

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年10月1日(01.10.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/194484 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/52 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2019/012676

(22) 国際出願日: 2019年3月26日(26.03.2019)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 西田 修司(NISHIDA Shuji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 吉野 正崇(YOSHINO Masataka); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 高 法剛(GAO FAGANG); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 山口 広史(YAMAGUCHI Hiroshi); 〒1000011 東京都千

代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

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

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

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a ferritic stainless steel sheet which does not require a dehydrogenation treatment for the production thereof and has excellent corrosion resistance and hydrogen embrittlement resistance properties in spite of the fact that Ni, Cu and Mn are not contained in larger amounts. The ferritic stainless steel sheet has a component composition comprising, in % by mass, 0.001 to 0.020% of C, 0.10 to 0.60% of Si, 0.10 to 0.60% of Mn, 0.040% or less of P, 0.030% or less of S, 0.030 to 0.060% of Al, 16.5 to 19.0% of Cr, 0.15 to 0.35% of Ti, 0.30 to 0.60% of Nb, 0.01 to 0.60% of Ni, 0.0025 to 0.0050% of O (oxygen), 0.001 to 0.020% of N and a remainder made up by Fe and unavoidable impurities, and is so configured that the number of precipitates each having a cross-sectional area of $5.0 \mu\text{m}^2$ or more in a 1-mm^2 zone is 300 or less and the average cross-sectional area of precipitates each having a cross-sectional area of $5.0 \mu\text{m}^2$ or more is $20.0 \mu\text{m}^2$ or less.

(57) 要約: 製造時に脱水素処理を必要とせず、更にはNi、Cu、Mnを多量に含有させずに、耐食性および耐水素脆化特性に優れるフェライト系ステンレス鋼板を提供すること。質量%で、C: 0.001~0.020%、Si: 0.10~0.60%、Mn: 0.10~0.60%、P: 0.040%以下、S: 0.030%以下、Al: 0.030~0.060%、Cr: 16.5~19.0%、Ti: 0.15~0.35%、Nb: 0.30~0.60%、Ni: 0.01~0.60%、O(酸素): 0.0025~0.0050%、およびN: 0.001~0.020%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、 $5.0 \mu\text{m}^2$ 以上の断面積を有する析出物が 1mm^2 区画内において300個以下であり、かつ、 $5.0 \mu\text{m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の平均断面積が $20.0 \mu\text{m}^2$ 以下であるようにする。

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)）

明 細 書

発明の名称：フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法 技術分野

[0001] 本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、鋼中に水素が侵入する環境にて用いるものであって、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れる。

背景技術

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

[0003] 一方、汎用のフェライト系ステンレス鋼は、溶接を行うと、溶接部において耐食性が顕著に劣化する。溶接部における耐食性の顕著な劣化は、溶接後の冷却時に、溶接部においてCやNがC rとC r炭窒化物を形成し、形成したC r炭窒化物の周辺においてC rが局所的に欠乏する、いわゆる鋭敏化現象に起因する。

[0004] そこで、溶接を伴う用途では、フェライト系ステンレス鋼の中でも、特に、CやNを低減し、かつ、T iやN bに代表される安定化元素を適量含有するフェライト系ステンレス鋼が用いられる。これは、溶接後の溶接部において、C rに優先してT iやN bが炭窒化物を形成してC r炭窒化物の形成を防ぎ、鋭敏化現象を抑制するためである。

[0005] 特に、CやNとの親和性の高さの観点からは、安定化元素としてN bが多用される。しかしながら、N bは高価な添加元素であり、さらに鋼の成形性を低下させることから、含有するN bのうちの一部をT iで代替させることがある。このようなN bとT iとを複合的に含有するフェライト系ステンレ

ス鋼（Nb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼）は、溶接による鋭敏化現象を抑制するが、鋼中に水素が侵入した場合に鋼板が脆化するという水素脆化が発生する場合があることが判明した。鋼板へ水素が侵入する事例には、水素雰囲気中で熱処理を行った場合や、酸洗いを行った場合、耐食性を向上させるための不動態化処理を行った場合、また腐食が発生した場合などがある。

水素脆化が起こると、鋼板の加工過程に割れが発生しやすくなることの他に、既に加工を施されて加工部材となった鋼板についても、残留応力が生じている部分に割れが発生することがあり、これらの事象が問題となっていた。

そのため、水素侵入環境において鋼板に水素が侵入した場合にも、その脆化を抑制可能な、すなわち耐水素脆化特性に優れるNb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼が求められていた。そこで、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れるNb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼板の開発を目指した。

[0006] ステンレス鋼の水素脆化への対処技術についての発明は、例えば、特許文献1および2に開示されている。

[0007] 特許文献1には、結晶構造が面心立方格子構造であるオーステナイト相を有するオーステナイト系ステンレス鋼を加熱処理して、前記オーステナイト系ステンレス鋼内に存在する水素を除去するための熱処理方法が開示されている。

[0008] 特許文献2には、質量%で、C：0.2%以下、Si：0.3～1.5%、Mn：7.0～11.0%、P：0.06%以下、S：0.008%以下、Ni：5.0～10.0%、Cr：14.0～20.0%、Cu：1.0～5.0%、N：0.01～0.4%、O：0.015%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、Cr系炭窒化物の平均サイズが100nm以下であり、かつCr系炭窒化物の量が質量%で0.001～0.5%であることを特徴とする耐水素脆化特性に優れた高強度オーステナ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

[0009] 特許文献1：国際公開第2009／107475号

特許文献2：国際公開第2016／143486号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 特許文献1に開示された技術は、鋼板やその加工品に対して、200～1100℃の熱処理を加えることで、鋼中からの水素放出を促進させる脱水素処理と呼ばれる手法を用いる技術である。しかしながら、このような手法では、脱水素処理を行うための設備や熱処理の実施が必要となり、製造コストの増大を招くという問題がある。そのため、脱水素処理を行わない技術の確立が希求されていた。

[0011] 特許文献2に開示された技術では、高価な元素であるNiやCuを多量に含有することが必須であり、さらに鋼中に含有させるためには製造コストが大幅に増大するMnを多量に含有することが必須であるという問題があり、Ni、Cu、Mnの含有量を低減させることが希求されていた。

[0012] 本発明は、上記問題点に鑑み開発されたものであって、製造時に脱水素処理を必要とせず、更にはNi、Cu、Mnを多量に含有させずに、耐食性に優れ、かつ、耐水素脆化特性に優れるNb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法を提供することを目的としている。

[0013] ここで、本発明において「耐食性に優れる」とは、次に述べる方法で測定した発錆面積率が30%以下であることを意味する。

発錆面積率を評価するための腐食試験は、JASO M609-91に準拠して実施する。試験片を水洗後、エタノール中にて5分の超音波脱脂を行う。その後、1サイクルを塩水噴霧（5質量%NaCl水溶液、35℃）2h→乾燥（60℃、相対湿度40%）4h→湿潤（50℃、相対湿度95%以上）2hとし、15サイクルの腐食試験を実施する。試験後、試験片を撮影し

