

(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
2024年10月10日(10.10.2024)



(10) 国際公開番号

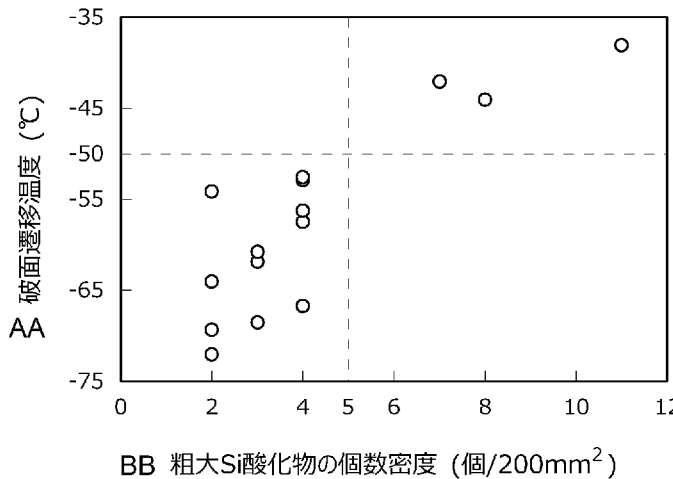
WO 2024/209921 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/010558
- (22) 国際出願日: 2024年3月18日(18.03.2024)
- (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 2023-061982 2023年4月6日(06.04.2023) JP
特願 2023-128481 2023年8月7日(07.08.2023) 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: 神谷 裕紀 (KAMITANI, Hiroki); 〒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).
近藤 桂一 (KONDO, Keiichi); 〒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: アセンド弁理士法人 (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,

(54) Title: STEEL MATERIAL

(54) 発明の名称: 鋼材

FIG. 1



AA Fracture surface transition temperature

BB Number density of coarse Si oxides (counts/200 mm²)

(57) Abstract: Provided is a steel material having both high strength of at least 125 ksi and excellent low-temperature toughness. This steel material contains, in mass%, 0.15-0.45% of C, 0.05-1.00% of Si, 0.05-1.00% of Mn, 0.030% or less of P, 0.0050% or less of S, 0.005-0.100% of Al, 0.30-1.50% of Cr, 0.20-2.00% of Mo, 0.002-0.030% of Ti, 0.002-0.100% of Nb, 0.0005-0.0040% of B, 0.0100% or less of N, and 0.0040% or less of O, with the remainder comprising Fe and impurities, and has a yield strength of 862-1034 MPa. In the steel material, the number density

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, 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))

of Al oxides having a major axis of at least 5.0 μm is less than 30 counts/200 mm^2 , and the number density of Si oxides having a major axis of at least 5.0 μm is 5 counts/200 mm^2 or less.

(57) 要約: 125ksi以上の高い強度と、優れた低温靱性とを両立する鋼材を提供する。本開示による鋼材は、質量%で、C: 0.15~0.45%、Si: 0.05~1.00%、Mn: 0.05~1.00%、P: 0.030%以下、S: 0.0050%以下、Al: 0.005~0.100%、Cr: 0.30~1.50%、Mo: 0.20~2.00%、Ti: 0.002~0.030%、Nb: 0.002~0.100%、B: 0.0005~0.0040%、N: 0.0100%以下、O: 0.0040%以下、及び、残部がFe及び不純物からなり、降伏強度が862~1034MPaであり、鋼材中において、長径が5.0 μm 以上のAl酸化物の個数密度が30個/200 mm^2 未満であり、長径が5.0 μm 以上のSi酸化物の個数密度が5個/200 mm^2 以下である。

明 細 書

発明の名称：鋼材

技術分野

[0001] 本開示は鋼材に関し、さらに詳しくは、油井での使用に適した鋼材に関する。

背景技術

[0002] 油井及びガス井（以下、油井及びガス井を総称して、単に「油井」という）の深井戸化により、油井用鋼管に代表される油井用鋼材の高強度化が要求されている。具体的には、80ksi級（降伏強度が80～95ksi未満、つまり、552～655MPa未満）や、95ksi級（降伏強度が95～110ksi未満、つまり、655～758MPa未満）の油井用鋼材が広く利用されており、最近ではさらに、110ksi級（降伏強度が758～862MPa未満）の油井用鋼材が求められ始めている。

[0003] 油井ではさらに、腐食性を有する硫化水素ガス（ H_2S ）や炭酸ガス（ CO_2 ）等を含有する場合がある。そのため、油井用鋼材としての使用が想定される鋼材には、高強度だけでなく、優れた耐食性も求められる。また、油井用鋼材では、使用中の鋼材には応力が負荷される。そのため、油井用鋼材の優れた耐食性の指標として耐硫化物応力割れ性（耐Sulfide Stress Cracking性：以下、耐SSC性という）が用いられてきた。

[0004] 鋼材の強度と耐SSC性とを高める技術が、特開2006-28612号公報（特許文献1）、国際公開第2008/123422号（特許文献2）、及び、特開2017-166060号公報（特許文献3）に提案されている。

[0005] 特許文献1に開示される鋼材は、鋼管用鋼であって、質量%で、C：0.2～0.7%、Si：0.01～0.8%、Mn：0.1～1.5%、S：0.005%以下、P：0.03%以下、Al：0.0005～0.1%、Ti：0.005～0.05%、Ca：0.0004～0.005%、N：

0.007%以下、Cr:0.1~1.5%、Mo:0.2~1.0%、残部がFe及び不純物からなる。この鋼材はさらに、Ca、Al、Ti、N、O及びSを含む非金属介在物の介在物中の(Ca%)/(Al%)が0.55~1.72、かつ、(Ca%)/(Ti%)が0.7~19である。この鋼材は、758MPaを超える高い降伏強度と、優れた耐SSC性とを有する、と特許文献1には記載されている。

[0006] 特許文献2に開示される鋼材は、低合金鋼であって、質量%で、C:0.10~0.20%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.05~1.5%、Cr:1.0~2.0%、Mo:0.05~2.0%、Al:0.10%以下、及び、Ti:0.002~0.05%を含有し、かつ、 $C_{eq} (=C + (Mn/6) + (Cr+Mo+V)/5)$ が0.65以上であり、残部がFe及び不純物からなり、不純物中において、P:0.025%以下、S:0.010%以下、N:0.007%以下、B:0.0003%未満である。この鋼材はさらに、粒径が1 μ m以上のM₂₃C₆型析出物が0.1個/mm²以下である。この鋼材は、654~793MPaの降伏強度を有し、高圧の硫化水素環境でも優れた耐SSC性を有する、と特許文献2には記載されている。

[0007] 特許文献3に開示される鋼材は、高強度油井用鋼管用素材であって、質量%で、C:0.20~0.45%、Si:0.05~0.40%、Mn:0.3~0.9%、P:0.015%以下、S:0.005%以下、Al:0.005~0.10%、N:0.001~0.006%、Cr:0.1~0.8%、Mo:0.1~1.6%、V:0.02~0.2%、Nb:0.001~0.04%、B:0.0003~0.0030%、O(酸素):0.0030%以下、残部がFe及び不可避的不純物からなる。この鋼材はさらに、ロックウェル硬さHRCが式(15.6×[%C]+29.2)≦HRC<60.5×[%C]+31.1)を満たす。この鋼材によれば、758~862MPa未満の降伏強度と、優れた耐SSC性とを有する鋼管が得られる、と特許文献3には記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特開2006-28612号公報
特許文献2：国際公開第2008/123422号
特許文献3：特開2017-166060号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 近年さらに、海面下の深井戸についても開発が活発になってきている。具体的に、水深2000m以上のいわゆる深海の海底油田への使用が想定された油井用鋼材には、たとえば、125ksi以上の高い強度（降伏強度が125ksi以上、つまり、862MPa以上）が求められる。このような深海の海底油田はさらに、水温が低い。そのため、このような深海の海底油田への使用が想定された油井用鋼材には、低温靱性も求められる。しかしながら、鋼材の降伏強度を高めれば、鋼材の低温靱性の低下が懸念される。
- [0010] つまり、このような過酷な環境での使用が想定された油井用鋼材には、125ksi以上の高い強度と、優れた低温靱性との両立が求められる。一方、上記特許文献1～3では、125ksi以上の高い強度と、優れた低温靱性とを両立することについて、検討されていない。
- [0011] 本開示の目的は、125ksi以上（862MPa以上）の高い強度と、優れた低温靱性とを両立する鋼材を提供することである。

課題を解決するための手段

- [0012] 本開示による鋼材は、
質量%で、
C：0.15～0.45%、
Si：0.05～1.00%、
Mn：0.05～1.00%、
P：0.030%以下、

S : 0.0050%以下、
Al : 0.005~0.100%、
Cr : 0.30~1.50%、
Mo : 0.20~2.00%、
Ti : 0.002~0.030%、
Nb : 0.002~0.100%、
B : 0.0005~0.0040%、
N : 0.0100%以下、
O : 0.0040%以下、
V : 0~0.30%、
Cu : 0~0.50%、
Ni : 0~0.50%、
W : 0~0.50%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
Zr : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.0100%、及び、
残部がFe及び不純物からなり、
降伏強度が862~1034MPaであり、
前記鋼材中において、

質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上であり、
長径が5.0 μ m以上のAl酸化物の個数密度が、30個/200mm²未
満であり、

