

(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
2021年10月21日(21.10.2021)



(10) 国際公開番号

WO 2021/210564 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 8/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2021/015263
- (22) 国際出願日: 2021年4月13日(13.04.2021)
- (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 2020-071454 2020年4月13日(13.04.2020) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 富尾 悠索 (TOMIO, Yusaku); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 松尾 大輔 (MATSUO, Daisuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: アセンド特許業務法人 (ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目5番17号 Osaka (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, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, 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))

(54) Title: MARTENSITIC STAINLESS STEEL, AND PRODUCTION METHOD OF MARTENSITIC STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称: マルテンサイト系ステンレス鋼材、及び、マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法

(57) Abstract: A martensitic stainless steel which has a yield strength of at least 125 ksi, has excellent low-temperature toughness in very low temperature environments, and has excellent corrosion resistance, and a production method thereof are provided. This martensitic stainless steel comprises C: less than 0.030%, Si: less than or equal to 1.00%, Mn: 0.05-2.00%, Cr: 11.50-14.00%, Ni: 5.00-7.50%, Mo: 1.10-3.50%, Cu: 0.50-3.50%, Co: 0.01-0.30%, Al: 0.001-0.100% and N: 0.001-0.100%, the remainder being Fe and impurities, wherein the microstructure comprises 0-15 vol% of residual austenite, 0-10 vol% of ferrite, and the remainder of martensite; the yield strength is at least 862 Mpa, and the number density of Cu precipitates is 3.0×10^{21} - $50.0 \times 10^{21}/m^3$.

(57) 要約: 125 ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材、及び、その製造方法を提供する。本開示によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、C: 0.030%未満、Si: 1.00%以下、Mn: 0.05~2.00%、Cr: 11.50~14.00%、Ni: 5.00~7.50%、Mo: 1.10~3.50%、Cu: 0.50~3.50%、Co: 0.01~0.30%、Al: 0.001~0.100%、N: 0.001~0.100%、及び、残部: Fe及び不純物からなり、ミクロ組織が、0~15体積%の残留オーステナイト、0~10体積%のフェライト、及び、残部がマルテンサイトからなり、降伏強度が862 MPa以上であり、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} ~ 50.0×10^{21} 個/ m^3 である。

WO 2021/210564 A1

明 細 書

発明の名称：

マルテンサイト系ステンレス鋼材、及び、マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法

技術分野

[0001] 本開示は鋼材及び鋼材の製造方法に関し、さらに詳しくは、マルテンサイトを主体とするミクロ組織を有するマルテンサイト系ステンレス鋼材及びそのマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 油井やガス井（以下、油井及びガス井を総称して、単に「油井」という）は、腐食性ガスを含有した腐食環境となっている場合がある。ここで、腐食性ガスとは、炭酸ガス、及び／又は、硫化水素ガスを意味する。油井で用いられる鋼材には、腐食環境における優れた耐食性が求められる。

[0003] 腐食環境における鋼材の耐食性を高めるには、クロム（Cr）が有効であることが知られている。そこで、腐食環境では、API L80 13Cr鋼材（通常の13Cr鋼材）や、C含有量を低減したスーパー13Cr鋼材等に代表される、13質量%程度のCrを含有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が使用される。

[0004] さらに近年、油井の深井戸化により、鋼材には耐食性だけでなく、高強度化が求められてきている。たとえば、110ksi級（110～125ksi未満、つまり、758～862MPa未満）、及び、125ksi以上（つまり、862MPa以上）の鋼材が、求められ始めている。

[0005] 特開2001-98348号公報（特許文献1）、国際公開第2005/007915号（特許文献2）、特開2012-136742号公報（特許文献3）、及び、特開2014-43595号公報（特許文献4）は、高い強度と優れた耐食性とを有する鋼材を提案する。

[0006] 特許文献1に開示される鋼材は、マルテンサイト系ステンレス鋼管であつ

て、質量%で、C : 0.03%以下、N : 0.03%以下、Si : 0.70%以下、Mn : 0.30~2.00%、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Cr : 10.5~15.0%、Ni : 7.0%以下、Al : 0.05%以下、Nb : 0.20%以下、V : 0.20%以下、O : 0.01%以下を、式(1) ($C+N \leq 0.04$)、式(2) ($0.01 \leq 0.8Nb + 0.5V \leq 0.20$)、式(3) ($Cr+Mo+16N+0.5Ni-5C \geq 11.5$)、式(4) ($1.1(Cr+1.5Si+Mo) - Ni - 0.5(Mn+Cu) - 30(C+N) \leq 11$)を満足する条件下で含有し、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有する。この鋼材は、優れた耐食性と、高強度とを有し、溶接性に優れる、と特許文献1には開示されている。

[0007] 特許文献2に開示される鋼材は、マルテンサイト系ステンレス鋼であって、質量%で、C : 0.001~0.1%、Si : 0.05~1.0%、Mn : 0.05~2.0%、P : 0.025%以下、S : 0.010%以下、Cr : 11~18%、Ni : 1.5~10%、sol. Al : 0.001~0.1%、N : 0.1%以下、O : 0.01%以下、Cu : 0~5%、固溶Mo量 : 3.5~7%、W : 0~5%、V : 0~0.50%、Nb : 0~0.50%、Ti : 0~0.50%、Zr : 0~0.50%、Ca : 0~0.05%、Mg : 0~0.05%、REM : 0~0.05%、B : 0~0.01%、であって、式(1) ($Ni - bal. = 30(C+N) + 0.5(Mn+Cu) + Ni + 8.2 - 1.1(Cr+Mo+1.5Si) \geq -4.5$)を満たし、残部がFe、存在すれば未固溶Mo、及び、不純物からなる化学組成を有する。この鋼材は、高強度であり、耐食性に優れる、と特許文献2には開示されている。

[0008] 特許文献3に開示される鋼材は、油井用高強度マルテンサイト系ステンレス継目無鋼管であって、質量%で、C : 0.01%以下、Si : 0.5%以下、Mn : 0.1~2.0%、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Cr : 14.0~15.5%、Ni : 5.5~7.0%、Mo : 2.0~

3.5%、Cu：0.3～3.5%、V：0.20%以下、Al：0.05%以下、N：0.06%以下を含み、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有し、655～862MPaの降伏強度と0.90以上の降伏比とを有する。この鋼材は、高強度と安定して優れた耐食性とを有する、と特許文献3には開示されている。

[0009] 特許文献4に開示される鋼材は、高強度高靱性高耐食マルテンサイト系ステンレス鋼であって、質量%で、C：0.005～0.05%、Si：1.0%以下、Mn：2.0%以下、Cr：16～18%、Ni：2.5～6.5%、Mo：1.5～3.5%、W：3.5%以下、Cu：3.5%以下、V：0.01～0.08%、S、Al：0.005～0.10%、N：0.05%以下、Ta：0.01～0.06%を含み、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有する。この鋼材は、758～965MPaの降伏強度と、優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する、と特許文献4には開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 特許文献1：特開2001-98348号公報
特許文献2：国際公開第2005/007915号
特許文献3：特開2012-136742号公報
特許文献4：特開2014-43595号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0011] ところで、近年、油井の深井戸化がさらに進んでいる。その中でも、特に北海、北極海沿岸、シベリアといった地域での使用が想定された油井用鋼材として、通常の温度をはるかに下回る、-50℃以下という極低温環境における優れた低温靱性を備えたマルテンサイト系ステンレス鋼材が求められてきている。具体的に、125ksi以上（862MPa以上）の降伏強度と

、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が求められてきている。

[0012] 上記特許文献1～3では、高強度と優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が提案されているが、低温靱性について検討されていない。上記特許文献4では、高強度と優れた低温靱性と優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が提案されているが、 -50°C 以下という極低温環境における低温靱性については、検討されていない。

[0013] 本開示の目的は、 125ksi 以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材、及び、そのマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

[0014] 本開示によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、

質量%で、

C : 0.030%未満、

Si : 1.00%以下、

Mn : 0.05～2.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 11.50～14.00%、

Ni : 5.00～7.50%、

Mo : 1.10～3.50%、

Cu : 0.50～3.50%、

Co : 0.01～0.30%、

Al : 0.001～0.100%、

N : 0.001～0.100%、

O : 0.010%以下、

W : 0～2.00%、

V : 0~0.300%、
Ti : 0~0.300%、
Nb : 0~0.300%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
希土類元素 : 0~0.100%、
B : 0~0.0100%、及び、
残部 : Fe 及び不純物からなり、
ミクロ組織が、体積%で、0~15%の残留オーステナイト、0~10%
のフェライト、及び、残部がマルテンサイトからなり、
降伏強度が、862MPa 以上であり、
鋼材中において、Cu析出物の個数密度が $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^2$
¹個/m³である。

- [0015] 本開示によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法は、
上記マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法であって、
質量%で、
C : 0.030%未満、
Si : 1.00%以下、
Mn : 0.05~2.00%、
P : 0.050%以下、
S : 0.0050%以下、
Cr : 11.50~14.00%、
Ni : 5.00~7.50%、
Mo : 1.10~3.50%、
Cu : 0.50~3.50%、
Co : 0.01~0.30%、
Al : 0.001~0.100%、
N : 0.001~0.100%、

O : 0.010%以下、

W : 0~2.00%、

V : 0~0.300%、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.300%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.100%、

B : 0~0.0100%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなる中間鋼材を準備する準備工程と、

前記準備工程後、800~1000℃の前記中間鋼材を焼入れする焼入れ工程と、

前記焼入れ工程後の前記中間鋼材を、500~545℃の焼戻し温度、5~60分の焼戻し時間で焼戻しする第1焼戻し工程と、

前記第1焼戻し工程後の前記中間鋼材を、555~650℃の焼戻し温度、10~90分の焼戻し時間で焼戻しする第2焼戻し工程とを備える。

発明の効果

[0016] 本開示によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。本開示によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法によれば、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材を製造できる。

発明を実施するための形態

[0017] まず、本発明者らは、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材を、化学組成の観点から検討した。その結果、質量%で、C : 0.030%未満、Si : 1.00%以下、Mn : 0.05~2.00%、P : 0.050%以下、S : 0.0050%以下、Cr : 11.50~14.00%

、Ni : 5.00~7.50%、Mo : 1.10~3.50%、Cu : 0.50~3.50%、Co : 0.01~0.30%、Al : 0.001~0.100%、N : 0.001~0.100%、O : 0.010%以下、W : 0~2.00%、V : 0~0.300%、Ti : 0~0.300%、Nb : 0~0.300%、Ca : 0~0.0100%、Mg : 0~0.0100%、希土類元素 : 0~0.100%、B : 0~0.0100%、及び、残部 : Fe 及び不純物からなるマルテンサイト系ステンレス鋼材であれば、優れた耐食性を有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が得られることを知見した。

[0018] 一方、これまでに、鋼材の強度が高まれば、鋼材の低温靱性は低下すると考えられてきた。すなわち、上述の化学組成からなるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、降伏強度を高めた結果、極低温環境における低温靱性が十分に得られない可能性がある。そこで本発明者らは、鋼材の耐食性だけでなく、降伏強度と低温靱性とを両方高める手段について、詳細に検討した。その結果、本発明者らは、鋼材中に微細なCu析出物を多数析出させることにより、耐食性を維持したまま、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性とを両立できることを見出した。