た写真から、試験片中心の30mm×30mmの領域について、画像解析により発錆面積率を測定する。

- [0014] また、「耐水素脆化特性に優れる」とは、鋼中に0.30～0.60質量ppmの濃度で水素を侵入させた場合の鋼板の破断伸びの低下量が、その鋼板と同一の成分組成を有し、同一の製造条件で製造された鋼板の鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下である場合の破断伸びに対して5%以下であることを指す。すなわち、上記の鋼中に0.30～0.60質量ppmの濃度で水素を侵入させた場合の鋼板の破断伸びA(%)と、上記の鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下である場合の鋼板の破断伸びB(%)とが、以下の式(1)を満たすことを指す。

$$\text{破断伸びB(\%)} - \text{破断伸びA(\%)} \leq 5(\%) \cdots \text{式(1)}$$

- [0015] 耐水素脆化特性を評価するための試験では、まず、鋼板から圧延方向と垂直な方向が長手方向となるようにJIS Z 2241に準拠したJIS 5号試験片を4つ作製する。

1つ目の試験片(試験片A1)には、0.01Mのチオ尿素を添加した1Nの硫酸水溶液中にて10～100℃/dm²のカソード電解処理を行い、0.30～0.60質量ppmの水素を侵入させる。ただし、侵入水素量が所望の量であることは、2つめの試験片(試験片A2)について、同等のカソード電解処理を行い、その後直ちに10mm×30mmへと切断し、液体窒素中に入れて保管した後、エタノール中にて5分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した後、昇温脱離法によって測定した鋼中水素濃度を以て確認する。ここで、昇温脱離法による水素量分析は、室温から200℃/時間にて300℃まで昇温する条件で実施する。水素を侵入させた試験片A1は、カソード電解処理を行った後、直ちに液体窒素中に入れて保管する。

3つめの試験片(試験片B1)は、大気雰囲気中において、300℃の温度で1時間の熱処理を行い、試験片から水素を放出させる。水素が放出されたことの確認は、4つ目の試験片(試験片B2)に対して同等の熱処理を行い、その後、直ちに10mm×30mmへと切断し、液体窒素中に入れて保管

した後、エタノール中にて5分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した後、上述の昇温脱離法によって試験片に含まれる水素の濃度を測定して、鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下であることを確認して行う。水素を放出させた試験片B1は、熱処理を行った後、直ちに液体窒素中に入れて保管する。

その後、上述した双方（A1およびB1）の試験片について、液体窒素から取り出した後、エタノール中にて5分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した後、JIS Z 2241に準拠した引張試験を行い、破断伸びを評価する。ただし、引張速度は、標点間距離を50mmとした上で、25mm／分の速度とする。そして、試験片Bの破断伸びB（％）から、試験片Aの破断伸びA（％）を減ずることで、破断伸びの低下量を算出する。

課題を解決するための手段

[0016] 本発明者らは、上記の課題に対し、製造時に脱水素処理を必要とせずに、更にはNi、Cu、Mnを多量に含有させずに、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れるNb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼板を検討した。その結果、以下の知見を得た。

質量％で、C：0.001～0.020％、Si：0.10～0.60％、Mn：0.10～0.60％、P：0.040％以下、S：0.030％以下、Al：0.030～0.060％、Cr：16.5～19.0％、Ti：0.15～0.35％、Nb：0.30～0.60％、Ni：0.01～0.60％、O（酸素）：0.0025～0.0050％、およびN：0.001～0.020％を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成とし、 $5.0\mu\text{m}^2$ 以上の断面積を有する析出物を 1mm^2 区画内において300個以下とし、かつ、上記 $5.0\mu\text{m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の平均断面積を $20.0\mu\text{m}^2$ 以下とすることによって、耐食性および耐水素脆化特性を向上させることができる。

[0017] その機構は以下のように考えられる。

Nb-Ti含有フェライト系ステンレス鋼板の鋼中には、Alを含む酸化

物系介在物（A I系酸化物）を核として鑄造時に析出したT i Nの周囲に、さらにNb Cが析出した粗大な析出物（以下これらを複合析出物とも記す。）が存在する。

鋼板を加工すると、この粗大な複合析出物の周辺には局所的に歪みが集中する。この局所的な歪は、加工後にも鋼中に残留する。加工時の鋼板に水素が含まれていたり、加工後の鋼板に水素が侵入したりした場合、この局所的な歪部に水素が集中し、局所的な水素濃度が高まった結果、鋼板が脆化し割れに至る。

このような水素脆化は、割れの起点を少なくすることによって抑制できる。割れの起点は、上記の粗大な複合析出物である。そのため、これら粗大な複合析出物のサイズや、比較的粗大なこれら複合析出物の数を低減させることが重要である。

上記の粗大な複合析出物のサイズや数は、鋼中のC含有量、N含有量、T i含有量およびNb含有量の上限を適切に規制するとともに、鋼中に適切な量のA IとO（酸素）とを含有させることで、低減させることができる。

A IおよびOを含有する鋼の凝固時には、鋼中において、A I系酸化物の晶出が起こる。ここで、鋼中に含まれるA IおよびOの量が適切な範囲である場合、上記A I系酸化物は微小に分散した形態で鋼中に晶出する。

さらに、この場合、鋼の凝固が進むと、分散して晶出したA I系酸化物を中心として、T i Nが分散して析出することとなる。そのため、鋼中にA IとO（酸素）とを適切な量にて含有しない場合と比較して、T i Nのサイズが減少する。さらに、鋼のN含有量およびT i含有量の上限を規制し、さらに、適切な条件で鋼板の製造を行うことで、T i Nのサイズがより小さくなるとともに、比較的粗大なT i Nの数が減少する。T i N周辺のNb Cは、鋼のC含有量およびNb含有量の上限を規制し、さらに、適切な条件で鋼板の製造を行うことで、T i N周辺における析出を十分に抑制することができる。これにより、前述の粗大な複合析出物のサイズや数が低減され、鋼板の耐水素脆化特性が向上する。

[0018] 本発明は、上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は次のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.001~0.020%、

Si : 0.10~0.60%、

Mn : 0.10~0.60%、

P : 0.040%以下、

S : 0.030%以下、

Al : 0.030~0.060%、

Cr : 16.5~19.0%、

Ti : 0.15~0.35%、

Nb : 0.30~0.60%、

Ni : 0.01~0.60%、

O (酸素) : 0.0025~0.0050%、および

N : 0.001~0.020%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物が1 mm^2 区画内において300個以下であり、かつ、

前記5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物の平均断面積が20.0 μm^2 以下であるフェライト系ステンレス鋼板。

[2] 前記成分組成として、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~0.80%、

Co : 0.01~0.50%、

Mo : 0.01~1.00%、

W : 0.01~0.50%、

V : 0.01~0.50%、および

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

[3] 前記成分組成として、さらに、質量%で、
B : 0.0003~0.0030%、
Mg : 0.0005~0.0100%、
Ca : 0.0003~0.0030%、
Y : 0.01~0.20%、
REM (希土類金属) : 0.01~0.10%、
Sn : 0.01~0.50%、および
Sb : 0.01~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する前記[1]または[2]に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[4] 鋼中に0.30~0.60質量ppmの濃度で水素を侵入させた場合の鋼板の破断伸びA(%)と、鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下である場合の鋼板の破断伸びB(%)とが、以下の式(1)を満たす前記[1]~[3]のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$\text{破断伸びB(}\%) - \text{破断伸びA(}\%) \leq 5(\%) \cdots \text{式(1)}$$

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

前記成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して熱延板とする工程と、
前記熱延板を940℃以上980℃以下で5~180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程と、
前記熱延焼鈍板を冷間圧延し、冷延板とする工程と、
前記冷延板を1000℃以上1060℃以下で5~180秒保持する冷延板焼鈍を行う工程と、
を含むフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、製造時に脱水素処理を必要とせずに、更にはNi、Cu、Mnを多量に含有させずに、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れるNb-Ti含有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ができる。