質量%で、Al含有量が20%未満であり、Si含有量が20%以上であ
り、O含有量が10%以上であり、長径が5.0 μ m以上のSi酸化物の個
数密度が、5個/200mm²以下である。

発明の効果

[0013] 本開示による鋼材は、125ksi以上(862MPa以上)の高い強度

と、優れた低温靱性とを両立できる。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]図1は、本実施例のうち降伏強度が945MPa未満の実施例について、粗大Si酸化物（長径が5.0 μ m以上のSi酸化物）の個数密度（個/200mm²）と、低温靱性の指標である破面遷移温度（ $^{\circ}$ C）との関係を示す図である。

[図2]図2は、本実施例のうち降伏強度が945MPa以上の実施例について、粗大Si酸化物（長径が5.0 μ m以上のSi酸化物）の個数密度（個/200mm²）と、低温靱性の指標である破面遷移温度（ $^{\circ}$ C）との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0015] まず本発明者らは、化学組成に着目して、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性とを両立する鋼材を得ることを検討した。その結果、本発明者らは、質量%で、C：0.15～0.45%、Si：0.05～1.00%、Mn：0.05～1.00%、P：0.030%以下、S：0.0050%以下、Al：0.005～0.100%、Cr：0.30～1.50%、Mo：0.20～2.00%、Ti：0.002～0.030%、Nb：0.002～0.100%、B：0.0005～0.0040%、N：0.0100%以下、O：0.0040%以下、V：0～0.30%、Cu：0～0.50%、Ni：0～0.50%、W：0～0.50%、Ca：0～0.0100%、Mg：0～0.0100%、Zr：0～0.0100%、希土類元素：0～0.0100%、及び、残部がFe及び不純物からなる鋼材であれば、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性とを両立できる可能性があると考えた。

[0016] 次に本発明者らは、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有する鋼材について、低温靱性を高める手法を種々検討した。具体的に本発明者らは、粗大な酸化物系介在物を低減できれば、降伏強度を維持したまま、低温靱性を高められる可能性があると考えた。ここで、上述の化学組成を

有する鋼材では、 Al_2O_3 を主体とするAl酸化物が粗大化しやすい。そのため、まず本発明者らは、粗大なAl酸化物に着目した。

[0017] 本発明者らによる検討の結果、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有する鋼材では、長径が $5.0\mu m$ 以上のAl酸化物の個数密度が30個/ $200mm^2$ 未満であれば、低温靱性を高められる可能性があることが明らかになった。ここで、本明細書では、質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上の粒子を「Al酸化物」ともいう。本明細書ではさらに、長径が $5.0\mu m$ 以上のAl酸化物を「粗大Al酸化物」ともいう。

[0018] ここで、Al酸化物は硬質な酸化物であり、鋼材の靱性を低下させやすい。特に、125ksi以上にまで降伏強度を高めた場合、粗大Al酸化物の影響が顕在化しやすく、低温靱性が顕著に低下しやすい。そこで、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有する本実施形態による鋼材では、粗大Al酸化物の個数密度を30個/ $200mm^2$ 未満とする。

[0019] 一方、上述の化学組成を有し、粗大Al酸化物の個数密度が30個/ $200mm^2$ 未満の鋼材であっても、125ksi以上の降伏強度を有する場合、安定して優れた低温靱性を得られない場合があった。そこで本発明者らは、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有し、粗大Al酸化物の個数密度が30個/ $200mm^2$ 未満の鋼材について、優れた低温靱性を安定して得るための手法を種々検討した。本発明者らによる詳細な検討の結果、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有し、粗大Al酸化物の個数密度が30個/ $200mm^2$ 未満の鋼材では、鋼材中の粗大Al酸化物だけでなく、粗大なSi酸化物も低減できれば、優れた低温靱性を安定して得られる可能性があることが明らかになった。

[0020] ここで、本明細書では、質量%で、Al含有量が20%未満であり、Si含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上の粒子を「Si酸化物」ともいう。本明細書ではさらに、長径が $5.0\mu m$ 以上のSi酸化物を「粗大Si酸化物」ともいう。以下、上述の化学組成と、125ksi以上の降

伏強度とを有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材について、粗大S i酸化物と、低温靱性との関係について、図面を用いて具体的に説明する。

[0021] 図1は、本実施例のうち降伏強度が945MPa未満の実施例について、粗大S i酸化物（長径が5.0μm以上のS i酸化物）の個数密度（個/200mm²）と、低温靱性の指標である破面遷移温度（℃）との関係を示す図である。図1は、後述する実施例のうち、上述の化学組成を満たし、862～945MPa未満の降伏強度を有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材について、後述する方法で求めた粗大S i酸化物の個数密度（個/200mm²）と、後述する方法で求めた破面遷移温度（℃）とを用いて作成した。

[0022] 図1を参照して、上述の化学組成と、862～945MPa未満の降伏強度とを有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材では、粗大S i酸化物の個数密度が5個/200mm²以下であれば、破面遷移温度が-50℃以下となり、優れた低温靱性を示した。

[0023] さらに、図2は、本実施例のうち降伏強度が945MPa以上の実施例について、粗大S i酸化物（長径が5.0μm以上のS i酸化物）の個数密度（個/200mm²）と、低温靱性の指標である破面遷移温度（℃）との関係を示す図である。図2は、後述する実施例のうち、上述の化学組成を満たし、945～1034MPaの降伏強度を有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材について、後述する方法で求めた粗大S i酸化物の個数密度（個/200mm²）と、後述する方法で求めた破面遷移温度（℃）とを用いて作成した。

[0024] 図2を参照して、上述の化学組成と、945～1034MPaの降伏強度とを有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材では、粗大S i酸化物の個数密度が5個/200mm²以下であれば、破面遷移温度が-40℃以下となり、優れた低温靱性を示した。

[0025] したがって、本実施形態では、上述の化学組成と、862～1034MP

aの降伏強度とを有し、粗大Al酸化物の個数密度を30個/200mm²未満とし、さらに、粗大Si酸化物の個数密度を5個/200mm²以下とする。その結果、本実施形態による鋼材は、125ksi以上の降伏強度と、優れた低温靱性とを両立することができる。

[0026] 粗大Si酸化物の個数密度を低減することによって、鋼材の低温靱性が高められる理由について、詳細は明らかになっていない。しかしながら、本発明者らは次のように推察している。上述の化学組成を有する鋼材を製造する場合、製鋼工程において、主としてアルミニウム（Al）による脱酸が実施される。そのため、上述の化学組成を有する鋼材では、Al₂O₃に代表されるAl酸化物について検討され、数の少ないSi酸化物には着目されてこなかった。しかしながら、125ksi以上にまで降伏強度を高めた場合、粗大Al酸化物だけでなく、数の少ない粗大Si酸化物であっても、低温靱性の低下が顕在化しやすい可能性がある。そのため、粗大Al酸化物の個数密度を30個/200mm²未満にするだけでなく、粗大Si酸化物の個数密度を5個/200mm²以下にもすることで、125ksi以上の降伏強度を有していても、優れた低温靱性を安定して得られるのではないかと本発明者らは推察している。

[0027] なお、本発明者らの推察とは異なるメカニズムによって、鋼材の低温靱性が高まっている可能性はあり得る。しかしながら、上述の化学組成と、125ksi以上の降伏強度とを有し、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200mm²未満の鋼材では、粗大Si酸化物の個数密度を5個/200mm²以下とすることで、優れた低温靱性が得られることは、後述の実施例によって証明されている。

[0028] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態による鋼材の要旨は、次のとおりである。

[0029] [1]

鋼材であって、

質量%で、

C : 0.15~0.45%、
Si : 0.05~1.00%、
Mn : 0.05~1.00%、
P : 0.030%以下、
S : 0.0050%以下、
Al : 0.005~0.100%、
Cr : 0.30~1.50%、
Mo : 0.20~2.00%、
Ti : 0.002~0.030%、
Nb : 0.002~0.100%、
B : 0.0005~0.0040%、
N : 0.0100%以下、
O : 0.0040%以下、
V : 0~0.30%、
Cu : 0~0.50%、
Ni : 0~0.50%、
W : 0~0.50%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
Zr : 0~0.0100%、

希土類元素 : 0~0.0100%、及び、
残部がFe及び不純物からなり、
降伏強度が862~1034MPaであり、
前記鋼材中において、

質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上であり、
長径が5.0 μ m以上のAl酸化物の個数密度が、30個/200mm²未満であり、

質量%で、Al含有量が20%未満であり、Si含有量が20%以上であ

り、O含有量が10%以上であり、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のSi酸化物の個数密度が、 $5\text{個}/200\text{mm}^2$ 以下である、

鋼材。

[0030] [2]

[1]に記載の鋼材であって、

V : 0.01~0.30%、

Cu : 0.01~0.50%、

Ni : 0.01~0.50%、

W : 0.01~0.50%、

Ca : 0.0001~0.0100%、

Mg : 0.0001~0.0100%、

Zr : 0.0001~0.0100%、及び、

希土類元素 : 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、

鋼材。

[0031] [3]

[1]又は[2]に記載の鋼材であって、

前記鋼材は継目無鋼管である、

鋼材。

[0032] 本実施形態による鋼材の形状は特に限定されない。本実施形態による鋼材は、鋼管であってもよく、丸鋼（中実材）であってもよく、鋼板であってもよい。なお、丸鋼とは、軸方向に垂直な断面が円形状の棒鋼を意味する。また、鋼管は継目無鋼管であってもよく、溶接鋼管であってもよい。