[0019] この理由について、本発明者らは次のように考えている。上述のとおり、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cuを0.50~3.50%含有する。その結果、上述の化学組成を有するマルテンサイト系ステンレス鋼材の降伏強度を、125ksi以上にまで高めようとする場合、鋼材中に含有するCuのうち、一部又は全部が、析出物として鋼材中に析出する。

[0020] 一方、Cu析出物は、そのサイズによって、鋼材の機械的特性に与える影響が異なる。具体的には、微細なCu析出物は、鋼材の降伏強度を析出強化によって高めるが、鋼材の低温靱性にはほとんど影響を与えないと考えられる。一方、粗大なCu析出物は、鋼材の降伏強度を大きく高めるが、鋼材の低温靱性を大きく低下させる。特に、-50℃といった極低温環境においては、その影響が顕著に現れる。粗大なCu析出物が析出した場合さらに、C

u析出物の1個当たりの体積が大きくなる。そのため、粗大なCu析出物の個数密度は低下する。すなわち、Cu析出物の個数密度が多いほど、微細なCu析出物が多く析出しており、粗大なCu析出物の個数は低減されている。その結果、鋼材の降伏強度が高まり、さらに、粗大なCu析出物に起因する鋼材の低温靱性の低下が低減される。このようにして、上述の化学組成とミクロ組織とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cu析出物の個数密度を 3.0×10^{21} 個/m³以上にまで高めれば、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを得られる、と本発明者らは考えている。

[0021] 以上のメカニズム以外の他のメカニズムによって、本実施形態による鋼材のCu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} 個/m³以上の場合に、降伏強度と耐食性とを維持したまま、極低温環境における鋼材の低温靱性が顕著に高まっている可能性もあり得る。しかしながら、Cu析出物の個数密度を 3.0×10^{21} 個/m³以上とすれば、本実施形態の他の構成を満たすことを条件に、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材が得られることは、後述する実施例によって証明されている。

[0022] なお、上述の化学組成とミクロ組織とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cu析出物の個数密度の上限は、実質的に 50.0×10^{21} 個/m³である。したがって、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、上述の化学組成と、上述のミクロ組織とを有し、さらに、Cu析出物の個数密度が $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^{21}$ 個/m³である。その結果、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、125ksi以上の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。

[0023] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材、及び、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法の要旨は、次のとおりである。

[0024] [1]

質量%で、

C : 0.030%未満、

Si : 1.00%以下、

Mn : 0.05~2.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 11.50~14.00%、

Ni : 5.00~7.50%、

Mo : 1.10~3.50%、

Cu : 0.50~3.50%、

Co : 0.01~0.30%、

Al : 0.001~0.100%、

N : 0.001~0.100%、

O : 0.010%以下、

W : 0~2.00%、

V : 0~0.300%、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.300%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.100%、

B : 0~0.0100%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

ミクロ組織が、体積%で、0~15%の残留オーステナイト、0~10%
のフェライト、及び、残部がマルテンサイトからなり、

降伏強度が、862MPa 以上であり、

鋼材中において、Cu析出物の個数密度が $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^2$
¹個/m³である、

マルテンサイト系ステンレス鋼材。

[0025] [2]

[1] に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材であって、

W : 0.01 ~ 2.00%、

V : 0.001 ~ 0.300%、

Ti : 0.001 ~ 0.300%、

Nb : 0.001 ~ 0.300%、

Ca : 0.0010 ~ 0.0100%、

Mg : 0.0010 ~ 0.0100%、

希土類元素 : 0.001 ~ 0.100%、及び、

B : 0.0001 ~ 0.0100% からなる群から選択される 1 元素以上
を含有する、

マルテンサイト系ステンレス鋼材。

[0026] [3]

[1] 又は [2] に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法で
あって、

質量%で、

C : 0.030% 未満、

Si : 1.00% 以下、

Mn : 0.05 ~ 2.00%、

P : 0.050% 以下、

S : 0.0050% 以下、

Cr : 11.50 ~ 14.00%、

Ni : 5.00 ~ 7.50%、

Mo : 1.10 ~ 3.50%、

Cu : 0.50 ~ 3.50%、

Co : 0.01 ~ 0.30%、

Al : 0.001 ~ 0.100%、

N : 0.001~0.100%、

O : 0.010%以下、

W : 0~2.00%、

V : 0~0.300%、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.300%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.100%、

B : 0~0.0100%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなる中間鋼材を準備する準備工程と、

前記準備工程後、800~1000℃の前記中間鋼材を焼入れする焼入れ工程と、

前記焼入れ工程後の前記中間鋼材を、500~545℃の焼戻し温度、5~60分の焼戻し時間で焼戻しする第1焼戻し工程と、

前記第1焼戻し工程後の前記中間鋼材を、555~650℃の焼戻し温度、10~90分の焼戻し時間で焼戻しする第2焼戻し工程とを備える、
マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法。

[0027] [4]

[3]に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法であって、
前記中間鋼材は、

W : 0.01~2.00%、

V : 0.001~0.300%、

Ti : 0.001~0.300%、

Nb : 0.001~0.300%、

Ca : 0.0010~0.0100%、

Mg : 0.0010~0.0100%、

希土類元素 : 0.001~0.100%、及び、

B : 0.0001~0.0100%からなる群から選択される1元素以上を含有する、

マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法。

[0028] 以下、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材について詳述する。なお、元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0029] [化学組成]

本実施形態のマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

[0030] C : 0.030%未満

炭素(C)は不可避に含有される。すなわち、C含有量の下限は0%超である。Cは鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。一方、C含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の耐食性が低下する。したがって、C含有量は0.030%未満である。C含有量の好ましい上限は0.025%であり、さらに好ましくは0.020%であり、さらに好ましくは0.015%である。C含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、C含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、C含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%である。

[0031] Si : 1.00%以下

ケイ素(Si)は鋼を脱酸し、鋼材に不可避に含有される。すなわち、Si含有量の下限は0%超である。一方、Si含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Si含有量は1.00%以下である。Si含有量の好ましい上限は0.80%であり、さらに好ましくは0.65%であり、さらに好ましくは0.50%である。しかしながら、Si含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、Si含有量の好

ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。

[0032] Mn : 0.05~2.00%

マンガン (Mn) は鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。Mn含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Mn含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な介在物が形成され、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Mn含有量は0.05~2.00%である。Mn含有量の好ましい下限は0.07%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.15%である。Mn含有量の好ましい上限は1.80%であり、さらに好ましくは1.50%であり、さらに好ましくは1.20%であり、さらに好ましくは1.00%である。

[0033] P : 0.050%以下

燐 (P) は不可避に含有される不純物である。すなわち、P含有量の下限は0%超である。P含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、Pが結晶粒界に偏析して、鋼材の低温靱性及び耐食性が低下する。したがって、P含有量は0.050%以下である。P含有量の好ましい上限は0.040%であり、さらに好ましくは0.030%である。P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、P含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、P含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%である。

[0034] S : 0.0050%以下

硫黄 (S) は不可避に含有される不純物である。すなわち、S含有量の下限は0%超である。S含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、Sが結晶粒界に偏析して、鋼材の低温靱性及び耐食性が低下する。したがって、S含有量は0.0050%以下である。S含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0030%で

あり、さらに好ましくは0.0020%である。S含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、S含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、S含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0002%であり、さらに好ましくは0.0003%である。

[0035] Cr : 11.50~14.00%

クロム (Cr) は鋼材の表面に被膜を形成して、鋼材の耐食性を高める。Cr含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Cr含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、焼戻し後の鋼材のミクロ組織中のフェライト含有量が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Cr含有量は11.50~14.00%である。Cr含有量の好ましい下限は11.70%であり、さらに好ましくは12.00%である。Cr含有量の好ましい上限は13.80%であり、さらに好ましくは13.50%である。

[0036] Ni : 5.00~7.50%

ニッケル (Ni) は鋼材の耐食性を高める。Ni含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。Niはさらにオーステナイト形成元素であり、焼入れ後の鋼材のミクロ組織をマルテンサイトにする。そのため、Ni含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、焼戻し後の鋼材のミクロ組織中のフェライト含有量が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。一方、Ni含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、 A_c 変態点が低くなりすぎ、鋼材の調質が困難になる。その結果、鋼材は所望の機械的特性が得られない。したがって、Ni含有量は5.00~7.50%である。Ni含有量の好ましい下限は5.00%超であり、さらに好ましくは5.10%であり、さらに好ましくは5.20%であり、さらに好ましくは5.30%である。Ni含有量の好ましい上限は7.30%であり、さ

らに好ましくは7.20%であり、さらに好ましくは7.00%である。

[0037] Mo : 1.10~3.50%

モリブデン (Mo) は鋼材の強度を高める。Moはさらに、鋼材の表面に被膜を形成して、鋼材の耐食性を高める。Mo含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Moはフェライト形成元素である。そのため、Mo含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、焼戻し後の鋼材のミクロ組織のフェライト含有量が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Mo含有量は1.10~3.50%である。Mo含有量の好ましい下限は1.20%であり、さらに好ましくは1.40%であり、さらに好ましくは1.50%であり、さらに好ましくは1.70%であり、さらに好ましくは1.80%であり、さらに好ましくは2.00%である。Mo含有量の好ましい上限は3.50%未満であり、さらに好ましくは3.40%であり、さらに好ましくは3.20%であり、さらに好ましくは3.00%である。

[0038] Cu : 0.50~3.50%

銅 (Cu) は鋼材中にCu析出物として析出して、鋼材の強度を高める。Cu含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Cu含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の耐食性及び／又は低温靱性が低下する。したがって、Cu含有量は0.50~3.50%である。Cu含有量の好ましい下限は0.60%であり、さらに好ましくは0.70%であり、さらに好ましくは0.80%である。Cu含有量の好ましい上限は3.50%未満であり、さらに好ましくは3.45%であり、さらに好ましくは3.40%であり、さらに好ましくは3.20%である。

[0039] Co : 0.01~0.30%

コバルト (Co) は鋼材の表面に被膜を形成して、鋼材の耐食性を高める

。C_oはさらに、鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を安定化する。C_o含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、C_o含有量が高すぎれば、上記効果が飽和する。C_o含有量が高すぎればさらに、製造コストが極端に増加する。したがって、C_o含有量は0.01~0.30%である。C_o含有量の好ましい下限は0.02%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.09%である。C_o含有量の好ましい上限は0.27%であり、さらに好ましくは0.25%である。

[0040] Al : 0.001~0.100%

アルミニウム (Al) は鋼を脱酸する。Al含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Al含有量が高すぎれば、上記効果が飽和する。したがって、Al含有量は0.001~0.100%である。Al含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。Al含有量の好ましい上限は0.090%であり、さらに好ましくは0.080%であり、さらに好ましくは0.070%であり、さらに好ましくは0.060%である。なお、本明細書でいうAl含有量は、sol. Al (酸可溶Al) の含有量を意味する。