発明を実施するための形態

[0020] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明で成分組成と析出物の存在形態を限定した理由について説明する。なお、鋼板の成分を示す％については、特に断らない限り質量％を意味する。

[0021] C : 0.001~0.020%

Cは、鋼の強度を高めるのに有効な元素である。この効果はC含有量を0.001%以上にすることで得られる。しかし、C含有量が0.020%を超えると、鋼が硬質化して成形性が低下するとともに、耐食性が低下する。よって、C含有量は0.001~0.020%とする。好ましくは、C含有量は0.004%以上である。より好ましくは、C含有量は0.007%以上である。また、好ましくは、C含有量は0.015%以下である。より好ましくは、C含有量は0.012%以下である。

[0022] Si : 0.10~0.60%

Siは、脱酸剤として有用な元素である。この効果は、Si含有量を0.10%以上にすることで得られる。しかし、Si含有量が0.60%を超えると鋼が硬質化して成形性が低下する。従って、Si含有量は0.10~0.60%とする。好ましくは、Si含有量は0.15%以上である。また、好ましくは、Si含有量は0.25%以下である。

[0023] Mn : 0.10~0.60%

Mnには、脱酸作用がある。この効果は、Mn含有量を0.10%以上にすることで得られる。しかし、Mn含有量が0.60%を超えるとMnSの析出および粗大化が促進され、このMnSが食孔の起点となって耐食性が低下する。従って、Mn含有量は0.10~0.60%とする。好ましくは、Mn含有量は0.15%以上である。また、好ましくは、Mn含有量は0.30%以下である。

[0024] P : 0.040%以下

Pは耐食性を低下させる元素である。また、Pは結晶粒界に偏析すること

で熱間加工性を低下させる。そのため、P含有量は可能な限り低いほうが望ましく、0.040%以下とする。好ましくは、P含有量は0.030%以下である。

[0025] S : 0.030%以下

Sは、Mnと析出物としてMnSを形成する。このMnSは食孔の起点や破壊の起点となり、耐食性が低下する。よって、S含有量は低いほうが望ましく、0.030%以下とする。好ましくは、S含有量は0.020%以下である。

[0026] Al : 0.030~0.060%

Alは、鋼中に酸化物系介在物として晶出することで、鋼の凝固時におけるTiNの析出核として作用し、TiNのサイズを低減し、鋼の耐水素脆化特性を向上させる。この効果は、Al含有量が0.030%以上で得られる。しかし、Al含有量が0.060%を超えると凝固時に晶出するAl系酸化物の介在物のサイズが増大し、TiNの析出核となりにくくなって、鋼中に粗大なTiNが生成することとなり鋼の耐水素脆化特性が低下する。従って、Al含有量は0.030~0.060%とする。好ましくは、Al含有量は0.040%以上である。また、好ましくは、Al含有量は0.050%以下である。

[0027] Cr : 16.5~19.0%

Crは、表面に不働態皮膜を形成して耐食性を高める元素である。Cr含有量が16.5%未満では十分な耐食性が得られない。一方、Cr含有量が19.0%を超えると、鋼が硬質化し成形性が低下する。よって、Cr含有量は16.5~19.0%とする。好ましくは、Cr含有量は17.0%以上である。より好ましくは、Cr含有量は17.3%以上である。さらに好ましくは、Cr含有量は17.6%以上である。また、好ましくは、Cr含有量は18.5%以下である。より好ましくは、Cr含有量は18.3%以下である。さらに好ましくは、Cr含有量は18.1%以下である。

[0028] Ti : 0.15~0.35%

Tiは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋼の耐食性を向上させる元素である。この効果は、Ti含有量を0.15%以上にする事で得られる。しかし、Ti含有量が0.35%を超えると、粗大な炭窒化物の形成を促進するとともに、鋼中に固溶して存在するTiが増加し、鋼が硬質化して耐水素脆化特性が低下する。よって、Ti含有量は0.15~0.35%とする。好ましくは、Ti含有量は0.20%以上である。また、好ましくは、Ti含有量は0.30%以下である。

[0029] Nb : 0.30~0.60%

Nbは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋼の耐食性を向上させる元素である。この効果は、Nb含有量を0.30%以上にする事で得られる。しかし、Nb含有量が0.60%を超えると、粗大な炭窒化物の形成を促進するとともに、鋼中に固溶して存在するNbが増加し、鋼が硬質化して耐水素脆化特性が低下する。よって、Nb含有量は0.30~0.60%とする。好ましくは、Nb含有量は0.35%以上である。より好ましくは、Nb含有量は0.38%以上である。さらに好ましくは、Nb含有量は0.40%以上である。また、Nb含有量は0.55%以下である。より好ましくは、Nb含有量は0.50%以下である。さらに好ましくは、Nb含有量は0.45%以下である。

[0030] Ni : 0.01~0.60%

Niは、低pH環境において、鋼の活性溶解を抑制する元素である。すなわち鋼板表面において生成した食孔の内部において、腐食の進展を抑制する事で、食孔深さの増大を抑制する。この効果は、Ni含有量が0.01%以上である事で得られる。しかし、Ni含有量が0.60%を超えると鋼が硬質化して成形性が低下する。従って、Ni含有量は0.01~0.60%とする。好ましくは、Ni含有量は0.10%以上である。また、好ましくは、Ni含有量は0.25%以下である。

[0031] O（酸素） : 0.0025~0.0050%、

O（酸素）は、Alとともに鋼中に酸化物系介在物として晶出することで

、鋼の凝固時におけるTiNの析出核として作用し、TiNのサイズを低減し、鋼の耐水素脆化特性を向上させる。この効果は、Al含有量が上述の範囲内であると共に、O含有量が0.0025%以上で得られる。しかし、Al含有量が上述の範囲内であっても、O含有量が0.0050%を超えると凝固時に晶出する酸化物系介在物のサイズが増大し、TiNの析出核となりにくくなって、鋼中に粗大なTiNが生成することとなり鋼の耐水素脆化特性が低下する。従って、Al含有量を上述の範囲内にとすると共に、O含有量は0.0025～0.0050%とする。好ましくは、O含有量は0.0030%以上である。また、好ましくは、O含有量は0.0040%以下とする。

[0032] N : 0.001～0.020%

Nは、鋼の強度を高めるのに有効な元素である。この効果はN含有量を0.001%以上とすることで得られる。しかし、N含有量が0.020%を超えると、鋼が硬質化して成形性が低下したり、耐食性が低下したりする。よって、N含有量は0.001～0.020%とする。好ましくは、N含有量は0.003%以上である。より好ましくは、N含有量は0.007%以上である。また、好ましくは、N含有量は0.015%以下である。より好ましくは、N含有量は0.012%以下である。

[0033] 以上の成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0034] 本発明では上述した成分の他にも、Cu : 0.01～0.80%、Co : 0.01～0.50%、Mo : 0.01～1.00%、W : 0.01～0.50%、V : 0.01～0.50%、およびZr : 0.01～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有してもよい。

また、本発明では、B : 0.0003～0.0030%、Mg : 0.0005～0.0100%、Ca : 0.0003～0.0030%、Y : 0.01～0.20%、REM（希土類金属） : 0.01～0.10%、Sn : 0.01～0.50%およびSb : 0.01～0.50%のうちから選んだ1種または2種以上を含有してもよい。