[0033] 以下、本実施形態による鋼材について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りが無い限り、質量%を意味する。

[0034] [化学組成]

本実施形態による鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

[0035] C : 0.15~0.45%

炭素（C）は鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。Cはさらに、製造工程中の焼戻しにおいて、炭化物の球状化を促進し、鋼材の低温靱性を高める。C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、炭化物が多くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、C含有量は0.15～0.45%である。C含有量の好ましい下限は0.18%であり、さらに好ましくは0.20%であり、さらに好ましくは0.22%であり、さらに好ましくは0.25%である。C含有量の好ましい上限は0.40%であり、さらに好ましくは0.38%であり、さらに好ましくは0.35%であり、さらに好ましくは0.30%である。

[0036] Si : 0.05～1.00%

ケイ素（Si）は、鋼を脱酸する。Si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、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、粗大Si酸化物が多数生成して、鋼材の低温靱性が低下する場合がある。したがって、Si含有量は0.05～1.00%である。好ましいSi含有量の下限は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。Si含有量の好ましい上限は0.85%であり、さらに好ましくは0.75%であり、さらに好ましくは0.60%であり、さらに好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.40%である。

[0037] Mn : 0.05～1.00%

マンガン（Mn）は鋼を脱酸する。Mnはさらに、鋼材の焼入れ性を高める。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、粗大な硫化物系介在物が生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Mn含有量は0.05～1

、0.0%である。Mn含有量の好ましい下限は0.06%であり、さらに好ましくは0.08%であり、さらに好ましくは0.10%である。Mn含有量の好ましい上限は0.90%であり、さらに好ましくは0.80%であり、さらに好ましくは0.70%であり、さらに好ましくは0.60%であり、さらに好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.45%である。

[0038] P : 0.030%以下

燐（P）は不純物である。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が粒界に偏析し、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、P含有量は0.030%以下である。P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%であり、さらに好ましくは0.010%である。P含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、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0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

[0039] S : 0.0050%以下

硫黄（S）は不純物である。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が粒界に偏析し、鋼材の低温靱性が低下する。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%であり、さらに好ましくは0.0015%である。S含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、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。

[0040] Al : 0.005~0.100%

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ず、鋼材の低温靱性が低下する。一方、Al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Al酸化物が多数生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Al含有量は0.005~0.100%である。Al含有量の好ましい下限は0.010%であり、さらに好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.020%である。Al含有量の好ましい上限は0.080%であり、さらに好ましくは0.060%であり、さらに好ましくは0.040%であり、さらに好ましくは0.035%である。本明細書にいう「Al」含有量は「酸可溶Al」、つまり、「sol. Al」の含有量を意味する。

[0041] Cr : 0.30~1.50%

クロム (Cr) は鋼材の焼入れ性を高める。Crはさらに、鋼材の焼戻し軟化抵抗を高め、高温焼戻しを可能にする。その結果、鋼材の低温靱性が高まる。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、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Cr含有量は0.30~1.50%である。Cr含有量の好ましい下限は0.35%であり、さらに好ましくは0.40%であり、さらに好ましくは0.50%である。Cr含有量の好ましい上限は1.40%であり、さらに好ましくは1.30%であり、さらに好ましくは1.20%であり、さらに好ましくは1.10%であり、さらに好ましくは1.05%である。

[0042] Mo : 0.20~2.00%

モリブデン (Mo) は鋼材の焼入れ性を高める。Moはさらに、鋼材の焼戻し軟化抵抗を高め、高温焼戻しを可能にする。その結果、鋼材の低温靱性が高まる。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含有量が高すぎれば、上記効果が飽和する。したがって、Mo含有量は0.20~2.00%である。Mo含有量の好ましい下限は0.22%であり、さらに好ましくは0.25%であり、さらに好ましくは0.30%であり、さらに好ましくは0.40%であり、さらに好ましくは0.45%であり、さらに好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.60%である。Mo含有量の好ましい上限は1.80%であり、さらに好ましくは1.60%であり、さらに好ましくは1.40%であり、さらに好ましくは1.30%である。なお、降伏強度が945MPa以上の場合、Mo含有量の下限は0.40%であるのが好ましい。

[0043] Ti : 0.002~0.030%

チタン (Ti) はNと結合して窒化物を形成し、ピンニング効果により鋼材の結晶粒を微細化する。その結果、鋼材の強度が高まる。Ti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、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、Ti窒化物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Ti含有量は0.002~0.030%である。Ti含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.004%である。Ti含有量の好ましい上限は0.028%であり、さらに好ましくは0.025%であり、さらに好ましくは0.023%であり、さらに好ましくは0.020%であり、さらに好ましくは0.018%であり、さらに好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.008%である。

[0044] Nb : 0.002~0.100%

ニオブ (Nb) はC及び/又はNと結合して、炭化物、窒化物又は炭窒化物 (以下、「炭窒化物等」という) を形成する。炭窒化物等はピンニング効果により、鋼材の結晶粒を微細化し、鋼材の低温靱性を高める。Nbはさらに、焼戻し時に微細な炭化物を形成して鋼材の焼戻し軟化抵抗を高め、鋼材

の強度を高める。Nb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、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、炭窒化物等が過剰に生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Nb含有量は0.002~0.100%である。Nb含有量の好ましい下限は0.005%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.020%であり、さらに好ましくは0.025%である。Nb含有量の好ましい上限は0.080%であり、さらに好ましくは0.060%であり、さらに好ましくは0.040%であり、さらに好ましくは0.035%である。

[0045] B : 0.0005~0.0040%

ホウ素(B)は鋼に固溶して鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。B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、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、粗大な窒化物が生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、B含有量は0.0005~0.0040%である。B含有量の好ましい下限は0.0006%であり、さらに好ましくは0.0008%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0.0035%であり、さらに好ましくは0.0030%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%である。

[0046] N : 0.0100%以下

窒素(N)は不可避に含有される。すなわち、N含有量の下限は0%超である。NはTiと結合して窒化物を形成し、ピンニング効果により、鋼材の結晶粒を微細化する。その結果、鋼材の強度が高まる。しかしながら、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、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、N含有量は0.0100%以下である。N含有量の好ましい上限は0.0080%であ

り、さらに好ましくは0.0060%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0045%であり、さらに好ましくは0.0040%である。上記効果をより有効に得るためのN含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0015%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0030%である。

[0047] O : 0.0040%以下

酸素(O)は不純物である。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、粗大な酸化物が形成し、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、O含有量は0.0040%以下である。O含有量の好ましい上限は0.0035%であり、さらに好ましくは0.0030%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%である。O含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、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0.0002%であり、さらに好ましくは0.0003%である。

[0048] 本実施形態による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、本実施形態による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。

[0049] [任意元素]

上述の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Vを含有してもよい。

[0050] V : 0~0.30%

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は炭窒化物等を形成す

る。炭窒化物等はピンニング効果により、鋼材の結晶粒を微細化し、鋼材の低温靱性を高める。Vはさらに、焼戻し時に微細な炭化物を形成して鋼材の焼戻し軟化抵抗を高め、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。しかしながら、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、炭窒化物等が過剰に生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、V含有量は0~0.30%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0.01%であり、さらに好ましくは0.03%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.08%である。V含有量の好ましい上限は0.25%であり、さらに好ましくは0.20%であり、さらに好ましくは0.15%である。なお、降伏強度が945MPa以上の場合、V含有量の下限は0.01%であるのが好ましい。

[0051] 上述の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Cu、及び、Ni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、鋼材の焼入れ性を高める。

[0052] Cu : 0~0.50%

銅(Cu)は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Cu含有量は0%であってもよい。含有される場合、Cuは鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。Cuが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、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、鋼材の焼入れ性が高くなりすぎ、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Cu含有量は0~0.50%である。Cu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0.03%である。Cu含有量の好ましい上限は0.35%であり、さらに好ましくは0.25%であり、さらに好ましくは0.15%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0053] Ni : 0~0.50%

ニッケル (Ni) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ni含有量は0%であってもよい。含有される場合、Niは鋼材の焼入れ性を高め、鋼材の強度を高める。Niはさらに、鋼に固溶して、鋼材の低温靱性を高める。Niが少しでも含有されれば、これらの効果がある程度得られる。しかしながら、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、局部的な腐食が促進され、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Ni含有量は0~0.50%である。Ni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%である。Ni含有量の好ましい上限は0.30%であり、さらに好ましくは0.20%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0054] 上述の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。

[0055] W : 0~0.50%

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はサワー環境において、保護性の腐食被膜を形成し、鋼材への水素の侵入を抑制する。これにより、鋼材の低温靱性を高める。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。しかしながら、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、鋼材中に粗大な炭化物が生成して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、W含有量は0~0.50%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0.03%であり、さらに好ましくは0.05%である。W含有量の好ましい上限は0.50%未満であり、さらに好ましくは0.48%である。

[0056] 上述の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Ca、Mg、Zr、及び、希土類元素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、鋼材中のSを硫化物として無害

化する。その結果、これらの元素は鋼材の低温靱性を高める。

[0057] 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、鋼材の低温靱性を高める。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。しかしながら、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、鋼材中の酸化物が粗大化して、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0.0003%であり、さらに好ましくは0.0006%である。Ca含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%である。