[0041] N : 0.001~0.100%

窒素 (N) は鋼材の耐食性を高める。N含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、N含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な窒化物が形成され、鋼材の耐食性が低下する。したがって、N含有量は0.001~0.100%である。N含有量の好ましい下限は0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。N含有量の好ましい上限は0.090%であり、さらに好ましくは0.080%であり、さらに好ましくは0.070%である。

[0042] O : 0.010%以下

酸素（O）は不可避に含有される不純物である。すなわち、O含有量の下限は0%超である。O含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な酸化物系介在物が形成され、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、O含有量は0.010%以下である。O含有量の好ましい上限は0.008%であり、さらに好ましくは0.006%であり、さらに好ましくは0.005%である。O含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、O含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、O含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%である。

[0043] 本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、意図的に含有させるものではなく、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0044] [任意元素について]

[第1群任意元素]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Wを含有してもよい。

[0045] W：0～2.00%

タングステン（W）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、W含有量は0%であってもよい。含有される場合、Wは鋼材の表面の被膜を安定化して、鋼材の耐食性を高める。Wが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、W含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な炭化物が形成され、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、W含有量は0～2.00%である。W含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ま

しくは0.02%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.15%であり、さらに好ましくは0.20%である。W含有量の好ましい上限は1.80%であり、さらに好ましくは1.50%である。

[0046] [第2群任意元素]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、V、Ti、及び、Nbからなる群から選択される1元素以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の強度を高める。

[0047] V : 0~0.300%

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、V含有量は0%であってもよい。含有される場合、Vは炭化物、窒化物、又は、炭窒化物(以下、「炭窒化物等」ともいう)を形成し、鋼材の強度を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、V含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、V含有量は0~0.300%である。V含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。V含有量の好ましい上限は0.290%であり、さらに好ましくは0.250%であり、さらに好ましくは0.200%である。

[0048] Ti : 0~0.300%

チタン(Ti)は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ti含有量は0%であってもよい。含有される場合、Tiは炭窒化物等を形成し、鋼材の強度を高める。Tiが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、Ti含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Ti含有量は0~0.300%である。Ti含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好

ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。Ti含有量の好ましい上限は0.290%であり、さらに好ましくは0.250%であり、さらに好ましくは0.200%である。

[0049] Nb : 0~0.300%

ニオブ (Nb) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Nb含有量は0%であってもよい。含有される場合、Nbは炭窒化物等を形成し、鋼材の強度を高める。Nbが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、Nb含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Nb含有量は0~0.300%である。Nb含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。Nb含有量の好ましい上限は0.290%であり、さらに好ましくは0.250%であり、さらに好ましくは0.200%である。

[0050] [第3群任意元素]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Ca、Mg、希土類元素 (REM)、及び、Bからなる群から選択される1元素以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の熱間加工性を高める。

[0051] Ca : 0~0.0100%

カルシウム (Ca) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ca含有量は0%であってもよい。含有される場合、Caは鋼材中のSを硫化物として無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。Caが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、Ca含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の介在物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Ca含有量は0~0.0100%である。Ca含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好

ましくは0.0010%である。Ca含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%である。

[0052] Mg : 0~0.0100%

マグネシウム (Mg) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Mg含有量は0%であってもよい。含有される場合、Mgは鋼材中のSを硫化物として無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。Mgが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、Mg含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の介在物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Mg含有量は0~0.0100%である。Mg含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。Mg含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%である。

[0053] 希土類元素 : 0~0.100%

希土類元素 (REM) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、REM含有量は0%であってもよい。含有される場合、REMは鋼材中のSを硫化物として無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。REMが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、REM含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の介在物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、REM含有量は0~0.100%である。REM含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。REM含有量の好ましい上限は0.090%であり、さらに好ましくは0.080%である。

[0054] なお、本明細書におけるREMとは、原子番号21番のスキャンジウム (Sc)、原子番号39番のイットリウム (Y)、及び、ランタノイドである原子番号57番のランタン (La) ~原子番号71番のルテチウム (Lu) からなる群から選択される1種以上の元素を意味する。また、本明細書におけ

るREM含有量とは、含有する元素の合計含有量である。

[0055] B : 0 ~ 0.0100%

ホウ素 (B) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、B含有量は0%であってもよい。含有される場合、Bは鋼材中のSの結晶粒界への偏析を抑制し、鋼材の熱間加工性を高める。Bが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。一方、B含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、窒化物が形成され、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、B含有量は0~0.0100%である。B含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。B含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0050%である。

[0056] [ミクロ組織]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織は、体積%で、0~15%の残留オーステナイト、0~10%のフェライト、及び、残部がマルテンサイトからなる。本明細書においてマルテンサイトとは、焼入れ時に形成されるフレッシュマルテンサイトだけでなく、焼戻しマルテンサイトも含む総称である。さらに、本明細書において、「残留オーステナイト、フェライト、及び、マルテンサイトからなる」とは、残留オーステナイト、フェライト、及び、マルテンサイト以外の相が無視できるほど少ないことを意味する。たとえば、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成においては、析出物や介在物の体積率は、残留オーステナイト、フェライト、及び、マルテンサイトの体積率と比較して、無視できるほど小さい。すなわち、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織には、残留オーステナイト、フェライト、及び、マルテンサイト以外に、析出物や介在物等を微量含んでもよい。

[0057] 上述のとおり、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織において、残留オーステナイトの体積率は0~15%であり、かつ、

フェライトの体積率は0～10%である。すなわち、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織において、マルテンサイトの体積率は75～100%である。残留オーステナイト及びフェライトの体積率が高すぎれば、鋼材の機械的特性の制御が困難になる。一方、残留オーステナイト及びフェライトの体積率の下限は、0%であってもよい。すなわち、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、マルテンサイトのみからなるミクロ組織を有していてもよい。

[0058] 本実施形態では、ミクロ組織において、残留オーステナイトの体積率の下限は1%であってもよく、2%であってもよい。さらに、ミクロ組織において、残留オーステナイトの体積率の上限は13%であってもよく、10%であってもよい。本実施形態では、ミクロ組織において、フェライトの体積率の下限は1%であってもよく、2%であってもよい。さらに、ミクロ組織において、フェライトの体積率の上限は8%であってもよく、5%であってもよい。

[0059] [残留オーステナイトの体積率の測定方法]

本実施形態のマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織における、残留オーステナイトの体積率(%)は、以下に示す方法で求めることができる。

[0060] 残留オーステナイトの体積率を、X線回折法により求める。具体的には、マルテンサイト系ステンレス鋼材から試験片を作製する。鋼材が鋼板の場合、板厚中央部から試験片を作製する。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から試験片を作製する。鋼材が断面円形の棒鋼である場合、R/2位置から試験片を作製する。本明細書において、R/2位置とは、棒鋼の長手方向に垂直な断面において、半径Rの中央位置を意味する。試験片の大きさは特に限定されないが、たとえば、15mm×15mm×厚さ2mmである。この場合、試験片の厚さ方向は、板厚方向、肉厚(管径)方向、又は、棒鋼の長手方向に垂直な断面の半径R方向と平行である。作製した試験片を用いて、 α 相(フェライト及びマルテンサイト)の(200)面、 α 相の(211)面、 γ

相（残留オーステナイト）の（200）面、 γ 相の（220）面、 γ 相の（311）面の各々のX線回折強度を測定し、各面の積分強度を算出する。

[0061] X線回折強度の測定において、X線回折装置のターゲットをMoとする（MoK α 線）。算出後、 α 相の各面と、 γ 相の各面との組合せ（ $2 \times 3 = 6$ 組）ごとに式（1）を用いて残留オーステナイトの体積率 V_{γ} （%）を算出する。そして、6組の残留オーステナイトの体積率 V_{γ} の平均値を、残留オーステナイトの体積率（%）と定義する。

$$V_{\gamma} = 100 / \{ 1 + (I_{\alpha} \times R_{\gamma}) / (I_{\gamma} \times R_{\alpha}) \} \quad (1)$$

ここで、 I_{α} は α 相の積分強度である。 R_{α} は α 相の結晶学的理論計算値である。 I_{γ} は γ 相の積分強度である。 R_{γ} は γ 相の結晶学的理論計算値である。なお、本明細書において、 α 相の（200）面での R_{α} を15.9、 α 相の（211）面での R_{α} を29.2、 γ 相の（200）面での R_{γ} を35.5、 γ 相の（220）面での R_{γ} を20.8、 γ 相の（311）面での R_{γ} を21.8とする。なお、残留オーステナイトの体積率は、得られた数値の小数第一位を四捨五入する。

[0062] [フェライトの体積率の測定方法]

本実施形態のマルテンサイト系ステンレス鋼材のミクロ組織における、フェライトの体積率（%）は、以下に示す方法で求めることができる。

[0063] フェライトの体積率を、JIS G 0555（2003）に準拠した点算法により求める。具体的には、マルテンサイト系ステンレス鋼材から試験片を作製する。鋼材が鋼板の場合、板厚中央部から試験片を作製する。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から試験片を作製する。鋼材が断面円形の棒鋼である場合、 $R/2$ 位置から試験片を作製する。試験片は、圧延方向に垂直な観察面を有していればよく、その大きさは特に限定されない。試験片を樹脂に埋め込み、鏡面に研磨した観察面を、ピレラ腐食液（エタノール、塩酸、ピクリン酸の混合液）に60秒間程度浸漬して、エッチングによる組織現出を行う。エッチングされた観察面を、光学顕微鏡を用いて10視野観察する。視野面積は特に限定されないが、たとえば、 1.00 mm^2 （倍率100倍

)である。

[0064] 各観察視野において、フェライトと、その他の相とは、当業者であればコントラストから区別することができる。そのため、各観察視野におけるフェライトを、コントラストに基づいて特定する。特定されたフェライトの面積率を、JIS G 0555 (2003)に準拠した点算法によって求める。求めた10視野におけるフェライトの面積率の算術平均値を、フェライトの体積率(%)と定義する。なお、フェライトの体積率は、得られた数値の小数第一位を四捨五入する。

[0065] [マルテンサイトの体積率の測定方法]

本実施形態のマルテンサイト系ステンレス鋼材のマイクロ組織における、マルテンサイトの体積率(%)は、以下に示す方法で求めることができる。具体的に、上述のX線回折法で得られた残留オーステナイトの体積率(%)と、上述の点算法で得られたフェライトの体積率(%)とを用いて、マルテンサイトの体積率(%)を次の式により求める。

マルテンサイトの体積率(%) = 100 - 残留オーステナイトの体積率(%) - フェライトの体積率(%)

[0066] [降伏強度]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、862 MPa以上(125 ksi以上)の降伏強度を有する。本明細書でいう降伏強度は、引張試験で得られた0.2%オフセット耐力を意味する。本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、125 ksi以上の降伏強度を有していても、上述の化学組成及びマイクロ組織と、後述のCu析出物とを有することで、優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。なお、本実施形態において、マルテンサイト系ステンレス鋼材の降伏強度の上限は特に限定されない。降伏強度の上限は、たとえば、1069 MPa (155 ksi)であってもよく、1034 MPa (150 ksi)であってもよく、1000 MPa (145 ksi)であってもよく、965 MPa (140 ksi)であってもよく、965 MPa未満(140 ksi未満)であってもよい。