[0035] Cu : 0.01 ~ 0.80 %

Cuは不働態皮膜を強化し、耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にCuを含有すると ε -Cuが析出しやすくなり、耐食性が低下する。そのため、Cuを含有する場合は、Cu含有量を0.01 ~ 0.80 %とする。好ましくは、Cu含有量は0.30 %以上である。より好ましくは、Cu含有量は0.40 %以上である。また、好ましくは、Cu含有量は0.50 %以下である。より好ましくは、Cu含有量は0.45 %以下である。

[0036] Co : 0.01 ~ 0.50 %

Coは、ステンレス鋼の耐隙間腐食性を向上させる元素である。一方、過剰にCoを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Coを含有する場合は、Co含有量は0.01 ~ 0.50 %とする。好ましくは、Co含有量は0.03 %以上である。より好ましくは、Co含有量は0.05 %以上である。また、好ましくは、Co含有量は0.30 %以下である。より好ましくは、Co含有量は0.10 %以下である。

[0037] Mo : 0.01 ~ 1.00 %

Moには、ステンレス鋼の耐隙間腐食性を向上させる効果がある。一方、過剰にMoを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Moを含有する場合は、Mo含有量を0.01 ~ 1.00 %とする。好ましくは、Mo含有量は0.03 %以上である。より好ましくは、Mo含有量は0.05 %以上である。また、好ましくは、Mo含有量は0.50 %以下である。より好ましくは、Mo含有量は0.30 %以下である。

[0038] W : 0.01 ~ 0.50 %

Wは、ステンレス鋼の耐隙間腐食性の向上させる元素である。一方、過剰にWを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Wを含有する場合は、W含有量を0.01 ~ 0.50 %とする。好ましくは、W含有量は0.03 %以上である。より好ましくは、W含有量は0.05 %以上である。また、好ましくは、W含有量は0.30 %以下である。より好ましくは、W含有量は0.10 %以下である。

[0039] V : 0.01~0.50%

Vは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にVを含有すると炭窒化物が過度に析出し、これらが食孔腐食の起点となることで、鋼の耐食性を低下させる。そのため、Vを含有する場合は、V含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、V含有量は0.02%以上である。より好ましくは、V含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、V含有量は0.40%以下である。より好ましくは、V含有量は0.30%以下である。

[0040] Zr : 0.01~0.50%

Zrは、炭窒化物を形成することでC、Nを固定し、鋼の耐食性を向上させる元素である。一方、過剰にZrを含有すると炭窒化物が過度に析出し、これらが食孔腐食の起点となることで、鋼の耐食性を低下させる。そのため、Zrを含有する場合は、Zr含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、Zr含有量は0.02%以上である。より好ましくは、Zr含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、Zr含有量は0.40%以下である。より好ましくは、Zr含有量は0.30%以下である。

[0041] B : 0.0003~0.0030%

Bには、鋼の強度を向上させる効果がある。一方、過剰にBを含有すると鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Bを含有する場合は、B含有量を0.0003~0.0030%とする。好ましくは、B含有量は0.0010%以上である。また、好ましくは、B含有量は0.0025%以下である。

[0042] Mg : 0.0005~0.0100%

Mgは、溶鋼中でAlとともにMg酸化物を形成し脱酸剤として作用する。一方、過剰にMgを含有すると鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Mgを含有する場合は、Mg含有量を0.0005~0.0100%とする。好ましくは、Mg含有量は0.0005%以上である。より好ましくは、Mg含有量は0.0010%以上である。また、好ましくは、Mg含有

量は0.0050%以下である。より好ましくは、Mg含有量は0.0030%以下である。

[0043] Ca : 0.0003~0.0030%

Caは、溶鋼中で酸化物を形成し脱酸剤として作用する。しかし、過剰にCaを含有すると鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Caを含有する場合は、Ca含有量を0.0003~0.0030%とする。好ましくは、Ca含有量は0.0005%以上である。より好ましくは、Ca含有量は0.0007%以上である。また、好ましくは、Ca含有量は0.0025%以下である。より好ましくは、Ca含有量は0.0015%以下である。

[0044] Y : 0.01~0.20%

Yは、溶鋼の粘度減少を減少させ、清浄度を向上させる元素である。一方、過剰にYを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Yを含有する場合は、Y含有量を0.01~0.20%とする。好ましくは、Y含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、Y含有量は0.10%以下である。

[0045] REM (希土類金属; Rare Earth Metals) : 0.01~0.10%

REM (希土類金属: La、Ce、Ndなどの原子番号57~71の元素)は、溶鋼の粘度減少を減少させ、清浄度を向上させる元素である。一方、REMを過剰に含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、REMを含有する場合は、REM含有量を0.01~0.10%とする。好ましくは、REM含有量は0.02%以上である。また、好ましくは、REM含有量は0.05%以下である。

[0046] Sn : 0.01~0.50%

Snは、圧延時における変形帯生成の促進による加工肌荒れ抑制に効果的である。一方、過剰にSnを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Snを含有する場合は、Sn含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、Sn含有量は0.03%以上である。また、好ましくは

、S n含有量は0.20%以下である。

[0047] S b : 0.01~0.50%

S bは、S nと同様に、圧延時における変形帯生成の促進による加工肌荒れ抑制に効果的である。一方、過剰にS bを含有すると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、S bを含有する場合は、S b含有量を0.01~0.50%とする。好ましくは、S b含有量は0.03%以上である。また、好ましくは、S b含有量は0.20%以下である。

[0048] なお、上記任意成分として説明したCu、Co、Mo、W、V、Zr、B、Mg、Ca、Y、REM（希土類金属）、Sn、Sbの含有量が下限値未満の場合、その成分は不可避免の不純物として含まれるものとする。

[0049] 5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物（粗大析出物）の1 mm^2 区画内における数：300個以下

鋼板の耐水素脆化特性を優れたものとするためには、本発明における粗大析出物として、鋼板断面1 mm^2 区画内における5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物の数が300個以下であることが必要である。上記析出物の数が300個を超えると、鋼中に水素が侵入した状態で鋼に歪みが加えられた場合や、歪みが導入された状態の鋼に水素が侵入した場合に、各析出物周辺の局所的な歪み場に水素が濃化し、鋼中に過剰に高い密度で局所的な脆化領域が形成されることとなり鋼板が脆化するため、所望の耐水素脆化特性が得られない。

鋼板断面1 mm^2 区画内における5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物の数は、好ましくは200個以下である。

[0050] ここで、上記の5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物の1 mm^2 区画内における数は、以下のようにして測定する。

まず、得られたフェライト系ステンレス鋼板のC断面（圧延方向に対し垂直方向に切断した鋼板の断面）を鏡面研磨し、光学顕微鏡（例えば、オリンパス製、DSX-510）にて一般的な光学顕微鏡法である同軸落射照明法を用いてその拡大像を撮影する。撮影は、40倍の対物レンズを用い、100

0 倍の総合倍率にて、各視野の露光時間を変化させることなく 1 mm^2 の区画をつなぎ撮影することで行う。また、この 1 mm^2 を対象とした撮影を無作為の 10 か所で実施する。ここで、つなぎ撮影とは、複数の隣接する視野をそれらの一部が互いに重複するように撮影し、得られた複数の画像を繋ぎ合わせることで、1 視野よりも広い領域の画像を得る手法を指す。