[0058] 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、鋼材の低温靱性を高める。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。しかしながら、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、鋼材中の酸化物が粗大化して、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0.0003%であり、さらに好ましくは0.0006%である。Mg含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%である。

[0059] Zr : 0~0.0100%

ジルコニウム (Zr) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Zr含有量は0%であってもよい。含有される場合、Zrは鋼材中のS

を硫化物として無害化し、鋼材の低温靱性を高める。Zrが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Zr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、鋼材中の酸化物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、Zr含有量は0～0.0100%である。Zr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0.0003%であり、さらに好ましくは0.0006%である。Zr含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

[0060] 希土類元素 (REM) : 0～0.0100%

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、鋼材の低温靱性を高める。REMはさらに、鋼材中のPと結合して、結晶粒界におけるPの偏析を抑制する。そのため、Pの偏析に起因した鋼材の低温靱性の低下が抑制される。REMが少しでも含有されれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果がある程度得られる。しかしながら、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、鋼材中の酸化物が粗大化して、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、REM含有量は0～0.0100%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0.0001%であり、さらに好ましくは0.0003%であり、さらに好ましくは0.0006%である。REM含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%である。

[0061] 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、これら元素の合計含有量を意味する。

[0062] [降伏強度]

本実施形態による鋼材の降伏強度は862~1034MPa(125~150ksi)である。本明細書でいう降伏強度は、降伏強度が862~945MPa未満の場合、ASTM E8/E8M(2021)に準拠した常温(25℃)での引張試験で得られた0.65%伸び時の応力(0.65%耐力)を意味する。本明細書でいう降伏強度は、降伏強度が945~1034MPaの場合、ASTM E8/E8M(2021)に準拠した常温(25℃)での引張試験で得られた0.7%全伸び時の応力(0.7%全伸び耐力)を意味する。本実施形態による鋼材は、上述の化学組成を有し、後述する粗大Al酸化物の個数密度、及び、粗大Si酸化物の個数密度を満たすことで、降伏強度が862~1034MPaであっても、優れた低温靱性を有する。

[0063] 本実施形態による鋼材の降伏強度は、次の方法で求める。まず、本実施形態による鋼材から、丸棒試験片を作製する。鋼材が鋼板の場合、板厚中央部から丸棒試験片を作製する。この場合、丸棒試験片の軸方向は、鋼板の圧延方向に平行な方向とする。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から丸棒試験片を作製する。この場合、丸棒試験片の軸方向は、鋼管の管軸方向に平行な方向とする。鋼材が丸鋼である場合、R/2位置から丸棒試験片を作製する。本明細書において、R/2位置とは、丸鋼の軸方向に垂直な断面における半径Rの中心位置を意味する。この場合、丸棒試験片の軸方向は、丸鋼の軸方向に平行な方向とする。丸棒試験片の大きさは、たとえば、平行部直径8.9mm、標点距離35.6mmである。

[0064] 作製された丸棒試験片を用いて、ASTM E8/E8M(2021)に準拠した方法で、常温(25℃)、大気中で引張試験を実施する。得られた0.65%伸び時の応力(0.65%耐力)が862~945MPa未満の場合、0.65%耐力を降伏強度(MPa)と定義する。得られた0.7%

全伸び時の応力（0.7%全伸び耐力）が945～1034 MPaの場合、0.7%全伸び耐力を降伏強度（MPa）と定義する。なお、本実施形態において降伏強度（MPa）は、得られた数値の小数第一位を四捨五入して求める。

[0065] [粗大Al酸化物の個数密度]

本実施形態による鋼材は、上述の化学組成と、862～1034 MPaの降伏強度を有し、さらに、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200 mm²未満である。上述のとおり、本明細書では、質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上の粒子を「Al酸化物」ともいう。上述のとおり、本明細書ではさらに、長径が5.0 μm以上のAl酸化物を「粗大Al酸化物」ともいう。つまり、粗大Al酸化物とは、質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上であり、長径が5.0 μm以上の粒子を意味する。

[0066] 上述のとおり、上述の化学組成を有する鋼材を製造する場合、製鋼工程において、主としてアルミニウム（Al）による脱酸が実施される。そのため、上述の化学組成を有する鋼材では、Al酸化物が多数形成されやすい。さらに、Al酸化物は硬質な酸化物であり、鋼材の靱性を低下させやすい。特に、125 ksi以上の高い降伏強度を有する場合、粗大Al酸化物の影響が顕在化しやすく、低温靱性が顕著に低下しやすくなる。そこで、上述の化学組成と、862～1034 MPaの降伏強度とを有する本実施形態による鋼材では、粗大Al酸化物の個数密度を30個/200 mm²未満とする。

[0067] 本実施形態において、粗大Al酸化物の個数密度の好ましい上限は28個/200 mm²であり、さらに好ましくは26個/200 mm²であり、さらに好ましくは25個/200 mm²であり、さらに好ましくは22個/200 mm²である。本実施形態において、粗大Al酸化物の個数密度の下限は特に限定されず、0個/200 mm²であってもよい。粗大Al酸化物の個数密度の下限は、たとえば、5個/200 mm²であってもよく、7個/200 mm²であってもよく、9個/200 mm²であってもよい。粗大Al酸化物の個数密

度を求める方法は、後述する。

[0068] [粗大S i 酸化物の個数密度]

本実施形態による鋼材は、上述の化学組成と、862～1034MPaの降伏強度を有し、粗大A l 酸化物の個数密度が30個/200mm²未満であり、さらに、粗大S i 酸化物の個数密度が5個/200mm²以下である。上述のとおり、本明細書では、質量%で、A l 含有量が20%未満であり、S i 含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上の粒子を「S i 酸化物」ともいう。上述のとおり、本明細書ではさらに、長径が5.0μm以上のS i 酸化物を「粗大S i 酸化物」ともいう。つまり、粗大S i 酸化物とは、質量%で、A l 含有量が20%未満であり、S i 含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上であり、長径が5.0μm以上の粒子を意味する。

[0069] 上述のとおり、これまでS i 酸化物は、その数の少なさから着目されてこなかった。しかしながら、125ksi以上の高い降伏強度を有する場合、粗大A l 酸化物だけでなく、数の少ない粗大S i 酸化物であっても、低温靱性の低下が顕在化しやすい可能性がある。そのため、粗大A l 酸化物の個数密度を30個/200mm²未満にするだけでなく、粗大S i 酸化物の個数密度を5個/200mm²以下にもすることで、125ksi以上にまで降伏強度を高めても、優れた低温靱性を安定して得られる可能性がある。そこで、本実施形態による鋼材は、上述の化学組成と、862～1034MPaの降伏強度とを有し、鋼材中の粗大A l 酸化物の個数密度が30個/200mm²未満とし、さらに、粗大S i 酸化物の個数密度が5個/200mm²以下とする。

[0070] 本実施形態において、粗大S i 酸化物の個数密度の好ましい上限は4個/200mm²であり、さらに好ましくは3個/200mm²である。本実施形態において、粗大S i 酸化物の個数密度の下限は特に限定されず、0個/200mm²であってもよい。粗大S i 酸化物の個数密度の下限は、たとえば、1個/200mm²であってもよい。

[0071] 本実施形態において、鋼材中の粗大A l 酸化物の個数密度、及び、粗大S

i 酸化物の個数密度は、次の方法で求めることができる。まず、本実施形態による鋼材から、圧延方向及び圧下方向を含む面を観察面とする試験片を作製する。具体的に、鋼材が鋼板の場合、板厚中央部から、圧延方向と板厚方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から、管軸方向と管径方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。鋼材が丸鋼である場合、 $R/2$ 位置を中央に含み、軸方向と径方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。

[0072] 作製した試験片の観察面を鏡面に研磨した後、測定を行う。観察面の面積は限定されないが、たとえば、 300mm^2 ($20\text{mm} \times 15\text{mm}$) とする。観察面において、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のAl酸化物の個数を求める。観察面においてさらに、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のSi酸化物の個数を求める。具体的には、まず観察面における粒子をコントラストから特定する。特定した各粒子について、元素濃度分析(EDS分析)を実施する。EDS分析では、加速電圧を 20kV とし、対象元素をN、O、Mg、Al、Si、P、S、Ca、Ti、Cr、Mn、Fe、Cu、Zr、Nbとして定量する。各粒子のEDS分析結果に基づいて、質量%でAl含有量が20%以上であり、かつ、O含有量が10%以上である場合、その粒子を「Al酸化物」と特定する。各粒子のEDS分析結果に基づいてさらに、質量%でAl含有量が20%未満であり、Si含有量が20%以上であり、かつ、O含有量が10%以上である場合、その粒子を「Si酸化物」と特定する。

[0073] 観察面において特定されたAl酸化物のうち、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のAl酸化物(粗大Al酸化物)を特定し、粗大Al酸化物の総個数を求める。さらに、観察面において特定されたSi酸化物のうち、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のSi酸化物(粗大Si酸化物)を特定し、粗大Si酸化物の総個数を求める。なお、Al酸化物及びSi酸化物の長径は、周知の方法で求めることができる。また、本明細書において、Al酸化物及びSi酸化物の長径とは、観察面において、Al酸化物及びSi酸化物の外周上の任意の2点を結ぶ線分のうち、最長の線分を意味する。