[0067] 本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の降伏強度は、次の方法で求めることができる。本実施形態による鋼材から、丸棒試験片を作製する。鋼材が鋼板である場合、板厚中央部から丸棒試験片を作製する。鋼材が鋼管である場合、肉厚中央部から丸棒試験片を作製する。鋼材が断面円形の棒鋼である場合、 $R/2$ 位置から丸棒試験片を作製する。丸棒試験片の大きさは、たとえば、平行部直径4 mm、平行部長さ35 mmである。なお、丸棒試験片の軸方向は、鋼材の圧延方向と平行である。丸棒試験片を用いて、ASTM E8/E8M (2013) に準拠して、常温 ($24 \pm 3^\circ\text{C}$) で引張試験を実施して、得られた0.2%オフセット耐力 (MPa) を降伏強度 (MPa) と定義する。

[0068] [Cu析出物]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、上述の化学組成と上述のミクロ組織とを有し、さらに、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} ~ 50.0×10^{21} 個/ m^3 である。その結果、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、降伏強度が125 ksi以上 (862 MPa以上) であっても、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。本明細書において、Cu析出物とは、Cu及び不純物からなる析出物を意味する。具体的に、本実施形態では、後述するエネルギー分散型X線分析法 (Energy Dispersive X-ray Spectrometry: 以下、「EDS」ともいう) による元素分析において、対象元素をFe、Cr、Ni、Cu、Mn、Mo、及び、Siとして定量した場合、Cuが15.0質量%以上検出される析出物を、「Cu析出物」と定義する。

[0069] 上述のとおり、上述の化学組成と上述のミクロ組織とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cuは、その一部又は全部がCu析出物として析出する。そのため、Cu析出物の個数密度が少ない場合とは、Cu析出物の総体積そのものが少ない (すなわち、Cuの固容量が多い) 場合と、Cu析出物の総体積は変わらず、個数が減っている場合とが考えられる。このう

ち、Cu析出物の総体積が少ない場合、Cu析出物による析出強化の効果が十分に得られず、鋼材は125ksi以上の降伏強度が得られない。一方、Cu析出物の総体積は多いものの、個数が減っている場合、粗大なCu析出物が主として析出し、鋼材は、優れた低温靱性が得られない。

[0070] すなわち、Cu析出物の個数密度が高ければ、微細なCu析出物が多く析出しており、粗大なCu析出物の析出が少なく抑えられている。その結果、鋼材は、優れた耐食性を維持したまま、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性とを得ることができる。具体的に、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} 個/m³以上であれば、本実施形態によるその他の構成を満たすことを条件に、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性と、優れた耐食性とが得られる。なお、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cu析出物の個数密度の上限は、高いほど好ましい。しかしながら、上述の化学組成とミクロ組織とを前提とする、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、Cu析出物の個数密度の上限は、実質的に 50.0×10^{21} 個/m³である。

[0071] したがって、本実施形態では、Cu析出物の個数密度を $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^{21}$ 個/m³とする。本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材において、Cu析出物の個数密度の好ましい下限は 3.2×10^{21} 個/m³であり、さらに好ましくは 3.5×10^{21} 個/m³である。一方、上述のとおり、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材において、Cu析出物の個数密度の上限は高い方が好ましい。しかしながら、Cu析出物の個数密度の実質的な上限は、鋼材中のCu含有量に応じて変化する。そのため、Cu析出物の個数密度の上限は、たとえば、 45.0×10^{21} 個/m³であってもよく、 40.0×10^{21} 個/m³であってもよく、 35.0×10^{21} 個/m³であってもよい。

[0072] 本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材におけるCu析出物の個数密度は、次の方法で求めることができる。本実施形態による鋼材から、

Cu析出物観察用の薄膜試験片（厚さ100～200 μ m）を作製する。鋼材が鋼板の場合、板厚中央部から薄膜試験片を作製する。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から薄膜試験片を作製する。鋼材が断面円形の棒鋼である場合、R/2位置から薄膜試験片を作製する。なお、薄膜試験片は、Twin-jet法を用いた電解研磨によって作製する。また、薄膜試験片の大きさは、後述する観察視野が得られれば、特に限定されない。

[0073] 得られた薄膜試験片の観察面から、任意の4視野を特定する。各視野の面積は特に限定されないが、たとえば、800nm \times 800nmである。特定した4視野に対して、透過電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope：以下、「TEM」ともいう）による組織観察を実施する。組織観察は、加速電圧を200kVとし、回折条件を析出物観察に適した条件（たとえば、（200）2波条件）で実施する。さらに、適切な時間露光を行うことで、析出物を写真撮影する。

[0074] 以上のとおり特定した析出物に対して、EDSによる元素分析を行う。なお、対象元素をFe、Cr、Ni、Cu、Mn、Mo、及び、Siとして定量する。ここで、EDSでは、装置の特性上、一定の体積を有する範囲について元素分析が実施される。すなわち、観察面に析出物が存在する場合でも、析出物だけの元素分析を実施することはできず、母材も同時に元素分析が実施される。したがって、観察面にCu析出物が存在する領域において、EDSによる元素分析を行った場合、Cu以外に母材由来の元素（Fe等）も同時に検出される。

[0075] 一方、本実施形態では、母材におけるCu含有量は、上述のとおり、0.50～3.50%である。そのため、EDSによる元素分析において、Cu濃度が15.0質量%以上の析出物であれば、Cu析出物であると判断できる。各観察視野において、Cu濃度が15.0質量%以上の析出物（Cu析出物）の個数を計数する。さらに、各観察視野の面積と、観察領域の厚さから、各観察領域の体積（m³）を求める。なお、観察領域の厚さは、薄膜試験片に対する、電子エネルギー損失強度スペクトル（EELS）の全積分強

度と、ゼロロススペクトルの積分強度とから求めることができる。

[0076] 得られた各観察視野における、Cu析出物の数（個）と、各観察視野の体積（ m^3 ）とから、各観察視野における、Cu析出物の個数密度（個/ m^3 ）を求める。4視野において得られたCu析出物の個数密度の算術平均値を、Cu析出物の個数密度（個/ m^3 ）と定義する。

[0077] なお、本実施形態では、Cu析出物の大きさは特に限定されない。Cu析出物は、上述する方法において、コントラストから析出物として特定できるサイズであればよい。そのため、本実施形態では、Cu析出物の大きさは、たとえば、円相当径で1～100nmである。なお、本明細書において、円相当径とは、組織観察における視野面において、観察された析出物の面積を、同じ面積を有する円に換算した場合の円の直径を意味する。

[0078] [低温靱性]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、上述の化学組成と上述のミクロ組織とを有し、さらに、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} ～ 50.0×10^{21} 個/ m^3 である。その結果、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、降伏強度が125ksi以上であっても、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。本実施形態において、極低温環境における優れた低温靱性とは、以下のとおりに定義される。

[0079] 本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の低温靱性は、ASTM E23（2018）に準拠したシャルピー衝撃試験によって評価できる。本実施形態による鋼材から、Vノッチ試験片を作製する。具体的に、API 5CRA（2010）に準拠して、Vノッチ試験片を作製する。作製されたVノッチ試験片に対して、ASTM E23（2018）に準拠したシャルピー衝撃試験を実施して、 $-50^{\circ}C$ における吸収エネルギーE（ $-50^{\circ}C$ ）（J）を求める。本実施形態では、 $-50^{\circ}C$ における吸収エネルギーE（ $-50^{\circ}C$ ）が100J以上である場合、極低温環境においても、優れた低温靱性を有すると判断する。なお、 $-50^{\circ}C$ における吸収エネルギーE（ $-50^{\circ}C$ ）（J）は、得られた数値の小数第一位を四捨五入する。

[0080] [耐食性]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、上述の化学組成と上述のミクロ組織とを有し、さらに、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} ~ 50.0×10^{21} 個/m³である。その結果、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、降伏強度が125ksi以上であっても、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。本実施形態において、優れた耐食性とは、以下のとおりに定義される。

[0081] 本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の耐食性は、NACE TM0177-2016 Method Aに準拠した方法によって評価できる。本実施形態による鋼材が鋼板である場合、板厚中央部から丸棒試験片を作製する。本実施形態による鋼材が鋼管である場合、肉厚中央部から丸棒試験片を作製する。鋼材が断面円形の棒鋼である場合、R/2位置から丸棒試験片を採取する。丸棒試験片の大きさは、たとえば、径6.35mm、平行部の長さ25.4mmである。なお、丸棒試験片の軸方向は、マルテンサイト系ステンレス鋼材の圧延方向と平行である。

[0082] 試験溶液は、酢酸を添加してpHを4.0に調整した、20質量%の塩化ナトリウムと0.41g/Lの酢酸ナトリウムとの混合水溶液とする。丸棒試験片に対して、実降伏応力の90%に相当する応力を負荷する。試験容器に24℃の試験溶液を、応力を負荷された丸棒試験片が浸漬するように注入し、試験浴とする。試験浴を脱気した後、0.1atmのH₂Sガスと0.9atmのCO₂ガスとの混合ガスを試験浴に吹き込み、試験浴に混合ガスを飽和させる。混合ガスが飽和した試験浴を、24℃で720時間保持する。

[0083] 720時間保持後の丸棒試験片を、肉眼、倍率10倍のルーペ、及び、倍率100倍の光学顕微鏡によって観察する。観察の結果、丸棒試験片に割れが確認されない場合、優れた耐食性を有すると評価する。なお、本明細書において、「割れが確認されない」とは、試験後の試験片を肉眼、倍率10倍のルーペ、及び、倍率100倍の光学顕微鏡によって観察した結果、割れが確認されないことを意味する。

[0084] [鋼材の形状]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の形状は、特に限定されない。鋼材はたとえば、鋼管、鋼板、及び、棒鋼である。鋼材が鋼管である場合、好ましい肉厚は4～60mmである。さらに好ましくは、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、継目無鋼管である。本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材が継目無鋼管である場合、肉厚が15mm以上であっても、862MPa以上（125ksi以上）の降伏強度と、極低温環境における優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。

[0085] [鋼材の用途]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の用途は、特に限定されない。本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、油井に用いられる油井用鋼材に好適である。油井用鋼材とは、たとえば、ダウンホール用棒鋼、ラインパイプ、油井管である。油井管とは、たとえば、油井又はガス井の掘削、及び、原油又は天然ガスの採取等に用いられるケーシング、チュービング、ドリルパイプである。

[0086] [製造方法]

本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法の一例を説明する。すなわち、以下に説明する製造方法は一例であって、本実施形態のマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法は、以下に説明する製造方法に限定されない。要するに、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は、上述の化学組成と、上述のミクロ組織と、上述の降伏強度と、上述のCu析出物の個数密度とを満たしていれば、以下に説明する製造方法以外の他の製造方法によって、製造されてもよい。以下に説明する本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法では、中間鋼材を準備する工程（準備工程）と、準備された中間鋼材を熱処理する工程（熱処理工程）とを備える。以下、各工程について詳述する。

[0087] [準備工程]