なお、上述の撮影手法によれば、析出物を除いた母相の領域は明るく結像され、析出部は暗く結像される。そのため、得られる画像上では、析出物を除いた母相の領域は濃度が高く（白く）、析出物部は濃度が低い（黒い）こととなる。

得られた撮影画像について、画像解析ソフト（例えば、三谷商事製、WinROOF 2015）を用い、モノクロ化およびハイパスフィルターを適用する画像処理を行って、バックグラウンドが除去されたモノクロ画像を得た後、析出物部を抽出するよう画像を二値化する。

なお、ハイパスフィルターは波長 $70\text{ }\mu\text{m}$ 以上の周波数成分を除去するものとする。

また、画像の二値化は、各 1 mm^2 区画を撮影した 1 つ 1 つの画像に対し、それぞれに以下の方法を適用することによって実施する。

まず、上述したモノクロ化およびハイパスフィルター適用を行った 1 つの画像について、画像全体、すなわち計測領域に含まれる全てのピクセルの濃度の平均値（A）および全てのピクセルの濃度の標準偏差（S）を計測する。ただし、ピクセル（画素とも呼ばれる）とは画像解析ソフトで扱う画像の最小単位であり、各ピクセルは濃度情報を有する。計測した平均値より、計測した標準偏差を 3 倍した値を減ずることで得られる値（ $A - 3 \times S$ ）を、その画像の二値化における閾値とする。得られた閾値以下の濃度を有するピクセルの濃度を「0」、得られた閾値を超える濃度を有するピクセルの濃度を「1」に変換して、その画像の二値化を完了する。

ここで、濃度が「0」となったピクセルを、析出物部を構成する 1 つのピクセルとみなす。また、濃度が「0」であるピクセルが複数隣接する場合に

は、これら隣接するピクセルによって形成される領域を1つの析出物部とみなす。

得られた各二値化像より、各析出物部を構成するピクセルの数を計測し、得られた各析出物部のピクセル数に1ピクセルが表す面積をそれぞれ乗ずることで、各析出物の断面積を計測し、各 1 mm^2 区画内における断面積 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の析出物の数を求める。求めた全10区画の析出物の数を平均し、鋼板断面 1 mm^2 区画内における、断面積が $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上である粗大析出物の数とする。

[0051] $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の平均断面積： $20.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以下

鋼板の耐水素脆化特性を優れたものとするためには、粗大析出物と言える $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の平均断面積を $20.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以下とすることが必要である。上記平均断面積が $20.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ を超えると、鋼中に水素が侵入した状態で鋼に歪みが加えられた場合や、歪みが導入された状態の鋼に水素が侵入した場合に、粗大析出物周辺の局所的な歪み場に水素が濃化し、この濃化部が割れの起点となるため、所望の耐水素脆化特性が得られない。 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の平均断面積は、好ましくは $15.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以下である。

[0052] ここで、上記の平均断面積は、以下のようにして測定する。

まず、上述した粗大析出物の数の評価にて得られた各二値化像より、前述の画像解析ソフトを用い、各 1 mm^2 区画内における析出物のうち、 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する各析出物の断面積を求める。全10区画の析出物の断面積を平均し、粗大析出物の平均断面積（＝「 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の総断面積」／「 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の断面積を有する析出物の数」）を求める。

[0053] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼板の好適な製造方法について説明する。上記した成分組成を有する鋼を、転炉、電気炉等の公知の方法で溶製した後、VOD（Vacuum Oxygen Decarburizat

i o n) 法を用いて鋼中のO (酸素) 濃度を調整した後、連続鋳造法あるいは造塊一分塊法により鋼素材 (スラブ) とする。この鋼素材を1100~1200℃の温度に30分間以上2時間以下加熱後、板厚が2.0~5.0mmになるように熱間圧延する。こうして作製した熱延板を、940~980℃の温度範囲で大気雰囲気にて5~180秒保持し、熱延焼鈍板を得る。次いで酸洗を行ってスケールを除去する。次に、冷間圧延を行い、1000~1060℃の温度範囲で5~180秒保持し、冷延焼鈍板を得る。冷延板焼鈍後には酸洗あるいは表面研削を行い、スケールを除去する。スケールを除去した冷延板にはスキンプス圧延を行ってもよい。

[0054] まず、上述した好適な製造方法における析出物の固溶・析出挙動について以下に述べる。

VOD法に代表される高度な精錬法によって、脱酸に寄与する元素であるSiおよびAlの含有量を比較的低くした上で、O含有量が適切に制御された成分の鋼を鋳造することで、鋼中にはAlを含む酸化物系介在物が分散して晶出する。鋳造の進行に伴い、これら介在物を核とし、TiNが分散して析出し、さらにTiNの周囲にはNbCが析出した鋼スラブを得ることができ。

熱間圧延前の鋼スラブの加熱によって、TiNやNbCの鋼中への固溶が起こり、TiNのサイズが小さくなると共にNbCの多くは消失する。これにより、熱間圧延後に得られる熱延板においては、スラブ加熱段階で鋼中に固溶したTi、N、Nb、Cの多くが鋼中に固溶したまま存在することとなる。

次いで、940℃以上980℃以下の温度で熱延板焼鈍を行うことで、TiNの成長を抑制しつつ、次工程の冷間圧延にて圧延負荷が過剰とならない程度に鋼板を軟質化させる。ただし、この焼鈍において、TiN周辺にNbCが析出する。冷間圧延の後、1000℃以上1060℃以上の温度で冷延板焼鈍を行うことで、上記のNbCの多くが鋼中に固溶する。

上述した過程により、鋼中の比較的粗大な析出物のサイズおよび数が低減

される。

[0055] 熱延板を940℃以上980℃以下で5～180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程

熱延板焼鈍温度が940℃未満であると、鋼が十分に軟質化せず、その後の冷間圧延工程にて圧延負荷が過剰となり、鋼板の表面欠陥が生じやすくなる。一方、熱延板焼鈍温度が980℃を超えると、TiNの成長が促進され、粗大析出物の数が過剰に増大する。

また、熱延板焼鈍時間が5秒未満であると、鋼が十分に軟質化せず、その後の冷間圧延工程にて圧延負荷が過剰となり、鋼板の表面欠陥が生じやすくなる。一方、熱延板焼鈍時間が180秒を超えると、一部のTiNが他に優先して特に粗大に成長することとなり、粗大析出物の平均断面積が増大する。

よって、本発明においては、熱延板を940℃以上980℃以下で5～180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とすることが好ましい。より好ましくは、熱延板の焼鈍温度の範囲は940℃以上960℃以下である。

また、上記の保持時間は、より好ましくは10秒以上である。また、上記の保持時間は、より好ましくは60秒以下である。

[0056] 冷延板を1000℃以上1060℃以下で5～180秒保持する冷延板焼鈍を行う工程

冷延板焼鈍温度が1000℃未満であると、熱延板焼鈍工程において一部の粗大なTiN周辺に多量に析出したNbCが鋼中に十分に固溶せず、粗大析出物の平均断面積が増大する。一方、冷延板焼鈍温度が1060℃を超えると、TiNの成長が促進され、粗大析出物の数が過剰に増大する。

また、冷延板焼鈍時間が5秒未満であると、熱延板焼鈍工程において一部の粗大なTiN周辺に多量に析出したNbCが鋼中に十分に固溶せず、粗大析出物の平均断面積が増大する。一方、冷延板焼鈍時間が180秒を超えると、TiNの成長が促進され、粗大析出物の数が過剰に増大する。