[0074] 粗大A I酸化物の総個数と、観察面の総面積とに基づいて、粗大A I酸化物の個数密度（個／200mm²）を求める。さらに、粗大S i酸化物の総個数と、観察面の総面積とに基づいて、粗大S i酸化物の個数密度（個／200mm²）を求める。なお、本実施形態において、粗大A I酸化物の個数密度（個／200mm²）、及び、粗大S i酸化物の個数密度（個／200mm²）はいずれも、得られた数値の小数第一位を四捨五入して求める。また、粗大A I酸化物及び粗大S i酸化物の個数密度の測定は、走査電子顕微鏡に組成分析機能を付与された装置（SEM-EDS装置）を用いて行うことができる。SEM-EDS装置としてたとえば、FEI（ASPEX）社製の自動分析装置である商品名：Metals Quality Analyzerを用いることができる。

[0075] [低温靱性]

本実施形態による鋼材は、上述の化学組成と、862～1034MPaの降伏強度を有し、粗大A I酸化物の個数密度が30個／200mm²未満であり、さらに、粗大S i酸化物の個数密度が5個／200mm²以下である。その結果、本実施形態による鋼材は、降伏強度が125ksi以上であっても、優れた低温靱性を有する。本実施形態において、優れた低温靱性を有するとは、以下に記載のASTM E23（2018）に準拠したシャルピー衝撃試験によって判断される。

[0076] まず、本実施形態による鋼材から、API 5CT（2019）に準拠して、フルサイズ又はサブサイズのVノッチ試験片を作製する。ここで、鋼材が鋼板の場合、鋼板の圧延方向を「L方向」（Longitudinal）と定義し、鋼板の板幅方向を「T方向」（Transverse）と定義する。鋼材が鋼管の場合、鋼管の管径方向を「C方向」と定義し、鋼管の管軸方向を「L方向」と定義し、C方向とL方向とに垂直な方向を「T方向」と定義する。鋼材が丸鋼の場合、丸鋼の断面径方向を「C方向」と定義し、丸鋼の軸方向を「L方向」と定義し、C方向とL方向とに垂直な方向を「T方向」と定義する。

[0077] 作製されたVノッチ試験片に対して、ASTM E23(2018)に準拠してシャルピー衝撃試験を実施する。具体的に、試験温度は、 $-120\sim 20^{\circ}\text{C}$ の範囲を 20°C ずつ変化させた8水準(-120°C 、 -100°C 、 -80°C 、 -60°C 、 -40°C 、 -20°C 、 0°C 、及び、 20°C)とする。試験温度ごとに試験片を2本ずつ用いて、シャルピー衝撃試験を実施する。以上の条件にて、各温度における試験後の試験片の脆性破面率(%)を求める。試験温度($^{\circ}\text{C}$)と得られた脆性破面率(%)とをプロットして、近似曲線を得る。得られた近似曲線から、脆性破面率が50%になる温度($^{\circ}\text{C}$)を求め、破面遷移温度($^{\circ}\text{C}$)と定義する。なお、本実施形態において破面遷移温度($^{\circ}\text{C}$)は、得られた数値の小数第一位を四捨五入して求める。

[0078] 本実施形態では、「優れた低温靱性」を、降伏強度の範囲に応じて定義する。具体的に、降伏強度が $862\sim 945\text{MPa}$ 未満の場合、破面遷移温度が -50°C 以下であれば、優れた低温靱性を有すると判断する。また、降伏強度が $945\sim 1034\text{MPa}$ の場合、破面遷移温度が -40°C 以下であれば、優れた低温靱性を有すると判断する。

[0079] [ミクロ組織]

本実施形態による鋼材のミクロ組織は、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率の合計が90%以上である。ミクロ組織の残部はたとえば、フェライト、又は、パーライトである。上述の化学組成を有する鋼材のミクロ組織が、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率の合計が90%以上を含有すれば、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、優れた低温靱性とを両立できる。すなわち、本実施形態では、鋼材が 125ksi 以上の降伏強度と、優れた低温靱性とを両立していれば、ミクロ組織は焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率の合計が90%以上であると判断する。

[0080] なお、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率を観察により求める場合、以下の方法で求めることができる。まず、本実施形態による鋼材から、観察面を有する試験片を作製する。鋼材が鋼板の場合、板厚中央部

から、圧延方向と板厚方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。鋼材が鋼管の場合、肉厚中央部から、管軸方向と管径方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。鋼材が丸鋼である場合、 $R/2$ 位置を中央に含み、軸方向と径方向とを含む面を観察面とする試験片を作製する。

[0081] 試験片の観察面を鏡面に研磨した後、ナイトール腐食液に10秒程度浸漬して、エッチングによる組織現出を行う。エッチングした観察面を、走査電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) を用いて、二次電子像にて10視野観察する。視野面積は、たとえば、 0.01 mm^2 (倍率1000倍) である。各視野において、コントラストから焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトを特定する。特定した焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率を求める。面積率を求める方法は特に限定されず、周知の方法でよい。たとえば、画像解析によって、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率を求めることができる。本実施形態では、全ての視野で求めた、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の算術平均値を、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率と定義する。

[0082] [製造方法]

本実施形態による鋼材の製造方法を説明する。以下、本実施形態による鋼材の一例として、継目無鋼管の製造方法を説明する。継目無鋼管の製造方法は、素材を準備する工程 (製鋼工程) と、素材を熱間加工して素管を製造する工程 (熱間加工工程) と、素管に対して焼入れ及び焼戻しを実施して、継目無鋼管とする工程 (焼入れ工程及び焼戻し工程) とを備える。なお、本実施形態による製造方法は、以下に説明する製造方法に限定されない。以下、各工程について詳述する。

[0083] [製鋼工程]

製鋼工程では、初めに、周知の方法で製造された溶銑に対して、転炉での精錬 (一次精錬) を実施する。一次精錬された溶鋼に対して、二次精錬を実施する。二次精錬において、成分調整の合金元素の添加を実施して、上述の

化学組成を満たす溶鋼を製造する。

[0084] 二次精錬は、たとえば、RH (Ruhrstahl-Hausen) 真空脱ガス処理を実施する。その後、合金成分の最終調整を行う。二次精錬では、複合精錬を実施してもよい。この場合、RH真空脱ガス処理の前にたとえば、LF (Ladle Furnace)、又は、VAD (Vacuum Arc Degassing) を用いた精錬処理を実施する。

[0085] 二次精錬が実施された溶鋼を用いて、素材を製造する。具体的には、二次精錬が実施された溶鋼を用いて連続鋳造法により鋳片 (スラブ、ブルーム、又は、ビレット) を製造する。連続鋳造法では、まず、取鍋からタンディッシュへ溶鋼を注入する。このとき、取鍋のノズルを封止するため、ノズルには通常、詰め砂が封入されている。そのため、取鍋からタンディッシュへ、溶鋼と一緒に詰め砂が混入する可能性がある。また、上述の化学組成を有する素材を製造する際、詰め砂としてSi酸化物が用いられる場合がある。この場合、製造された素材には、Si酸化物が導入される懸念がある。

[0086] そこで、本実施形態では、取鍋のノズルに封入されるSi酸化物がタンディッシュ内に導入されるのを防止するため、溶鋼と、Si酸化物とを分離する。Si酸化物を分離する方法は特に限定されないが、たとえば、次の方法を用いることができる。取鍋のノズルの下方であって、タンディッシュの開口部の上方に、傾斜をつけた金属板を配置する。取鍋のノズルを開放した際、まず、Si酸化物がノズルから排出され、続いて溶鋼が排出される。ここで、Si酸化物は溶鋼と比較して軽い。そのため、ノズルから排出されるSi酸化物は、金属板の傾斜に沿って、タンディッシュの開口部の外へと誘導される。金属板の傾斜は、たとえば、底面の無い錐体状に加工した金属板を、取鍋のノズルの直下に頂点に来るように配置することによって設けられてもよく、他の方法によって設けられてもよい。また、金属板は1枚で用いてもよく、複数の金属板を重ねて用いてもよい。さらに、金属板の厚さは特に限定されないが、たとえば、1~10mm程度である。

[0087] ノズルからSi酸化物が排出された後、溶鋼が排出される。このとき、ノ

ズルから排出される溶鋼は、金属板とともに開口部を通してタンディッシュへ導入される。すなわち、本実施形態において、金属板の一部又は全部はタンディッシュへ導入され、溶鋼に混入してもよい。そのため、本実施形態における金属板は、溶鋼に含まれる合金元素からなる金属板とするのが好ましい。溶鋼に含まれる合金元素からなる金属板として、たとえば、アルミニウム板を用いることができる。なお、本明細書において、アルミニウム板とは、アルミニウム及び残部が不純物からなる金属板を意味する。

[0088] 好ましくは、ノズルからSi酸化物が排出された後、溶鋼が排出される前に、ノズルの下方から金属板を除去する。この場合、金属板に付着したSi酸化物が溶鋼に混入するのを防ぐことができる。なお、金属板をノズルの下方から除去する方法は特に限定されないが、たとえば、金属板の一部に孔を形成しておき、先端にフックが形成された棒を用いて除去してもよい。この場合、棒の先端のフックを金属板の孔に引っ掛け、棒を引っ張ることによって金属板を除去することができる。以上の方法により、Si酸化物を溶鋼から分離して、溶鋼をタンディッシュへ導入することができる。なお、Si酸化物を溶鋼から分離する方法は、上述の方法に限定されない。

[0089] 次に、準備された溶鋼を鑄造して、素材を製造する。鑄造する方法は、特に限定されないが、たとえば、連続鑄造法である。連続鑄造法により素材を製造する場合、次の方法で実施するのが好ましい。