準備工程は、上述の化学組成を有する中間鋼材を準備する。ここで、本実

施形態において、中間鋼材の化学組成は、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の化学組成と同一である。具体的に、本実施形態による中間鋼材は、質量%で、C：0.030%未満、Si：1.00%以下、Mn：0.05~2.00%、P：0.050%以下、S：0.0050%以下、Cr：11.50~14.00%、Ni：5.00~7.50%、Mo：1.10~3.50%、Cu：0.50~3.50%、Co：0.01~0.30%、Al：0.001~0.100%、N：0.001~0.100%、O：0.010%以下、W：0~2.00%、V：0~0.300%、Ti：0~0.300%、Nb：0~0.300%、Ca：0~0.0100%、Mg：0~0.0100%、希土類元素：0~0.100%、B：0~0.0100%、及び、残部：Fe及び不純物からなる。中間鋼材は、上述の化学組成を有していれば、製造方法は特に限定されない。ここでいう中間鋼材は、たとえば、最終製品が鋼板の場合は板状の鋼材であり、最終製品が継目無鋼管の場合は素管であり、最終製品が棒鋼の場合は棒状の鋼材である。好ましくは、本実施形態による準備工程は、素材準備工程と、熱間加工工程とを含む。以下、準備工程が素材準備工程と、熱間加工工程とを含む場合について詳細に説明する。

[0088] [素材準備工程]

素材準備工程では、上述の化学組成を有する素材を準備する。素材は製造して準備してもよいし、第三者から購入することにより準備してもよい。すなわち、素材を準備する方法は特に限定されない。素材を製造する場合、たとえば、次の方法で製造する。上述の化学組成を有する溶鋼を周知の方法により製造する。製造された溶鋼を用いて連続鋳造法により鋳片を製造する。ここで、鋳片とは、スラブ、ブルーム、又は、ビレットである。鋳片に代えて、上記溶鋼を用いて造塊法によりインゴットを製造してもよい。必要に応じて、スラブ、ブルーム、又は、インゴットを熱間圧延して、ビレットを製造してもよい。以上の製造工程により、素材（スラブ、ブルーム、又は、ビレット）を製造する。以下、熱間加工工程について詳述する。

[0089] [熱間加工工程]

熱間加工工程では、上記準備工程で準備された素材を熱間加工して、中間鋼材を製造する。中間鋼材を製造する熱間加工の方法は、特に限定されない。すなわち、本実施形態において、熱間加工は、熱間鍛造であってもよく、熱間押出であってもよく、熱間圧延であってもよい。

[0090] 鋼材が継目無鋼管である場合、素材を熱間加工して、素管（継目無素管）を製造する。この場合、熱間加工として、たとえば、ユジーン・セジュールネ法、又は、エルハルトプッシュベンチ法（すなわち、熱間押出）を実施してもよい。中間鋼材が継目無鋼管である場合さらに、熱間加工として、たとえば、マンネスマン法による穿孔圧延（すなわち、熱間圧延）を実施してもよい。

[0091] たとえば、熱間加工においてマンネスマン法による穿孔圧延を実施する場合、次の方法で実施できる。まず、素材を加熱炉で加熱する。加熱温度は特に限定されないが、たとえば、1100～1300℃である。加熱炉から抽出された素材に対して穿孔圧延を実施して、中間鋼材（素管）を製造する。穿孔圧延における、穿孔比は特に限定されないが、たとえば、1.0～4.0である。穿孔圧延後のピレットに対して、マンドレルミルを用いた延伸圧延を実施する。さらに、必要に応じて、延伸圧延後のピレットに対して、レデューサ又はサイジングミルを用いた定径圧延を実施する。以上の工程により、素管を製造する。熱間加工工程での累積の減面率は特に限定されないが、たとえば、20～70%である。

[0092] 鋼材が棒鋼である場合、素材を熱間加工して、中間鋼材（棒鋼）を製造する。この場合、熱間加工として、分塊圧延を実施してもよく、熱間圧延を実施してもよい。分塊圧延又は熱間圧延を実施する場合、加熱温度は特に限定されないが、たとえば、1100～1300℃である。熱間圧延を実施する場合、連続圧延機による熱間圧延を実施するのが好ましい。連続圧延機は、上下方向に並んで配置された一対の孔型ロールを有する水平スタンドと、水平方向に並んで配置された一対の孔型ロールを有する垂直スタンドとが交互

に配列されている。

[0093] 鋼材が鋼板である場合、素材を熱間加工して、中間鋼材（板状の鋼材）を製造する。この場合、熱間加工として、分塊圧延を実施してもよく、熱間圧延を実施してもよい。分塊圧延又は熱間圧延を実施する場合、加熱温度は特に限定されないが、たとえば、1100～1300℃である。加熱炉から抽出された素材に対して、分塊圧延機、及び、連続圧延機を用いて熱間圧延を実施して、中間鋼材（板状の鋼材）を製造する。

[0094] 以上のとおり、熱間加工工程により、所望の形状を有する中間鋼材を製造する。なお、熱間加工は、1回のみ実施してもよく、複数回実施してもよい。たとえば、素材に対して、上述の穿孔圧延を実施した後、上述の熱間押出を実施してもよい。たとえばさらに、素材に対して、上述の分塊圧延を実施した後、上述の連続圧延機による熱間圧延を実施してもよい。

[0095] 熱間加工により製造された中間鋼材は、空冷されてもよい（As-Roll）。熱間加工により製造された中間鋼材はまた、常温まで冷却せずに、熱間加工後に直接焼入れを実施してもよく、熱間加工後に補熱（再加熱）した後、焼入れを実施してもよい。熱間加工後に直接焼入れ、又は、熱間加工後に補熱した後焼入れを実施した場合、残留応力を除去することを目的として、次工程の熱処理工程（焼入れ及び焼戻し）前に、応力除去焼鈍（SR処理）を実施してもよい。

[0096] 以上のとおり、準備工程では中間鋼材を準備する。中間鋼材は、上述の好ましい工程により製造されてもよいし、第三者により製造された中間鋼材、又は、後述の熱処理工程が実施される工場以外の他の工場、他の事業所にて製造された中間鋼材を準備してもよい。以下、熱処理工程について詳述する。

[0097] [熱処理工程]

熱処理工程は、焼入れ工程及び焼戻し工程を含む。すなわち、熱処理工程では、準備工程によって準備された中間鋼材に対して、焼入れを実施する（焼入れ工程）。焼入れが実施された中間鋼材に対して、焼戻しを実施する（

焼戻し工程)。以下、焼入れ工程と焼戻し工程とについて、それぞれ詳述する。

[0098] [焼入れ工程]

焼入れ工程では、準備工程によって準備された中間鋼材に対して、焼入れを実施する。本明細書において、「焼入れ」とは、 A_{c3} 変態点以上の中間鋼材を、急冷することを意味する。好ましい焼入れ温度は $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ である。すなわち、本実施形態の焼入れ工程では、 $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ の中間鋼材を急冷することによって焼入れする。なお、焼入れ温度とは、熱間加工後に直接焼入れを実施する場合、最終の熱間加工を実施する装置の出側に設置した温度計で測定された中間鋼材の表面温度に相当する。焼入れ温度とはさらに、熱間加工後に補熱炉又は熱処理炉を用いて焼入れを実施する場合、補熱炉又は熱処理炉の温度に相当する。

[0099] 熱間加工後に補熱炉又は熱処理炉を用いて焼入れを実施する場合、補熱炉又は熱処理炉で中間鋼材を保持する時間は特に限定されず、たとえば、 $10\sim 60$ 分である。この場合、補熱炉又は熱処理炉で中間鋼材を保持する時間とは、在炉時間（中間鋼材が熱処理炉又は補熱炉に装入されてから抽出されるまでの時間）を意味する。

[0100] 焼入れ方法は、周知の方法でよく、特に限定されない。焼入れ方法は、たとえば、焼入れ開始温度から中間鋼材を連続的に冷却し、中間鋼材の温度を連続的に低下する。たとえば、水槽に中間鋼材を浸漬して冷却してもよく、シャワー水冷又はミスト冷却により中間鋼材を加速冷却してもよい。これらの方法によれば、焼入れ時において、中間鋼材の温度が $800\sim 500^{\circ}\text{C}$ の範囲の冷却速度が $8^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上となる。その結果、焼入れ後の中間鋼材のミクロ組織において、マルテンサイトが体積率で 75% 以上となり、残留オーステナイトが体積率で 15% 以下となり、さらに、フェライトが体積率で 10% 以下となる。なお、上述の化学組成を有し、 $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ の中間鋼材に焼入れを実施することによって、上述のミクロ組織とするのは、当業者であれば当然に実施できる。

[0101] [焼戻し工程]

焼戻し工程では、焼入れが実施された中間鋼材に対して、焼戻しを実施する。本明細書において、「焼戻し」とは、焼入れ後の中間鋼材を A_{c1} 点以下で再加熱して、保持することを意味する。焼戻し温度は、鋼材の化学組成、及び、得ようとする降伏強度に応じて適宜調整する。つまり、本実施形態の化学組成を有する中間鋼材に対して、焼戻し温度を調整して、鋼材の降伏強度を 862 MPa 以上 (125 ksi 以上) に調整する。ここで、焼戻し温度とは、焼入れ後の中間鋼材を加熱して、保持する際の炉の温度に相当する。焼戻し時間とは、在炉時間 (中間鋼材が熱処理炉に装入されてから抽出されるまでの時間) を意味する。

[0102] 上述のとおり、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材では、鋼材中に Cu 析出物を多く析出させる。さらに、本実施形態の製造方法では、上述のとおり中間鋼材に対して焼入れを実施する。そのため、焼入れ後の中間鋼材では、Cu はそのほとんどが、中間鋼材中に固溶している。したがって、焼戻しによって中間鋼材中に Cu 析出物を微細に析出させることができれば、焼戻し後のマルテンサイト系ステンレス鋼材において、Cu 析出物の個数密度を高めることができる。

[0103] そこで本発明者らは、焼戻しによって微細な Cu 析出物を多数析出させる手法について詳細に調査及び検討を行った。その結果、比較的低温で保持する焼戻し工程と、高温で保持する焼戻し工程との二段階による焼戻しを実施することで、Cu 析出物の個数密度を高められることを、本発明者らは見出した。二段階による焼戻しによって、マルテンサイト系ステンレス鋼材の Cu 析出物の個数密度を高められる理由について、本発明者らは次のように考えている。

[0104] 上述の化学組成を有する中間鋼材に焼戻しを実施して 125 ksi 以上のマルテンサイト系ステンレス鋼材を得ようとする場合、焼戻し温度を 555 ~ 650 °C とし、焼戻し時間を 10 ~ 180 分とする。ここで、555 ~ 650 °C の温度域で焼戻しを実施した場合、Cu 析出物のうち面心立方構造を