よって、本発明においては、冷延板を1000℃以上1060℃以下で5～180秒保持する冷延板焼鈍を行うことが好ましい。より好ましくは、冷延

板の焼鈍温度の範囲は 1 0 3 0℃以上 1 0 6 0℃以下である。

また、上記の保持時間は、より好ましくは 1 0 秒以上である。また、上記の保持時間は、より好ましくは 6 0 秒以下である。

実施例

[0057] [実施例 1]

表 1 - 1 に示す組成を有するフェライト系ステンレス鋼を 1 0 0 k g 鋼塊に溶製した後、1 1 5 0℃の温度に 1 時間加熱し、熱間圧延を行って板厚 3 . 0 m m とした。熱間圧延の最終パスが完了した直後より、熱延板を空冷した。

[0058]

[表1-1]

成分組成 (質量%)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	Ni	N
0.010	0.26	0.22	0.023	0.002	0.047	17.8	0.25	0.42	0.15	0.0032

※上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[0059] 得られた熱延板を表 1－2 に記載の各熱延板焼鈍温度で、表 1－2 に記載の各熱延板焼鈍時間保持した後、空冷し、熱延焼鈍板とした。

この熱延焼鈍板を硫酸溶液と続いてフッ酸と硝酸の混合溶液で酸洗し、冷間圧延用素材として、その後、板厚 1. 0 mm までの冷間圧延を行い、冷延板

とした。

得られた冷延板を表 1－2 に記載の各冷延板焼鈍温度で、表 1－2 に記載の各冷延板焼鈍時間保持した後、空冷し、その後、表裏面の表面研削を行って表面スケールを除去して、冷延焼鈍板を得た。

得られた冷延焼鈍板を、以下の評価に供した。

[0060] (1) 鋼板の耐食性評価

以上の製造条件で得られたフェライト系ステンレス鋼冷延焼鈍板を、せん断加工により長さ 80 mm×幅 60 mm に切出した。切り出し後、エメリー紙を用いて表面を 600 番まで研磨し、アセトンによる脱脂を行った後、鋼板の耐食性を評価した。

腐食試験は、JASO M609-91 に準拠して実施した。まず、試験片を水洗後、エタノール中にて 5 分の超音波脱脂を行った。その後、1 サイクルを塩水噴霧（5 質量% NaCl 水溶液、35℃）2 h→乾燥（60℃、相対湿度 40%）4 h→湿潤（50℃、相対湿度 95% 以上）2 h とし、15 サイクルの腐食試験を実施した。試験後、試験片を撮影した写真から、試験片中心の 30 mm×30 mm の領域について、画像解析により発錆面積率を測定した。

発錆面積率が 30% 以下であったものを「○（合格：特に優れる）」、30% 超であったものを「▲（不合格）」として評価した。

[0061] (2) 粗大析出物の数の評価

得られたフェライト系ステンレス鋼冷延焼鈍板の C 断面（圧延方向に対し垂直方向に切断した鋼板の断面）を鏡面研磨し、光学顕微鏡（オリンパス製、DSX-510）にて一般的な光学顕微鏡法である同軸落射照明法を用いてその拡大像を撮影した。撮影は、40 倍の対物レンズを用い、1000 倍の総合倍率にて、各視野の露光時間を変化させることなく 1 mm² の区画をつなぎ撮影することで行った。また、この 1 mm² を対象とした撮影を無作為の 10 か所で実施した。ここで、つなぎ撮影とは、複数の隣接する視野をそれらの一部が互いに重複するように撮影し、得られた複数の画像を繋ぎ合わせ

ることで、1視野よりも広い領域の画像を得る手法を指す。

なお、上述の撮影手法によれば、析出物を除いた母相の領域は明るく結像され、析出部は暗く結像される。そのため、得られる画像上では、析出物を除いた母相の領域は濃度が高く（白く）、析出物部は濃度が低い（黒い）こととなる。

得られた撮影画像について、画像解析ソフト（三谷商事製、WinROOF 2015）を用い、モノクロ化およびハイパスフィルターを適用する画像処理を行って、バックグラウンドが除去されたモノクロ画像を得た後、析出物部を抽出するよう画像を二値化した。

なお、ハイパスフィルターでは波長 $70\text{ }\mu\text{m}$ 以上の周波数成分を除去した。

また、画像の二値化は、各 1 mm^2 区画を撮影した1つ1つの画像に対し、それぞれに以下の方法を適用することによって実施した。

まず、上述したモノクロ化およびハイパスフィルター適用を行った1つの画像について、画像全体、すなわち計測領域に含まれる全てのピクセルの濃度の平均値（A）および全てのピクセルの濃度の標準偏差（S）を計測した。ただし、ピクセル（画素とも呼ばれる）とは画像解析ソフトで扱う画像の最小単位であり、各ピクセルは濃度情報を有する。計測した平均値より、計測した標準偏差を3倍した値を減ずることで得られる値（ $A - 3 \times S$ ）を、その画像の二値化における閾値とした。得られた閾値以下の濃度を有するピクセルの濃度を「0」、得られた閾値を超える濃度を有するピクセルの濃度を「1」に変換して、その画像の二値化を完了させた。

ここで、濃度が「0」となったピクセルを、析出物部を構成する1つのピクセルとみなした。また、濃度が「0」であるピクセルが複数隣接する場合には、これら隣接するピクセルによって形成される領域を1つの析出物部とみなした。

得られた各二値化像より、各析出物部を構成するピクセルの数を計測し、得られた各析出物部のピクセル数に1ピクセルが表す面積をそれぞれ乗ずる

ことで、各析出物の断面積を計測し、各 1 mm^2 区画内における断面積 $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上の析出物の数を求めた。求めた全 10 区画の析出物の数を平均し、鋼板断面 1 mm^2 区画内における、断面積が $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上である粗大析出物の平均数を求めた。

[0062] (3) 粗大析出物の平均断面積の評価

上述した粗大析出物の平均数の評価にて得られた各二値化像より、前述の画像解析ソフトを用い、各 1 mm^2 区画内における析出物のうち、断面積が $5.0\text{ }\mu\text{ m}^2$ 以上である各析出物の断面積を求めた。全 10 区画の析出物の断面積を平均し、粗大析出物の平均断面積を求めた。

[0063] (4) 耐水素脆化特性の評価

耐水素脆化特性を評価するための試験では、まず、鋼板から圧延方向が長手方向となるように JIS Z 2241 に準拠した JIS 5 号試験片を 4 つ作製した。

1 つ目の試験片（試験片 A 1）には、 0.01 M のチオ尿素を添加した 1 N の硫酸水溶液中にて $10\sim 100\text{ }^\circ\text{C}/\text{dm}^2$ のカソード電解処理を行い、 $0.30\sim 0.60$ 質量 ppm の水素を侵入させた。ただし、侵入水素量が所望の量であることは、2 つめの試験片（試験片 A 2）について、同等のカソード電解処理を行い、その後直ちに $10\text{ mm}\times 30\text{ mm}$ へと切断し、液体窒素中に入れて保管した後、エタノール中にて 5 分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した後、昇温脱離法によって測定した鋼中水素濃度を以て確認した。ここで、昇温脱離法による水素量分析は、常温から $200\text{ }^\circ\text{C}/\text{時間}$ にて $300\text{ }^\circ\text{C}$ まで昇温する条件で実施した。水素を侵入させた試験片 A 1 は、カソード電解処理を行った後、直ちに液体窒素中に入れて保管した。