[0090] 連続鑄造機における鑄造速度は1.0～3.0m/分とするのが好ましい。鑄造速度が遅すぎれば、素材中にAl酸化物の集積帯が形成する可能性がある。この場合、製造された鋼材中に粗大Al酸化物が多数含有し、鋼材の低温靱性が低下する。一方、鑄造速度が速すぎれば、Al酸化物が浮上できず、素材中に多数のAl酸化物が残存する可能性がある。この場合、製造された鋼材中に粗大Al酸化物が多数含有し、鋼材の低温靱性が低下する。したがって、連続鑄造機における鑄造速度は、1.0～3.0m/分とするのが好ましい。

[0091] 連続鑄造法により素材を製造する場合さらに、鑄型内において、溶鋼を電

磁攪拌するのが好ましい。具体的には、鋳型内の電磁攪拌を、電流値330～450Aとして実施することにより、素材中にAl酸化物の集積帯が形成されにくくなる。鋳型内での電磁攪拌における電流値が低すぎれば、溶鋼の攪拌が不足して、素材中にAl酸化物の集積帯が形成する場合がある。この場合、製造された鋼材中に粗大Al酸化物が多数含有し、鋼材の低温靱性が低下する。一方、鋳型内での電磁攪拌における電流値が高すぎれば、製造設備に負荷がかかりすぎる場合がある。したがって、本実施形態では、鋳型内の電磁攪拌を、電流値330～450Aとするのが好ましい。以上の方法により、溶鋼を鋳造して、素材を製造する。

[0092] [熱間加工工程]

熱間加工工程では、準備された素材を熱間加工して中間鋼材を製造する。鋼材が継目無鋼管である場合、中間鋼材は素管に相当する。始めに、ビレット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ビレットに対して熱間加工を実施して、素管（継目無鋼管）を製造する。熱間加工の方法は、特に限定されず、周知の方法でよい。

[0093] たとえば、熱間加工としてマンネスマン法を実施して、素管を製造してもよい。この場合、穿孔機により丸ビレットを穿孔圧延する。穿孔圧延する場合、穿孔比は特に限定されないが、たとえば、1.0～4.0である。穿孔圧延された丸ビレットをさらに、マンドレルミル、レデューサー、サイジングミル等により熱間圧延して素管にする。熱間加工工程での累積の減面率はたとえば、20～70%である。

[0094] 他の熱間加工方法を実施して、ビレットから素管を製造してもよい。たとえば、カップリングのように短尺の厚肉鋼材である場合、エルハルト法等の鍛造により素管を製造してもよい。以上の工程により素管が製造される。素管の肉厚は特に限定されないが、たとえば、9～60mmである。

[0095] 鋼材が丸鋼の場合、初めに、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

れた素材に対して熱間加工を実施して、軸方向に垂直な断面が円形の間鋼材を製造する。熱間加工はたとえば、分塊圧延機による分塊圧延、又は、連続圧延機による熱間圧延である。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。

[0096] 鋼材が鋼板の場合、初めに、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、 $1100\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 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、鋼板形状の間鋼材を製造する。

[0097] 熱間加工により製造された素管は空冷されてもよい（As-Rolled）。熱間加工により製造された素管は、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。

[0098] 熱間加工後に直接焼入れ、又は、補熱した後焼入れを実施する場合、焼入れ途中に冷却の停止、又は、緩冷却を実施してもよい。この場合、素管に焼割れが発生するのを抑制できる。熱間加工後に直接焼入れ、又は、補熱した後焼入れを実施する場合さらに、焼入れ後であって次工程の熱処理前に、応力除去焼鈍（SR）を実施してもよい。この場合、素管の残留応力が除去される。

[0099] 以上のとおり、熱間加工工程では、準備された素材を熱間加工して、中間鋼材を製造する。以下、焼入れ工程について詳述する。

[0100] [焼入れ工程]

焼入れ工程では、準備された中間鋼材（素管）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_3 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。焼入れ温度が高すぎれば、旧 γ 粒の結晶粒が粗大になり、鋼材の低温靱性が低下する場合がある。したがって、焼入れ温度は $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ であるのが好ましい。

- [0101] 本明細書において、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され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、熱間加工後に補熱又は再加熱した後、焼入れを実施する場合、補熱又は再加熱を実施する炉の温度に相当する。
- [0102] 焼入れ方法はたとえば、焼入れ開始温度から中間鋼材（素管）を連続的に冷却し、素管の表面温度を連続的に低下させる。連続冷却処理の方法は特に限定されず、周知の方法でよい。連続冷却処理の方法はたとえば、水槽に素管を浸漬して冷却する方法や、シャワー水冷又はミスト冷却により素管を加速冷却する方法である。
- [0103] 焼入れ時の冷却速度が遅すぎれば、マルテンサイト及びベイナイト主体のミクロ組織とならず、本実施形態で規定する機械的特性（862～1034 MPaの降伏強度）が得られない。この場合さらに、優れた低温靱性が得られない。
- [0104] したがって、上述のとおり、本実施形態による鋼材の製造方法では、焼入れ時に中間鋼材を急冷する。具体的には、焼入れ工程において、焼入れ時の中間鋼材（素管）の表面温度が800～500℃の範囲における平均冷却速度を、焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ と定義する。より具体的には、焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ は、焼入れされる中間鋼材の断面内で最も遅く冷却される部位（たとえば、両表面を強制冷却する場合、中間鋼材厚さの中心部）において測定された温度から決定される。
- [0105] 好ましい焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ は300℃/分以上である。より好ましい焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ の下限は450℃/分であり、さらに好ましくは600℃/分である。焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ の上限は特に規定しないが、たとえば、60000℃/分である。
- [0106] 好ましくは、素管に対してオーステナイト域での加熱を複数回実施した後、焼入れを実施する。この場合、焼入れ前のオーステナイト粒が微細化されるため、鋼材の低温靱性が高まる。複数回焼入れを実施することにより、オ

ーステナイト域での加熱を複数回繰り返してもよいし、焼準及び焼入れを実施することにより、オーステナイト域での加熱を複数回繰り返してもよい。また、焼入れと後述する焼戻しを組合せて、複数回実施してもよい。すなわち、複数回の焼入れ焼戻しを実施してもよい。この場合、鋼材の低温靱性がさらに高まる。以下、焼戻し工程について詳述する。

[0107] [焼戻し工程]

焼戻し工程では、上述の焼入れが実施された素管に対して、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} 点未満の温度で再加熱して、保持することを意味する。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、中間鋼材の温度が所定の焼戻し温度に到達してから、熱処理炉から抽出されるまでの時間を意味する。

[0108] 焼戻し温度は、継目無鋼管の化学組成、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素管に対して、焼戻し温度を調整して、継目無鋼管の降伏強度を 862～1034 MPa に調整する。なお、当業者であれば、焼戻し温度を調整して、継目無鋼管の降伏強度を 862～1034 MPa に調整することは、当然に可能である。具体的に、本実施形態による焼戻し工程において、好ましい焼戻し温度は 580～690℃である。

[0109] 焼戻し時間が短すぎれば、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイト主体のミクロ組織が得られない場合がある。一方、焼戻し時間が長すぎれば、上記効果は飽和する。したがって、本実施形態の焼戻し工程において、焼戻し時間は 10～90分とするのが好ましい。焼戻し時間のより好ましい下限は 15分である。焼戻し時間のより好ましい上限は 80分である。

[0110] 以上の製造方法によって、本実施形態による鋼材を製造することができる。なお、上述の製造方法では、一例として継目無鋼管の製造方法を説明した。しかしながら、本実施形態による鋼材は、鋼板や他の形状であってもよい。鋼板や他の形状の製造方法も、上述の製造方法と同様に、たとえば、準備

工程と、焼入れ工程と、焼戻し工程とを備える。さらに、上述の製造方法は一例であり、他の製造方法によって製造されてもよい。

[0111] 以下、実施例によって本発明をさらに具体的に説明する。

実施例 1

[0112] 実施例 1 では、降伏強度が 8 6 2 ~ 9 4 5 M P a 未満の鋼材について調査した。具体的に、表 1 - 1 及び表 1 - 2 に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。なお、表 1 - 2 中の「-」は、各元素の含有量が不純物レベルであることを意味する。具体的に、鋼 A の V 含有量、C u 含有量、N i 含有量、及び、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。さらに、鋼 A の C a 含有量、M g 含有量、Z r 含有量、及び、希土類元素 (R E M) 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。

[0113] [表1-1]

TABLE 1-1

鋼記号	化学組成 (単位は質量%、残部はFe及び不純物)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	Nb	B
A	0.28	0.30	0.42	0.006	0.0012	0.023	1.02	0.47	0.021	0.035	0.0012
B	0.27	0.25	0.43	0.006	0.0012	0.027	0.98	0.42	0.022	0.027	0.0013
C	0.25	0.28	0.40	0.006	0.0018	0.031	1.05	0.32	0.023	0.028	0.0011
D	0.26	0.29	0.42	0.007	0.0011	0.032	1.00	0.55	0.021	0.031	0.0012
E	0.28	0.35	0.45	0.007	0.0020	0.026	0.52	0.72	0.019	0.033	0.0015
F	0.26	0.32	0.45	0.008	0.0025	0.025	0.94	0.68	0.006	0.032	0.0012
G	0.29	0.29	0.45	0.008	0.0022	0.024	0.50	0.75	0.007	0.028	0.0011
H	0.25	0.35	0.43	0.009	0.0019	0.028	1.03	0.28	0.021	0.029	0.0011
I	0.27	0.35	0.43	0.009	0.0018	0.032	1.02	0.32	0.019	0.032	0.0014
J	0.27	0.30	0.42	0.008	0.0012	0.033	0.75	0.93	0.006	0.033	0.0012
K	0.29	0.28	0.43	0.006	0.0013	0.028	0.75	1.00	0.006	0.028	0.0013
L	0.25	0.25	0.44	0.006	0.0012	0.029	0.52	0.14	0.021	0.027	0.0012
M	0.26	0.35	0.42	0.008	0.0052	0.031	0.48	0.90	0.006	0.025	0.0011