有するCu析出物（以下、「 ϵ -Cu」ともいう）が、主として析出する可能性がある。 ϵ -Cuは、Cu析出物の中でもエネルギー状態が低く、熱力学的に安定であると考えられている。しかしながら、上述の化学組成を有する中間鋼材では、焼入れ後の中間鋼材のミクロ組織は、体心立方構造を有するマルテンサイトが主体となっている。そのため、面心立方構造を有する ϵ -Cuでは、周囲のマルテンサイト相と結晶構造の親和性が低い。すなわち、 ϵ -Cuが析出しやすい温度域での保持では、析出核が増えるよりも、 ϵ -Cuが粗大に成長する方が容易であると推測される。このようにして、125ksi以上のマルテンサイト系ステンレス鋼材を得ようとして焼戻しを実施した場合に、粗大なCu析出物が析出するものと推測される。

[0105] 一方、上述の化学組成を有する中間鋼材に対して、焼戻し温度を500～545℃として焼戻しを実施した場合、Cu析出物のうち準安定な体心立方構造を有するCu析出物（以下、「bcc-Cu」ともいう）が、主として析出する可能性がある。bcc-Cuは、 ϵ -Cuと比較してエネルギー状態が高く、熱力学的には安定性が低い。しかしながら、bcc-Cuは、周囲のマルテンサイト相との結晶構造の親和性が高い。そのため、bcc-Cuが析出しやすい温度域での保持では、Cuの拡散によりbcc-Cuが粗大に成長するよりも、析出核が増える方が容易であると推測される。そのため、bcc-Cuを中間鋼材中に析出させることにより、中間鋼材中にCu析出物を微細に分散できる可能性がある。

[0106] しかしながら、上述のとおり、上述の化学組成を有する中間鋼材に対して焼戻しを実施して、焼戻し後の鋼材の降伏強度を125ksi以上とするために、焼戻し温度を555～650℃としていた。そのため、bcc-Cuを析出させる目的で、焼戻し温度を500～545℃まで低下させた場合、焼戻し温度が低すぎて、降伏強度が高くなりすぎる。この場合、焼戻し後の鋼材の低温靱性及び耐食性が低下する。そこで、本実施形態による焼戻し工程では、焼戻し温度を500～545℃とする第1焼戻し工程を実施した後、焼戻し温度を555～650℃とする第2焼戻し工程を実施する。この二

段階による焼戻し工程によれば、第1焼戻し工程においてbcc-Cuが多数析出し、Cu析出物の個数密度が増加する。その後、第2焼戻し工程において鋼材の降伏強度を125ksi以上に調整することができるものと考えられる。なお、第2焼戻し工程において、bcc-Cuは、その大部分がε-Cuへと変態するものと予想される。

[0107] 以上のとおり、上述の第1焼戻し工程と第2焼戻し工程とによれば、焼戻し後の鋼材において、Cu析出物の個数密度を $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^{21}$ 個/m³とし、かつ、125ksi以上の降伏強度を得ることができる。なお、上述のメカニズム以外のメカニズムによって、本実施形態による鋼材のCu析出物の個数密度が高まっている可能性もあり得る。しかしながら、上述の二段階による焼戻し工程によれば、焼戻し後の鋼材のCu析出物の個数密度を $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^{21}$ 個/m³とし、かつ、125ksi以上の降伏強度が得られることは、後述する実施例によって証明されている。以下、第1焼戻し工程と第2焼戻し工程とについて詳述する。

[0108] [第1焼戻し工程]

第1焼戻し工程では、焼入れされた中間鋼材を加熱して、500～545℃の焼戻し温度、5～60分の焼戻し時間で焼戻しを実施する。第1焼戻し工程における焼戻し温度が低すぎれば、第1焼戻し工程の焼戻し実施中に、bcc-Cuが十分に析出しない。この場合、後述する第2焼戻し工程後の鋼材において、Cu析出物の個数密度が低下して、鋼材の低温靱性が低下する。一方、第1焼戻し工程における焼戻し温度が高すぎれば、第1焼戻し工程の焼戻し実施中に、ε-Cuが析出し、粗大化する。その結果、Cu析出物の個数密度が低下して、鋼材の低温靱性が低下する。

[0109] したがって、本実施形態による第1焼戻し工程では、焼戻し温度は500～545℃である。第1焼戻し工程における焼戻し温度の好ましい上限は540℃である。第1焼戻し工程における焼戻し温度の好ましい下限は510℃である。

[0110] 第1焼戻し工程における焼戻し時間が短すぎれば、第1焼戻し工程の焼戻

し実施中に、bcc-Cuが十分に析出しない。この場合、後述する第2焼戻し工程後の鋼材において、Cu析出物の個数密度が低下して、鋼材の低温靱性が低下する。一方、第1焼戻し工程における焼戻し時間が長すぎても、上記効果が飽和する。したがって、本実施形態による第1焼戻し工程では、焼戻し時間は5～60分とする。

[0111] [第2焼戻し工程]

第2焼戻し工程では、焼入れされた中間鋼材を加熱して、555～650℃の焼戻し温度、10～90分の焼戻し時間で焼戻しを実施する。第2焼戻し工程における焼戻し温度が低すぎれば、鋼材の降伏強度が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。一方、第2焼戻し工程における焼戻し温度が高すぎれば、鋼材の降伏強度が低くなりすぎ、125ksi以上の降伏強度が得られない。

[0112] したがって、本実施形態による第2焼戻し工程では、焼戻し温度は555～650℃である。第2焼戻し工程における焼戻し温度の好ましい上限は630℃である。第2焼戻し工程における焼戻し温度の好ましい下限は560℃である。

[0113] 第2焼戻し工程における焼戻し時間が短すぎれば、焼戻しが不足して、鋼材の降伏強度が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。一方、第2焼戻し工程における焼戻し時間が長すぎても、上記効果が飽和する。したがって、本実施形態による第2焼戻し工程では、焼戻し時間は10～90分とする。

[0114] なお、上述の第1焼戻し工程と第2焼戻し工程とは、連続した熱処理として実施することができる。すなわち、第1焼戻し工程において、上述の焼戻しを実施した後、引き続いて、加熱することにより、第2焼戻し工程を実施してもよい。このとき、第1焼戻し工程と第2焼戻し工程とは、同一の熱処理炉内で実施してもよい。

[0115] 一方、上述の第1焼戻し工程と第2焼戻し工程とは、非連続の熱処理として実施することもできる。すなわち、第1焼戻し工程において、上述の焼戻

しを実施した後、一旦上述の焼戻し温度よりも低い温度まで冷却してから、再び加熱して、第2焼戻し工程を実施してもよい。この場合であっても、第1焼戻し工程及び第2焼戻し工程で得られる効果は損なわれず、本実施形態による鋼材を製造することができる。

[0116] 以上の製造方法によって、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材を製造することができる。なお、上述の製造方法では、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法の一例を説明した。すなわち、上述する製造方法以外の製造方法によっても、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材は製造される場合がある。この場合であっても、上述の化学組成と、上述のミクロ組織と、上述のCu析出物の個数密度とを有するマルテンサイト系ステンレス鋼材は、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。すなわち、本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法は、上述の製造方法に限定されず、他の製造方法によって製造されてもよい。以下、実施例によって本実施形態によるマルテンサイト系ステンレス鋼材をさらに具体的に説明する。

実施例

[0117] 表1に示す化学組成を有する溶鋼を、50kgの真空溶解炉を用いて溶製し、造塊法により鋼塊（インゴット）を製造した。なお、表1中の「-」は、該当する元素の含有量が不純物レベルであったことを意味する。たとえば、試験番号1のW含有量は、小数第三位を四捨五入して、0%であったことを意味する。たとえばさらに、試験番号1のV含有量、Ti含有量、Nb含有量、及び、REM含有量は、小数第四位を四捨五入して、0%であったことを意味する。たとえばさらに、試験番号1のCa含有量、Mg含有量、及び、B含有量は、小数第五位を四捨五入して、0%であったことを意味する。たとえばさらに、試験番号44のCo含有量は、小数第三位を四捨五入して、0%であったことを意味する。

[0118]

[表1]

TABLE 1
試験番号

化学組成(単位は質量%, 残部はFe及び不純物)