3 つめの試験片（試験片 B 1）は、大気雰囲気中において、 $300\text{ }^\circ\text{C}$ の温度で 1 時間の熱処理を行い、試験片から水素を放出させた。水素が放出されたことの確認は、4 つ目の試験片（試験片 B 2）に対して同等の熱処理を行い、その後、直ちに $10\text{ mm}\times 30\text{ mm}$ へと切断し、液体窒素中に入れて保管した後、エタノール中にて 5 分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した

後、上述の昇温脱離法によって試験片に含まれる水素の濃度を測定して、鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下であることを確認して行った。水素を放出させた試験片B1は、熱処理を行った後、直ちに液体窒素中に入れて保管した。

その後、上述した双方（A1およびB1）の試験片について、液体窒素から取り出し後、エタノール中にて5分間の超音波洗浄を行い、温度を室温に戻した後、JIS Z 2241に準拠した引張試験を行い、破断伸びを評価した。ただし、引張速度は、標点間距離を50mmとした上で、25mm／分の速度とした。そして、試験片Bの破断伸び（％）から、試験片Aの破断伸び（％）を減ずることで、破断伸びの低下量を算出した。

破断伸びの低下量が5％以下であったものを「○（合格）」、5％超であったものを「▲（不合格）」として評価した。

[0064] 得られた結果を表1-2に示す。

[0065]

[表1-2]

試験 No.	熱延板 焼鈍温度 (°C)	熱延板 焼鈍時間 (秒)	冷延板 焼鈍温度 (°C)	冷延板 焼鈍時間 (秒)	粗大 析出物の数 (個/mm ²)	粗大析出物の 平均断面積 (μm ²)	耐食性	耐水素 脆化特性	備考
1-1	940	30	1000	30	163	17.4	○	○	本発明例
1-2	940	10	1030	30	187	13.4	○	○	本発明例
1-3	940	30	1060	10	172	12.1	○	○	本発明例
1-4	960	8	1000	30	188	16.2	○	○	本発明例
1-5	960	50	1030	30	175	11.2	○	○	本発明例
1-6	960	30	1060	45	179	12.8	○	○	本発明例
1-7	980	150	1000	30	261	13.9	○	○	本発明例
1-8	980	30	1030	160	233	11.7	○	○	本発明例
1-9	980	30	1060	7	277	18.4	○	○	本発明例
1-10	1020	30	1000	30	335	17.2	○	▲	比較例
1-11	940	30	960	30	175	24.7	○	▲	比較例
1-12	960	30	1100	30	350	19.1	○	▲	比較例
1-13	960	600	1030	30	226	28.4	○	▲	比較例
1-14	960	30	1030	450	322	18.3	○	▲	比較例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0066] 本発明鋼（試験No. 1-1～1-9）は、耐食性の評価が「○」であり

、かつ、粗大析出物の平均数が300個以下であり、かつ、粗大析出物の平均断面積が $20.0\mu\text{m}^2$ 以下であって、耐水素脆化特性の評価が「○」であって、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れることが分かった。

試験No. 1-10の比較例は、熱延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも高く、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多いため、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験No. 1-11の比較例は、冷延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも低く、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きいため、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験No. 1-12の比較例は、冷延板焼鈍温度が本発明の範囲よりも高く、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多いため、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験No. 1-13の比較例は、熱延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも長く、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きいため、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験No. 1-14の比較例は、冷延板焼鈍時間が本発明の範囲よりも長く、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多いため、耐水素脆化特性が劣っていた。

[0067] [実施例2]

表2に示す組成を有するフェライト系ステンレス鋼を100kg鋼塊に溶製した後、 1150°C の温度に1時間加熱し、熱間圧延を行って板厚3.0mmとした。熱間圧延の最終パスが完了した直後より、熱延板を空冷した。

得られた熱延板を 940°C で10秒保持した後、空冷し、熱延焼鈍板とした。

熱延焼鈍板を硫酸溶液と続いてフッ酸と硝酸の混合溶液で酸洗し、冷間圧延用素材として、その後、板厚1.0mmまでの冷間圧延を行い、冷延板とした。

得られた冷延板を1040℃で45秒保持した後、空冷し、その後、表面研削を行って表面スケールを除去して、冷延焼鈍板を得た。

得られた冷延焼鈍板を、上述した評価に供した。

[0068] 得られた結果を表2に示す。

[0069]

[表2]

試験 No.	成分組成 (質量%)												粗大 析出物の数 (個/mm ²)	粗大 析出物の 平均断面積 (μm ²)	耐食性	耐水素 脆化特性	備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	Ni	O	N						その他元素
2-1	0.009	0.25	0.25	0.028	0.003	0.048	16.9	0.24	0.41	0.17	0.0032	0.010	-	156	14.3	○	○	本発明例
2-2	0.010	0.21	0.25	0.023	0.002	0.042	17.8	0.25	0.42	0.19	0.0038	0.010	-	184	13.5	○	○	本発明例
2-3	0.008	0.23	0.28	0.024	0.002	0.043	18.8	0.27	0.45	0.17	0.0037	0.008	-	196	12.3	○	○	本発明例
2-4	0.011	0.24	0.18	0.029	0.002	0.041	17.6	0.17	0.44	0.18	0.0033	0.010	-	182	14.2	○	○	本発明例
2-5	0.011	0.20	0.19	0.027	0.004	0.045	17.8	0.33	0.43	0.18	0.0034	0.010	-	225	18.2	○	○	本発明例
2-6	0.019	0.11	0.58	0.028	0.004	0.043	17.7	0.28	0.42	0.17	0.0038	0.011	-	282	15.9	○	○	本発明例
2-7	0.010	0.20	0.24	0.025	0.003	0.033	17.8	0.25	0.40	0.59	0.0026	0.001	-	195	17.0	○	○	本発明例
2-8	0.002	0.24	0.12	0.024	0.002	0.057	17.7	0.24	0.42	0.13	0.0049	0.008	-	246	19.5	○	○	本発明例
2-9	0.012	0.55	0.29	0.025	0.002	0.047	17.8	0.26	0.43	0.03	0.0036	0.019	-	203	19.9	○	○	本発明例
2-10	0.009	0.22	0.28	0.025	0.001	0.044	17.8	0.26	0.31	0.19	0.0037	0.008	-	160	13.6	○	○	本発明例
2-11	0.011	0.24	0.28	0.027	0.003	0.043	17.6	0.28	0.58	0.21	0.0040	0.010	-	289	16.0	○	○	本発明例
2-12	0.007	0.25	0.24	0.021	0.003	0.048	17.8	0.25	0.44	0.13	0.0031	0.011	Cu:0.43	183	12.5	○	○	本発明例
2-13	0.010	0.21	0.15	0.025	0.004	0.049	17.8	0.20	0.44	0.20	0.0032	0.010	B:0.0015	154	15.0	○	○	本発明例
2-14	0.010	0.23	0.29	0.026	0.002	0.040	17.9	0.30	0.42	0.22	0.0033	0.009	Co:0.13, W:0.22, V:0.06	165	14.6	○	○	本発明例
2-15	0.010	0.22	0.16	0.028	0.002	0.047	17.7	0.28	0.42	0.13	0.0033	0.009	Mo:0.14, La:0.08, Ca:0.0020, Ce:0.012	177	12.7	○	○	本発明例
2-16	0.007	0.25	0.28	0.023	0.002	0.043	18.1	0.20	0.40	0.15	0.0039	0.012	Mo:0.07, V:0.15, Mg:0.0032	190	12.1	○	○	本発明例
2-17	0.012	0.22	0.23	0.024	0.001	0.042	17.9	0.21	0.40	0.25	0.0038	0.012	Cu:0.15, Mo:0.32, Zr:0.06, Y:0.03, Sn:0.28, Sb:0.27	163	10.1	○	○	本発明例
2-18	0.009	0.24	0.27	0.029	0.002	0.048	17.8	0.44	0.42	0.22	0.0033	0.010	-	356	21.7	○	▲	比較例
2-19	0.011	0.25	0.28	0.020	0.004	0.048	17.8	0.24	0.63	0.25	0.0037	0.010	-	277	22.5	○	▲	比較例
2-20	0.011	0.28	0.16	0.030	0.002	0.068	17.9	0.28	0.41	0.16	0.0031	0.008	-	438	18.6	○	▲	比較例
2-21	0.012	0.22	0.18	0.025	0.002	0.021	17.8	0.26	0.44	0.19	0.0036	0.009	-	254	23.4	○	▲	比較例
2-22	0.011	0.25	0.26	0.024	0.002	0.040	17.7	0.23	0.42	0.23	0.0061	0.011	-	391	19.1	○	▲	比較例
2-23	0.009	0.23	0.18	0.028	0.003	0.043	17.7	0.24	0.41	0.15	0.0022	0.011	-	286	23.7	○	○	比較例
2-24	0.012	0.23	0.23	0.025	0.003	0.047	15.8	0.23	0.41	0.13	0.0030	0.011	-	154	13.8	▲	○	比較例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。
 ※上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[0070] 本発明鋼（試験Ｎｏ． ２－１～２－１７）は、耐食性の評価が「○」であり、かつ、粗大析出物の数が３００個以下であり、かつ、粗大析出物の平均断面積が $20.0\mu\text{m}^2$ 以下であって、耐水素脆化特性の評価が「○」であって、優れた耐食性を有し、かつ、耐水素脆化特性に優れることが分かった。