[0114]

[表1-2]

TABLE 1-2

鋼 記号	化学組成 (単位は質量%、残部はFe及び不純物)									
	N	O	V	Cu	Ni	W	Ca	Mg	Zr	REM
A	0.0048	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.0035	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.0044	0.0012	-	0.03	-	-	-	-	-	-
D	0.0028	0.0009	-	-	0.03	-	-	-	-	-
E	0.0035	0.0012	-	-	-	0.44	-	-	-	-
F	0.0041	0.0011	0.10	-	-	-	-	-	0.0013	-
G	0.0032	0.0022	-	-	-	-	0.0012	-	-	-
H	0.0042	0.0011	-	-	-	-	-	0.0014	-	-
I	0.0038	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	0.0013
J	0.0043	0.0015	0.09	0.02	-	-	0.0012	-	-	-
K	0.0027	0.0054	0.09	-	-	-	-	-	-	-
L	0.0033	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-
M	0.0042	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-

[0115] 上記溶鋼を用いて、連続鋳造法によって丸ビレットを製造した。連続鋳造法において、取鍋からタンディッシュへ溶鋼を注入する際、タンディッシュの開口部上方に、底面の無い錐体状に加工した金属板を、取鍋のノズルの直下に頂点に来るように配置した。タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置したか否かを、表2に示す。具体的に、タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置した場合、表2の「金属板」欄に「A」と示す。タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置しなかった場合、表2の「金属板」欄に「B」と示す。なお、タンディッシュの開口部上方に配置した、上記形状の金属板は、アルミニウム板とした。具体的に、厚さ2mmのアルミニウム板を3枚重ねて使用した。また、金属板を配置した場合、ノズルからSi酸化物が排出された後、溶鋼が排出される前に、先端にフックの形成された棒を用いてノズルの下方から金属板を除去した。さらに、表2に記載の鋳造速度で、溶鋼から丸ビレットに鋳造した。なお、このとき、鋳型内に対して、表2に記載の電流値で電磁攪拌を実施した。

[0116]

[表2]

TABLE 2

試験 番号	鋼 記号	製鋼工程			焼入れ工程		焼戻し工程	
		金属板	鑄造速度 (m/分)	電流値 (A)	温度 (°C)	時間 (分)	温度 (°C)	時間 (分)
1	A	A	1.8	400	920	10	600	30
2	A	A	1.5	400	920	10	600	30
3	A	A	1.2	400	920	10	600	30
4	B	A	1.2	450	920	10	600	60
5	C	A	1.7	400	920	10	590	30
6	D	A	1.3	400	920	10	600	60
7	E	A	1.2	400	920	10	600	30
8	F	A	2.5	400	900	10	685	30
9	G	A	2.0	400	920	10	600	60
10	H	A	2.0	400	900	10	590	30
11	I	A	1.8	400	900	10	590	30
12	J	A	1.3	400	920	10	685	30
13	A	A	4.2	400	920	10	600	30
14	A	A	3.2	400	920	10	600	30
15	A	B	1.9	450	920	10	600	30
16	D	B	2.2	450	920	10	600	30
17	E	B	2.5	450	920	10	600	30
18	K	A	1.2	450	920	10	685	30
19	L	A	1.5	350	920	10	600	30
20	M	A	1.5	350	920	10	600	30

[0117] 製造した試験番号1～20の丸ビレットを1250℃で1時間保持した後、マンネスマンマンドレル方式による熱間圧延を実施して、試験番号1～20の素管（継目無鋼管）を製造した。さらに、得られた試験番号1～20の素管に対して、焼入れを実施した。具体的には、試験番号1～20の素管を、表2の「焼入れ工程」欄に記載の温度（°C）で時間（分）だけ保持した後、シャワー水冷による焼入れを実施した。なお、試験番号1～20において、焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ は、いずれも480～30000℃/分の範囲内であった。ここで、表2に記載の焼入れの温度（°C）は、素管を加熱した熱処理炉の温度（°C）とした。さらに、表2に記載の焼入れの時間（分）は、素管を焼入れ温度で保持した時間（分）とした。

[0118] 得られた試験番号1～20の素管に対して、焼戻しを実施した。具体的には、試験番号1～20の素管を、表2の「焼戻し工程」欄に記載の温度（°C）で時間（分）だけ保持する焼戻しを実施した。ここで、表2に記載の焼戻

しの温度（℃）は、素管を加熱した焼戻し炉の温度（℃）とした。さらに、表2に記載の焼戻しの時間（分）は、素管を焼戻し温度で保持した時間（分）とした。以上の製造工程により、試験番号1～20の継目無鋼管を得た。

[0119] [評価試験]

上記の焼戻し後の試験番号1～20の継目無鋼管に対して、以下に説明する引張試験、粗大A l 酸化物及び粗大S i 酸化物の個数密度測定試験、及び、シャルピー衝撃試験を実施した。

[0120] [引張試験]

試験番号1～20の継目無鋼管に対して、引張試験を実施して、降伏強度を求めた。引張試験はASTM E8/E8M（2021）に準拠して行った。試験番号1～20の継目無鋼管の肉厚中央部から、平行部直径8.9mm、標点距離35.6mmの丸棒試験片を作製した。丸棒試験片の軸方向は、継目無鋼管の管軸方向と平行であった。作製した丸棒試験片を用いて、常温（25℃）、大気中にて引張試験を実施して、試験番号1～20の継目無鋼管の降伏強度（MPa）を得た。なお、本実施例では、引張試験で得られた0.65%伸び時の応力（0.65%耐力）を、降伏強度と定義した。得られた降伏強度（MPa）を「YS（MPa）」として表3に示す。

[0121]

[表3]

TABLE 3

試験番号	鋼記号	YS (MPa)	粗大Al酸化物 (個/200mm ²)	粗大Si酸化物 (個/200mm ²)	破面遷移温度 (°C)
1	A	883	11	4	-56
2	A	910	12	4	-53
3	A	883	19	3	-62
4	B	889	20	2	-69
5	C	896	22	2	-54
6	D	910	24	3	-61
7	E	917	29	4	-67
8	F	903	10	2	-72
9	G	883	19	4	-57
10	H	910	23	4	-53
11	I	903	22	2	-64
12	J	889	25	3	-69
13	A	876	33	2	-40
14	A	917	40	2	-44
15	A	910	18	11	-38
16	D	917	21	7	-42
17	E	938	19	8	-44
18	K	924	28	4	-40
19	L	917	21	2	-42
20	M	910	22	3	-32

[0122] [粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度測定試験]

試験番号 1～20 の継目無鋼管に対して、粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度測定試験を実施して、長径 5.0 μm 以上の Al 酸化物（粗大 Al 酸化物）、及び、長径 5.0 μm 以上の Si 酸化物（粗大 Si 酸化物）の個数密度を求めた。試験番号 1～20 の継目無鋼管の肉厚中央部から作製した試験片を用いて、上述の方法で、粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度を求めた。得られた粗大 Al 酸化物の個数密度（個/200 mm²）を、表 3 の「粗大 Al 酸化物（個/200 mm²）」欄に示す。得られた粗大 Si 酸化物の個数密度（個/200 mm²）を、表 3 の「粗大 Si 酸化物（個/200 mm²）」欄に示す。

[0123] [シャルピー衝撃試験]

試験番号 1～20 の継目無鋼管に対して、シャルピー衝撃試験を実施して、低温靱性を評価した。試験番号 1～20 の継目無鋼管の肉厚中央部から、フルサイズの V ノッチ試験片を作製した。試験片の長手方向は管周方向と平

行であった。なお、管周方向とは、継目無鋼管の管軸方向及び管径方向のいずれにも垂直な方向を意味する。試験片のノッチ面は、継目無鋼管の管軸方向と垂直であった。上述の条件でASTM E23(2018)に準拠したシャルピー衝撃試験を実施して、試験番号1~20の脆性破面率(%)を求めた。試験温度(°C)と脆性破面率(%)とのプロットの近似曲線から、脆性破面率が50%になる温度(°C)を求め、破面遷移温度(°C)とした。得られた破面遷移温度(°C)を表3に示す。

[0124] [評価結果]

表1-1、表1-2、表2、及び、表3を参照して、試験番号1~12の継目無鋼管の化学組成は適切であり、製造方法も上述の好ましい条件を満たしていた。その結果、これらの継目無鋼管は、降伏強度が862~945MPa未満であり、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200mm²未満であり、さらに、粗大Si酸化物の個数密度が5個/200mm²以下であった。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50°C以下となった。すなわち、試験番号1~12の継目無鋼管は、862~945MPa未満の降伏強度と、優れた低温靱性とを有していた。なお、これらの継目無鋼管は、ミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率の合計が90%以上であると判断した。