試験番号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	Al	N	O	W	V	Ti	Nb	Ca	Mg	REM	B
1	0.005	0.07	0.48	0.028	0.0001	11.98	6.43	2.91	2.29	0.08	0.020	0.006	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0.006	0.13	0.44	0.002	0.0007	13.64	5.66	2.91	1.80	0.16	0.011	0.001	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0.009	0.27	0.30	0.005	0.0003	13.42	5.36	2.66	1.80	0.12	0.021	0.004	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-
4	0.006	0.21	0.48	0.018	0.0006	11.78	7.20	2.13	2.05	0.02	0.010	0.006	0.004	-	-	-	-	-	-	-	-
5	0.007	0.30	0.22	0.023	0.0001	13.38	7.08	1.49	1.84	0.19	0.022	0.004	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-
6	0.006	0.05	0.33	0.024	0.0001	11.54	7.13	3.16	1.40	0.24	0.023	0.001	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-
7	0.007	0.40	0.80	0.023	0.0003	13.38	5.38	2.21	1.05	0.18	0.012	0.005	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-
8	0.006	0.49	0.44	0.025	0.0001	12.35	5.92	2.21	2.98	0.26	0.024	0.008	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-
9	0.007	0.29	0.64	0.019	0.0005	13.14	6.19	1.86	2.47	0.02	0.012	0.004	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-
10	0.006	0.02	0.70	0.013	0.0004	11.74	5.86	2.33	2.30	0.02	0.020	0.007	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-
11	0.007	0.13	0.23	0.012	0.0003	13.20	6.50	3.20	1.10	0.11	0.015	0.008	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-
12	0.007	0.01	0.22	0.013	0.0007	13.10	6.20	2.90	1.30	0.12	0.020	0.006	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
13	0.007	0.48	0.18	0.014	0.0004	13.20	5.70	3.00	1.25	0.17	0.019	0.007	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-
14	0.009	0.22	0.44	0.007	0.0002	12.90	6.90	1.80	1.57	0.09	0.021	0.006	0.004	0.12	-	-	-	-	-	-	-
15	0.006	0.31	0.59	0.010	0.0007	12.65	5.80	3.11	2.62	0.08	0.028	0.007	0.008	-	0.035	-	-	-	-	-	-
16	0.006	0.18	0.38	0.025	0.0003	13.28	5.45	1.98	2.45	0.08	0.016	0.004	0.010	-	-	0.035	-	-	-	-	-
17	0.009	0.45	0.15	0.002	0.0001	12.45	5.53	2.89	2.88	0.09	0.019	0.001	0.005	-	-	-	0.067	-	-	-	-
18	0.008	0.15	0.18	0.007	0.0005	12.93	6.22	2.65	1.99	0.09	0.030	0.005	0.001	-	0.056	0.045	-	-	-	-	-
19	0.009	0.22	0.44	0.007	0.0002	12.94	6.91	2.33	1.57	0.09	0.020	0.008	0.008	0.12	-	0.069	-	-	-	-	-
20	0.007	0.17	0.35	0.001	0.0008	11.64	5.56	2.48	2.43	0.10	0.022	0.001	0.007	0.21	-	0.082	0.044	-	-	-	-
21	0.006	0.26	0.55	0.012	0.0008	13.53	6.67	3.10	1.45	0.10	0.019	0.001	0.005	-	-	-	0.0027	-	-	-	-
22	0.006	0.33	0.39	0.007	0.0003	12.43	6.40	2.83	1.61	0.11	0.024	0.008	0.007	-	-	-	-	0.0096	-	-	-
23	0.007	0.29	0.21	0.012	0.0007	12.81	6.08	2.85	1.71	0.13	0.020	0.007	0.004	-	-	-	-	-	-	0.034	-
24	0.009	0.19	0.24	0.017	0.0005	12.81	5.96	2.18	2.15	0.15	0.011	0.005	0.003	-	-	-	-	-	-	-	0.0008
25	0.005	0.12	0.65	0.019	0.0003	13.32	5.79	3.12	1.37	0.16	0.020	0.008	0.002	-	-	-	-	0.0048	-	-	-
26	0.007	0.45	0.48	0.019	0.0001	12.39	5.77	2.86	2.85	0.17	0.012	0.008	0.007	-	-	-	-	0.0024	0.074	-	-
27	0.007	0.12	0.46	0.011	0.0006	12.05	5.53	1.93	2.96	0.18	0.027	0.001	0.004	0.21	-	-	-	0.0077	-	-	-
28	0.006	0.11	0.50	0.030	0.0005	12.74	6.59	2.34	2.07	0.19	0.026	0.007	0.007	0.02	-	-	-	-	-	0.0055	-
29	0.006	0.23	0.73	0.014	0.0002	12.16	6.69	2.61	1.91	0.19	0.021	0.001	0.004	-	0.168	-	-	0.0098	-	-	0.0022
30	0.006	0.29	0.33	0.001	0.0007	12.15	6.31	3.08	1.81	0.19	0.023	0.005	0.002	-	-	-	-	0.0067	-	-	-
31	0.006	0.04	0.74	0.017	0.0007	13.46	6.27	2.50	1.78	0.19	0.025	0.007	0.010	0.26	-	-	-	0.0015	-	-	-
32	0.007	0.45	0.24	0.021	0.0007	13.20	6.40	3.20	2.25	0.16	0.023	0.004	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-
33	0.007	0.44	0.37	0.021	0.0005	13.30	6.90	1.60	2.88	0.03	0.017	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-
34	0.007	0.45	0.48	0.019	0.0001	12.40	5.80	2.90	2.85	0.17	0.019	0.003	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
35	0.030	0.20	0.79	0.029	0.0001	11.52	6.34	3.04	1.28	0.22	0.018	0.005	0.009	-	-	-	-	-	-	-	-
36	0.006	0.21	0.11	0.025	0.0003	11.16	6.89	2.05	1.64	0.27	0.011	0.003	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
37	0.006	0.04	0.35	0.020	0.0005	14.19	5.79	2.00	1.06	0.27	0.029	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-
38	0.009	0.40	0.40	0.013	0.0005	13.04	4.83	2.08	2.40	0.29	0.016	0.002	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-
39	0.006	0.42	0.48	0.019	0.0002	12.13	7.73	1.81	1.33	0.23	0.027	0.006	0.009	-	-	-	-	-	-	-	-
40	0.007	0.27	0.45	0.021	0.0007	11.98	7.00	0.72	1.16	0.07	0.027	0.003	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-
41	0.005	0.36	0.57	0.027	0.0007	12.38	5.70	3.64	1.28	0.15	0.021	0.008	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-
42	0.009	0.36	0.36	0.009	0.0005	11.80	6.21	2.13	0.40	0.11	0.019	0.004	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
43	0.008	0.06	0.72	0.004	0.0001	12.74	5.60	2.64	3.62	0.28	0.022	0.008	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-
44	0.007	0.08	0.50	0.025	0.0003	12.90	6.60	2.60	2.60	0.18	-	0.018	0.005	0.004	-	-	-	-	-	-	-
45	0.006	0.09	0.16	0.024	0.0002	13.51	5.73	2.53	1.35	0.03	0.011	0.001	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
46	0.007	0.01	0.62	0.013	0.0007	12.19	5.98	2.29	1.56	0.29	0.013	0.005	0.004	-	-	-	-	-	-	-	-
47	0.007	0.06	0.25	0.010	0.0001	12.30	6.27	3.17	2.54	0.05	0.021	0.008	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-

[0119] 各試験番号のインゴットを1250℃で3時間加熱して、熱間鍛造を実施して、ブロックを製造した。熱間鍛造後の各試験番号のブロックを、123

0℃で15分加熱して、熱間圧延を実施した。このようにして、13mmの厚さを有する中間鋼材（板材）を製造した。

[0120] 各試験番号の中間鋼材に対して、焼入れを実施した。具体的には、各試験番号の中間鋼材を900℃に保持された熱処理炉で加熱した後、水冷を実施して冷却した。なお、各試験番号の中間鋼材の、熱処理炉での在炉時間は、15分であった。

[0121] 焼入れされた各試験番号の中間鋼材に対して、焼戻しを実施して、各試験番号の鋼材（板材）を製造した。具体的には、各試験番号の中間鋼材に対して、第1焼戻し工程と、第2焼戻し工程とを、連続的に実施した。各試験番号において、第1焼戻し工程における焼戻し温度（焼戻し炉の温度）を「T1（℃）」、第1焼戻し工程における焼戻し時間（在炉時間）を「t1（分）」、第2焼戻し工程における焼戻し温度（焼戻し炉の温度）を「T2（℃）」、第2焼戻し工程における焼戻し時間（在炉時間）を「t2（分）」として、それぞれ表2に示す。

[0122]

[表2]

TABLE 2

試験 番号	焼戻し条件				ミクロ組織		Cu析出物 個数密度 ($\times 10^{21}$ 個/ m^3)	YS (MPa)	E (-50°C) (J)	耐食性 試験
	T1 ($^\circ\text{C}$)	t1 (分)	T2 ($^\circ\text{C}$)	t2 (分)	残留 γ (%)	フェライト (%)				
1	540	30	600	35	8	0	5.0	943	142	E
2	540	30	600	35	3	0	3.9	928	147	E
3	530	30	590	35	2	0	6.8	953	141	E
4	540	30	580	35	11	0	13.3	951	152	E
5	520	30	560	35	10	0	35.6	955	139	E
6	530	30	590	35	13	0	5.3	949	115	E
7	520	30	560	35	2	0	20.3	952	136	E
8	540	30	600	35	5	0	6.5	947	149	E
9	530	30	590	35	6	0	9.3	946	136	E
10	530	30	590	35	4	0	8.6	956	114	E
11	540	30	580	35	7	10	7.1	868	102	E
12	540	30	580	35	5	6	8.4	900	103	E
13	540	30	580	35	3	2	8.1	941	102	E
14	520	30	560	35	9	0	17.6	955	121	E
15	530	30	610	35	5	0	3.7	936	147	E
16	530	30	590	35	3	0	9.2	952	114	E
17	530	30	610	35	3	0	3.6	938	128	E
18	530	30	590	35	5	0	7.5	959	115	E
19	530	30	570	35	9	0	17.6	961	128	E
20	540	30	600	35	3	0	5.3	931	114	E
21	530	30	590	35	9	0	5.4	956	117	E
22	530	30	590	35	7	0	6.0	947	140	E
23	530	30	590	35	5	0	6.4	955	141	E
24	540	30	580	35	4	0	13.9	964	127	E
25	530	30	590	35	4	0	5.1	953	144	E
26	530	30	610	35	5	0	3.6	934	118	E
27	540	30	600	35	3	0	6.4	933	119	E
28	530	30	590	35	8	0	7.8	948	151	E
29	530	30	590	35	9	0	7.2	950	123	E
30	540	30	600	35	7	0	3.9	930	123	E
31	540	30	580	35	6	0	11.5	963	121	E
32	540	30	580	35	6	0	8.4	991	139	E
33	530	30	570	35	5	0	18.7	1017	127	E
34	530	30	570	35	5	0	18.5	1049	106	E
35	540	30	580	35	6	0	8.3	957	148	NA
36	520	30	560	35	10	0	31.8	964	146	NA
37	520	30	560	35	3	23	20.5	945	32	E
38	530	30	590	35	2	14	9.0	954	42	NA
39	520	30	560	35	20	0	25.8	843	139	-
40	520	30	560	35	10	0	22.5	896	122	NA
41	530	30	590	35	3	18	4.8	961	31	E
42	540	30	580	35	5	0	1.5	854	145	-
43	530	30	570	35	12	0	67.8	1070	32	NA
44	520	30	560	35	7	0	13.0	955	132	NA
45	570	45	-	-	4	0	1.5	915	44	E
46	570	45	-	-	4	0	1.8	909	48	E
47	550	30	610	35	6	0	0.8	885	44	E

[0123] [評価試験]

以上の製造方法によって製造された、各試験番号の鋼材（板材）に対して、ミクロ組織体積率測定試験、Cu析出物個数密度測定試験、引張試験、シャルピー衝撃試験、及び、耐食性試験を実施した。

[0124] [ミクロ組織体積率測定試験]

各試験番号の鋼材に対して、ミクロ組織体積率測定試験を実施して、残留オーステナイト及びフェライトの体積率を求めた。具体的に、各試験番号の鋼材について、上述のX線回折法により、残留オーステナイトの体積率(%)を求めた。得られた各試験番号の残留オーステナイトの体積率(%)を「残留 γ (%)」として、表2に示す。さらに、各試験番号の鋼材について、上述のJIS G 0555(2003)に準拠した点算法により、フェライトの体積率(%)を求めた。得られた各試験番号のフェライトの体積率(%)を「フェライト(%)」として、表2に示す。

[0125] [Cu析出物個数密度測定試験]

各試験番号の鋼材に対して、Cu析出物個数密度測定試験を実施して、Cu析出物の個数密度を求めた。具体的には、まず、各試験番号の鋼材の板厚中央部から、圧延方向5mm、板幅方向5mmの観察面を有する試験片を作製した。作製された試験片を用いて、上述の方法でCu析出物の個数密度を求めた。得られた各試験番号のCu析出物の個数密度(個/m³)を「Cu析出物個数密度($\times 10^{21}$ 個/m³)」として、表2に示す。

[0126] [引張試験]

各試験番号の鋼材に対して、ASTM E8/E8M(2013)に準拠した上述の方法で引張試験を実施して、降伏強度(MPa)を求めた。具体的には、まず、各試験番号の鋼材の板厚中央部から、引張試験用の丸棒試験片を作製した。なお、丸棒試験片の軸方向は、鋼材の圧延方向と平行であった。作製された各試験番号の丸棒試験片に対して、ASTM E8/E8M(2013)に準拠して、引張試験を実施した。引張試験で得られた0.2%オフセット耐力を、降伏強度(MPa)と定義した。得られた各試験番号の降伏強度を「YS(MPa)」として、表2に示す。

[0127] [シャルピー衝撃試験]

各試験番号の鋼材に対して、ASTM E23(2018)に準拠したシャルピー衝撃試験を実施して、低温靱性を評価した。具体的には、まず、各試験番号の鋼材の板厚中央部から、API 5CRA(2010)に準拠し