[0071] 試験Ｎｏ． ２－１８の比較例は、Ｔｉの含有量が本発明の成分範囲よりも高いため、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多く、さらに、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－１９の比較例は、Ｎｂの含有量が本発明の成分範囲よりも高いため、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－２０の比較例は、Ａｌの含有量が本発明の成分範囲よりも高いため、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多く、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－２１の比較例は、Ａｌの含有量が本発明の成分範囲よりも低いため、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－２２の比較例は、Ｏの含有量が本発明の成分範囲よりも高いため、粗大析出物の数が本発明の範囲よりも多く、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－２３の比較例は、Ｏの含有量が本発明の成分範囲よりも低いため、粗大析出物の平均断面積が本発明の範囲よりも大きく、耐水素脆化特性が劣っていた。

試験Ｎｏ． ２－２４の比較例は、Ｃｒの含有量が本発明の成分範囲よりも低いため、耐食性が劣っていた。

産業上の利用可能性

[0072] 本発明によれば、耐食性に優れ、かつ、耐水素脆化特性に優れるため、マフラーカット、ロッカー、家電製品用部品、自動車排気用配管、建材、排水

溝の蓋、海上輸送用コンテナ、厨房機器、建築外装材、鉄道車両、電気装置筐体外板、水用パイプ、貯水槽、等の水素侵入環境に曝される加工部材に好適である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.001~0.020%、

Si : 0.10~0.60%、

Mn : 0.10~0.60%、

P : 0.040%以下、

S : 0.030%以下、

Al : 0.030~0.060%、

Cr : 16.5~19.0%、

Ti : 0.15~0.35%、

Nb : 0.30~0.60%、

Ni : 0.01~0.60%、

O (酸素) : 0.0025~0.0050%、および

N : 0.001~0.020%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物が1 mm^2 区画内において300個以下であり、かつ、前記5.0 μm^2 以上の断面積を有する析出物の平均断面積が20.0 μm^2 以下であるフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項2]

前記成分組成として、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~0.80%、

Co : 0.01~0.50%、

Mo : 0.01~1.00%、

W : 0.01~0.50%、

V : 0.01~0.50%、および

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

[請求項3]

前記成分組成として、さらに、質量%で、

B : 0.0003~0.0030%、
Mg : 0.0005~0.0100%、
Ca : 0.0003~0.0030%、
Y : 0.01~0.20%、
REM (希土類金属) : 0.01~0.10%、
Sn : 0.01~0.50%、および
Sb : 0.01~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上
を含有する請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項4] 鋼中に0.30~0.60質量ppmの濃度で水素を侵入させた場合の鋼板の破断伸びA (%)と、鋼中水素濃度が0.02質量ppm以下である場合の鋼板の破断伸びB (%)とが、以下の式(1)を満たす請求項1~3のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$\text{破断伸びB (\%)} - \text{破断伸びA (\%)} \leq 5 (\%) \cdots \text{式(1)}$$

[請求項5] 請求項1~4のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法であって、
前記成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して熱延板とする工程と、
前記熱延板を940℃以上980℃以下で5~180秒保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程と、
前記熱延焼鈍板を冷間圧延し、冷延板とする工程と、
前記冷延板を1000℃以上1060℃以下で5~180秒保持する冷延板焼鈍を行う工程と、
を含むフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/012676

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D9/46 (2006.01) i, C22C38/50 (2006.01) i, C22C38/52 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int. Cl. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/50, C22C38/52, C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2019

Registered utility model specifications of Japan 1996-2019

Published registered utility model applications of Japan 1994-2019

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 2011-246764 A (KOBE STEEL, LTD.) 08 December 2011 (Family: none)	1-5
A	JP 2017-186665 A (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 12 October 2017 & WO 2017/170611 A1 & EP 3438313 A1 & TW 201741471 A & CA 3018162 A1 & KR 10-2018-0126064 A & CN 109072378 A & MX 2018011206 A	1-5
A	WO 2017/135240 A1 (NISSHIN STEEL CO., LTD.) 10 August 2017 & US 2018/0363089 A1 & EP 3388542 A1 & CA 3009133 A1 & CN 108495944 A & KR 10-2018-0109865 A & MX 2018009402 A & TW 201732055 A	1-5
A	JP 2005-314740 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 10 November 2005 (Family: none)	1-5

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
21.06.2019

Date of mailing of the international search report
02.07.2019

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

Authorized officer

Telephone No.

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, C22C38/50(2006.01)i, C22C38/52(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/50, C22C38/52, C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019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 2011-246764 A (株式会社神戸製鋼所) 2011.12.08 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2017-186665 A (日新製鋼株式会社) 2017.10.12 & WO 2017/170611 A1 & EP 3438313 A1 & TW 201741471 A & CA 3018162 A1 & KR 10-2018-0126064 A & CN 109072378 A & MX 2018011206 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

「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

21.06.2019

国際調査報告の発送日

02.07.2019

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)

川口 由紀子

4 K

5798

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	WO 2017/135240 A1 (日新製鋼株式会社) 2017. 08. 10 & US 2018/0363089 A1 & EP 3388542 A1 & CA 3009133 A1 & CN 108495944 A & KR 10-2018-0109865 A & MX 2018009402 A & TW 201732055 A	1-5
A	JP 2005-314740 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2005. 11. 10 (フ ァミリーなし)	1-5