C21D 7/06(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C23G 1/08(2006.01)i
FI: C22C38/00 302Z; C22C38/60; C21D7/06 A; C21D9/46 R; C23G1/08

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））

C22C38/00; C21D7/06; C21D9/46; 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	１９７１－２０２４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２４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 2007-239060 A (日新製鋼株式会社) 20.09.2007 (2007-09-20) 表1-2	1-2
A		3-12
A	WO 2023/042470 A1 (日鉄ステンレス株式会社) 23.03.2023 (2023-03-23)	1-12
A	JP 2009-68079 A (住友金属工業株式会社) 02.04.2009 (2009-04-02)	1-12
A	JP 2015-532681 A (アペラム・ステンレス・フランス) 12.11.2015 (2015-11-12)	1-12
A	WO 2014/157578 A1 (新日鐵住金ステンレス株式会社) 02.10.2014 (2014-10-02)	1-12

☐ 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
"D" 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
"E" 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
"L" 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
"O" 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
"P" 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
"T" 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
"X" 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
"Y" 特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
"&" 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
19.04.2024	07.05.2024

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）

川口　由紀子 4K 5798

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/JP2024/004092

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2007-239060 A	20.09.2007	（ファミリーなし）	
WO 2023/042470 A1	23.03.2023	CA 3231115 A1	
JP 2009-68079 A	02.04.2009	（ファミリーなし）	
JP 2015-532681 A	12.11.2015	US 2016/0115562 A1	
		EP 2893049 A1	
		CA 2883538 A1	
		CN 104903482 A	
		MX 2015002716 A	
		KR 10-2015-0099706 A	
		RU 2015107432 A	
		IN 1710DEN2015 A	
		BR 112015004633 A2	
		SI 2893049 T1	
		HU E052513 T2	
		ES 2831163 T3	
WO 2014/157578 A1	02.10.2014	KR 10-2015-0110762 A	
		CN 105074035 A	