て、シャルピー衝撃試験用のVノッチ試験片を作製した。作製された各試験番号の3本の試験片を -50°C に冷却し、ASTM E23(2016)に準拠したシャルピー衝撃試験を実施して、吸収エネルギー(J)を求めた。求めた吸収エネルギーの算術平均値を、吸収エネルギー(J)と定義した。得られた各試験番号の吸収エネルギー(J)を「E(-50°C)(J)」として、表2に示す。

[0128] [耐食性試験]

各試験番号の鋼材のうち、125ksi以上(862MPa以上)の降伏強度を有する鋼材に対して、NACE TM0177-2016 Method Aに準拠した方法で、耐食性を評価した。具体的には、該当する試験番号の鋼材の板厚中央部から、丸棒試験片を3本作製した。丸棒試験片は、いずれも径6.35mm、平行部の長さ25.4mmであり、丸棒試験片の軸方向は、鋼材の圧延方向と平行であった。

[0129] 試験溶液は、酢酸を添加してpHを4.0に調整した、20質量%の塩化ナトリウムと0.41g/Lの酢酸ナトリウムとの混合水溶液とした。丸棒試験片に対して、実降伏応力の90%に相当する応力を負荷した。3つの試験容器に 24°C の試験溶液を注入し、試験浴とした。応力が負荷された3本の丸棒試験片を、1本ずつ異なる試験容器の試験浴に浸漬した。試験浴を脱気した後、0.1atmの H_2S ガスと0.9atmの CO_2 ガスとの混合ガスを試験浴に吹き込み、試験浴に混合ガスを飽和させた。混合ガスが飽和した試験浴を、 24°C で720時間保持した。

[0130] 720時間保持後の丸棒試験片を、肉眼、倍率10倍のルーペ、及び、倍率100倍の光学顕微鏡によって観察した。観察の結果、全ての丸棒試験片に割れが確認されなかったものを、「E」(Excellent)と評価した。一方、少なくとも1本の丸棒試験片に割れが確認されたものを、「NA」(Not Acceptable)と評価した。なお、降伏強度が125ksi(862MPa)に満たなかったものについては、「-」(評価なし)とした。得られた各試験番号の耐食性の評価結果を表2に示す。

[0131] [評価結果]

表1及び表2を参照して、試験番号1～34の鋼材の化学組成は適切であり、製造方法も上述の好ましい製造方法の条件を満たしていた。その結果、ミクロ組織において、残留オーステナイトが0～15体積%であり、フェライトが0～10体積%であった。さらに、Cu析出物の個数密度が $3.0 \times 10^{21} \sim 50.0 \times 10^{21}$ 個/m³であった。さらに、降伏強度が862MPa以上であった。すなわち、試験番号1～34の鋼材は、125ksi以上の降伏強度を有していた。さらに、吸収エネルギーが100J以上となり、極低温環境においても、優れた低温靱性を有していた。さらに、耐食性試験の評価が「E」となり、優れた耐食性を有していた。

[0132] 一方、試験番号35の鋼材は、C含有量が高すぎた。その結果、耐食性評価が「NA」となった。すなわち、試験番号35の鋼材は、優れた耐食性を有していなかった。

[0133] 試験番号36の鋼材は、Cr含有量が低すぎた。その結果、耐食性評価が「NA」となった。すなわち、試験番号36の鋼材は、優れた耐食性を有していなかった。

[0134] 試験番号37の鋼材は、Cr含有量が高すぎた。その結果、ミクロ組織におけるフェライトの体積率が高すぎた。その結果、吸収エネルギーが100J未満となった。すなわち、試験番号37の鋼材は、優れた低温靱性を有していなかった。

[0135] 試験番号38の鋼材は、Ni含有量が低すぎた。その結果、ミクロ組織におけるフェライトの体積率が高すぎた。その結果、吸収エネルギーが100J未満となった。さらに、耐食性評価が「NA」となった。すなわち、試験番号38の鋼材は、優れた低温靱性と、優れた耐食性のいずれも有していなかった。

[0136] 試験番号39の鋼材は、Ni含有量が高すぎた。その結果、ミクロ組織における残留オーステナイトの体積率が高すぎた。その結果、降伏強度が862MPa未満となった。すなわち、試験番号39の鋼材は、125ksi以

上の降伏強度を有していなかった。

- [0137] 試験番号40の鋼材は、Mo含有量が低すぎた。その結果、耐食性の評価が「NA」となった。すなわち、試験番号40の鋼材は、優れた耐食性を有していなかった。
- [0138] 試験番号41の鋼材は、Mo含有量が高すぎた。その結果、ミクロ組織におけるフェライトの体積率が高すぎた。その結果、吸収エネルギーが100 J未満となった。すなわち、試験番号41の鋼材は、優れた低温靱性を有していなかった。
- [0139] 試験番号42の鋼材は、Cu含有量が低すぎた。その結果、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} 個/m³未満となった。その結果、降伏強度が862 MPa未満となった。すなわち、試験番号42の鋼材は、125 ksi以上の降伏強度を有していなかった。
- [0140] 試験番号43の鋼材は、Cu含有量が高すぎた。その結果、Cu析出物の個数密度が 50.0×10^{21} 個/m³を超えた。その結果、吸収エネルギーが100 J未満となった。さらに、耐食性の評価が「NA」となった。すなわち、試験番号43の鋼材は、優れた低温靱性と、優れた耐食性のいずれも有していなかった。
- [0141] 試験番号44の鋼材は、Co含有量が低すぎた。その結果、耐食性の評価が「NA」となった。すなわち、試験番号44の鋼材は、優れた耐食性を有していなかった。
- [0142] 試験番号45及び46の鋼材は、製造工程において、第1焼戻し工程における焼戻し温度T1が高すぎた。さらに、第2焼戻し工程を実施しなかった。その結果、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} 個/m³未満となった。その結果、吸収エネルギーが100 J未満となった。すなわち、試験番号45及び46の鋼材は、優れた低温靱性を有していなかった。
- [0143] 試験番号47の鋼材は、製造工程において、第1焼戻し工程における焼戻し温度T1が高すぎた。その結果、Cu析出物の個数密度が 3.0×10^{21} 個/m³未満となった。その結果、吸収エネルギーが100 J未満となった。す

なわち、試験番号47の鋼材は、優れた低温靱性を有していなかった。

[0144] 以上、本開示の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本開示を実施するための例示に過ぎない。したがって、本開示は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.030%未満、

Si : 1.00%以下、

Mn : 0.05~2.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 11.50~14.00%、

Ni : 5.00~7.50%、

Mo : 1.10~3.50%、

Cu : 0.50~3.50%、

Co : 0.01~0.30%、

Al : 0.001~0.100%、

N : 0.001~0.100%、

O : 0.010%以下、

W : 0~2.00%、

V : 0~0.300%、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.300%、

Ca : 0~0.0100%、

Mg : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.100%、

B : 0~0.0100%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

ミクロ組織が、体積%で、0~15%の残留オーステナイト、0~10%のフェライト、及び、残部がマルテンサイトからなり、

降伏強度が、862MPa以上であり、

鋼材中において、Cu析出物の個数密度が $3.0 \times 10^{21} \sim 50.$

0 × 10²¹個/m³である、

マルテンサイト系ステンレス鋼材。

[請求項2]

請求項1に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材であって、

W : 0.01 ~ 2.00%、

V : 0.001 ~ 0.300%、

Ti : 0.001 ~ 0.300%、

Nb : 0.001 ~ 0.300%、

Ca : 0.0010 ~ 0.0100%、

Mg : 0.0010 ~ 0.0100%、

希土類元素 : 0.001 ~ 0.100%、及び、

B : 0.0001 ~ 0.0100%からなる群から選択される1元素以上を含有する、

マルテンサイト系ステンレス鋼材。

[請求項3]

請求項1又は2に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法であって、

質量%で、

C : 0.030%未満、

Si : 1.00%以下、

Mn : 0.05 ~ 2.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 11.50 ~ 14.00%、

Ni : 5.00 ~ 7.50%、

Mo : 1.10 ~ 3.50%、

Cu : 0.50 ~ 3.50%、

Co : 0.01 ~ 0.30%、

Al : 0.001 ~ 0.100%、

N : 0.001 ~ 0.100%、

O : 0.010%以下、
W : 0~2.00%、
V : 0~0.300%、
Ti : 0~0.300%、
Nb : 0~0.300%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
希土類元素 : 0~0.100%、
B : 0~0.0100%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなる中間鋼材を準備する準備工程と、
前記準備工程後、800~1000℃の前記中間鋼材を焼入れする
焼入れ工程と、

前記焼入れ工程後の前記中間鋼材を、500~545℃の焼戻し温
度、5~60分の焼戻し時間で焼戻しする第1焼戻し工程と、

前記第1焼戻し工程後の前記中間鋼材を、555~650℃の焼戻
し温度、10~90分の焼戻し時間で焼戻しする第2焼戻し工程とを
備える、

マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法。

[請求項4]

請求項3に記載のマルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法であ
って、

前記中間鋼材は、

W : 0.01~2.00%、
V : 0.001~0.300%、
Ti : 0.001~0.300%、
Nb : 0.001~0.300%、
Ca : 0.0010~0.0100%、
Mg : 0.0010~0.0100%、
希土類元素 : 0.001~0.100%、及び、

B : 0.0001 ~ 0.0100% からなる群から選択される 1 元素以上を含有する、

マルテンサイト系ステンレス鋼材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2021/015263

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 8/00 (2006.01) i; C22C 38/00 (2006.01) i; C22C 38/58 (2006.01) i
 FI: C22C38/00 302Z; C22C38/58; C21D8/00 E

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)

C21D8/00; C22C38/00-38/60

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	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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	WO 2020/071344 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 09 April 2020 (2020-04-09)	1-4
A	WO 2018/181404 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 04 October 2018 (2018-10-04)	1-4
A	JP 8-246107 A (NIPPON STEEL CORP.) 24 September 1996 (1996-09-24)	1-4

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 17 June 2021 (17.06.2021)	Date of mailing of the international search report 29 June 2021 (29.06.2021)
--	---

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
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2021/015263

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2020/071344 A1	09 Apr. 2020	(Family: none)	
WO 2018/181404 A1	04 Oct. 2018	EP 3604591 A1 CN 110462085 A MX 2019011443 A BR 112019017764 A2 RU 2718019 C1	
JP 8-246107 A	24 Sep. 1996	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/00(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 302Z; C22C38/58; C21D8/00 E		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D8/00; C22C38/00-38/60 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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	WO 2020/071344 A1（日本製鉄株式会社）09.04.2020（2020-04-09）	1-4
A	WO 2018/181404 A1（新日鐵住金株式会社）04.10.2018（2018-10-04）	1-4
A	JP 8-246107 A（新日本製鐵株式会社）24.09.1996（1996-09-24）	1-4
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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 17.06.2021	国際調査報告の発送日 29.06.2021	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 毅 4K 4799 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/JP2021/015263

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/071344	A1	09.04.2020	(ファミリーなし)			
WO	2018/181404	A1	04.10.2018	EP	3604591	A1	
				CN	110462085	A	
				MX	2019011443	A	
				BR	112019017764	A2	
				RU	2718019	C1	
JP	8-246107	A	24.09.1996	(ファミリーなし)			