[0125] 一方、試験番号13及び14の継目無鋼管は、製鋼工程における鑄造速度が速すぎた。その結果、これらの継目無鋼管は、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200mm²以上となった。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50°Cを超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0126] 試験番号15~17の継目無鋼管は、製鋼工程において金属板を使用しなかった。その結果、これらの継目無鋼管は、粗大Si酸化物の個数密度が5個/200mm²を超えた。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50°Cを超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0127] 試験番号18の継目無鋼管は、O含有量が高すぎた。その結果、この継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50℃を超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0128] 試験番号19の継目無鋼管は、Mo含有量が低すぎた。その結果、この継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50℃を超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0129] 試験番号20の継目無鋼管は、S含有量が高すぎた。その結果、この継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-50℃を超え、優れた低温靱性を有していなかった。

実施例 2

[0130] 実施例2では、降伏強度が945~1034MPaの鋼材について調査した。具体的に、表4-1及び表4-2に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。なお、表4-2中の「-」は、各元素の含有量が不純物レベルであることを意味する。具体的に、鋼AのCu含有量、Ni含有量、及び、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。さらに、鋼AのCa含有量、Mg含有量、Zr含有量、及び、希土類元素（REM）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。

[0131] [表4-1]

TABLE 4-1

鋼記号	化学組成 (単位は質量%、残部はFe及び不純物)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	Nb	B
N	0.29	0.25	0.45	0.006	0.0012	0.025	1.02	0.72	0.006	0.025	0.0013
O	0.28	0.29	0.41	0.008	0.0009	0.028	0.72	0.68	0.004	0.028	0.0012
P	0.29	0.31	0.11	0.006	0.0009	0.032	0.85	1.05	0.004	0.027	0.0011
Q	0.25	0.25	0.06	0.007	0.0011	0.031	0.52	1.21	0.004	0.025	0.0011
R	0.23	0.85	0.09	0.007	0.0008	0.033	0.75	0.92	0.006	0.032	0.0012
S	0.26	0.28	0.15	0.008	0.0011	0.025	1.03	0.66	0.006	0.025	0.0011
T	0.26	0.32	0.12	0.009	0.0013	0.028	1.09	0.91	0.005	0.032	0.0012
U	0.25	0.32	0.09	0.008	0.0012	0.033	0.55	0.92	0.004	0.032	0.0011
V	0.27	0.35	0.13	0.009	0.0012	0.021	0.72	0.88	0.005	0.025	0.0011
W	0.28	0.34	0.22	0.008	0.0014	0.032	0.55	1.23	0.006	0.025	0.0011
X	0.23	0.24	0.18	0.006	0.0013	0.033	0.79	0.99	0.006	0.031	0.0011
Y	0.28	0.25	0.11	0.008	0.0052	0.024	0.52	0.93	0.006	0.025	0.0013

[0132]

[表4-2]

TABLE 4-2

鋼 記号	化学組成 (単位は質量%、残部はFe及び不純物)									
	N	O	V	Cu	Ni	W	Ca	Mg	Zr	REM
N	0.0033	0.0011	0.09	-	-	-	-	-	-	-
O	0.0035	0.0012	0.10	-	-	-	-	-	-	-
P	0.0033	0.0025	0.09	0.03	-	-	-	-	-	-
Q	0.0032	0.0009	0.09	-	0.02	-	-	-	-	-
R	0.0042	0.0013	0.10	-	-	0.48	-	-	-	-
S	0.0032	0.0015	0.10	-	-	-	0.0011	-	-	-
T	0.0041	0.0013	0.11	-	-	-	-	0.0011	-	-
U	0.0039	0.0012	0.09	-	-	-	-	-	0.0009	-
V	0.0042	0.0013	0.12	-	-	-	-	-	-	0.0013
W	0.0045	0.0011	0.10	-	0.03	0.50	0.0011	-	-	-
X	0.0031	0.0048	0.10	-	-	-	-	-	-	-
Y	0.0045	0.0012	0.10	-	-	-	-	-	-	-

[0133] 実施例1と同様に、上記溶鋼を用いて、連続鋳造法によって丸ビレットを製造した。連続鋳造法において、取鍋からタンディッシュへ溶鋼を注入する際、タンディッシュの開口部上方に、底面の無い錐体状に加工した金属板を、取鍋のノズルの直下に頂点に来るように配置した。タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置したか否かを、表5に示す。具体的に、タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置した場合、表5の「金属板」欄に「A」と示す。タンディッシュの開口部上方に、上記形状の金属板を配置しなかった場合、表5の「金属板」欄に「B」と示す。なお、タンディッシュの開口部上方に配置した、上記形状の金属板は、アルミニウム板とした。具体的に、厚さ2mmのアルミニウム板を3枚重ねて使用した。また、金属板を配置した場合、ノズルからSi酸化物が排出された後、溶鋼が排出される前に、先端にフックの形成された棒を用いてノズルの下方から金属板を除去した。さらに、表5に記載の鋳造速度で、溶鋼から丸ビレットに鋳造した。なお、このとき、鋳型内に対して、表5に記載の電流値で電磁攪拌を実施した。

[0134]

[表5]

TABLE 5

試験 番号	鋼 記号	製鋼工程			焼入れ工程		焼戻し工程	
		金属板	鑄造速度 (m/分)	電流値 (A)	温度 (℃)	時間 (分)	温度 (℃)	時間 (分)
21	N	A	1.9	400	920	10	670	30
22	N	A	1.8	400	920	10	665	30
23	N	A	1.2	400	920	10	670	30
24	O	A	1.1	450	920	10	670	30
25	P	A	1.2	400	920	10	670	30
26	Q	A	1.1	400	920	10	675	60
27	R	A	1.4	400	920	10	670	30
28	S	A	2.7	400	920	10	670	60
29	T	A	2.2	400	900	10	675	30
30	U	A	1.2	400	900	10	675	30
31	V	A	2.3	400	900	10	675	30
32	W	A	2.5	400	920	10	670	30
33	N	A	4.5	400	920	10	675	30
34	N	A	4.2	400	920	10	675	30
35	N	B	2.1	450	920	10	670	30
36	O	B	2.2	450	900	10	665	30
37	X	A	1.3	450	920	10	670	30
38	Y	A	1.5	350	920	10	670	30

[0135] 実施例1と同様に、製造した試験番号21～38の丸ビレットを1250℃で1時間保持した後、マンネスマンマンドレル方式による熱間圧延を実施して、試験番号21～38の素管（継目無鋼管）を製造した。さらに、得られた試験番号21～38の素管に対して、焼入れを実施した。具体的には、試験番号21～38の素管を、表5の「焼入れ工程」欄に記載の温度（℃）で時間（分）だけ保持した後、シャワー水冷による焼入れを実施した。なお、試験番号21～38において、焼入れ時冷却速度 $CR_{800-500}$ は、いずれも480～30000℃/分の範囲内であった。ここで、表5に記載の焼入れの温度（℃）は、素管を加熱した熱処理炉の温度（℃）とした。さらに、表5に記載の焼入れの時間（分）は、素管を焼入れ温度で保持した時間（分）とした。

[0136] 得られた試験番号21～38の素管に対して、実施例1と同様に、焼戻しを実施した。具体的には、試験番号21～38の素管を、表5の「焼戻し工程」欄に記載の温度（℃）で時間（分）だけ保持する焼戻しを実施した。こ

ここで、表5に記載の焼戻しの温度（℃）は、素管を加熱した焼戻し炉の温度（℃）とした。さらに、表5に記載の焼戻しの時間（分）は、素管を焼戻し温度で保持した時間（分）とした。以上の製造工程により、試験番号21～38の継目無鋼管を得た。

[0137] [評価試験]

上記の焼戻し後の試験番号21～38の継目無鋼管に対して、以下に説明する引張試験、粗大Al酸化物及び粗大Si酸化物の個数密度測定試験、及び、シャルピー衝撃試験を実施した。

[0138] [引張試験]

試験番号21～38の継目無鋼管に対して、引張試験を実施して、降伏強度を求めた。引張試験はASTM E8/E8M（2021）に準拠して行った。試験番号21～38の継目無鋼管の肉厚中央部から、平行部直径8.9mm、標点距離35.6mmの丸棒試験片を作製した。丸棒試験片の軸方向は、継目無鋼管の管軸方向と平行であった。作製した丸棒試験片を用いて、常温（25℃）、大気中にて引張試験を実施して、試験番号21～38の継目無鋼管の降伏強度（MPa）を得た。なお、本実施例では、引張試験で得られた0.7%全伸び時の応力（0.7%全伸び耐力）を、降伏強度と定義した。得られた降伏強度（MPa）を「YS（MPa）」として表6に示す。

[0139]

[表6]

TABLE 6

試験番号	鋼記号	YS (MPa)	粗大Al酸化物 (個/200mm ²)	粗大Si酸化物 (個/200mm ²)	破面遷移温度 (°C)
21	N	1016	17	4	-55
22	N	1015	19	5	-57
23	N	1005	14	4	-65
24	O	982	11	2	-58
25	P	1029	21	3	-54
26	Q	945	20	2	-55
27	R	1004	16	3	-58
28	S	977	10	4	-50
29	T	1027	10	3	-53
30	U	993	16	4	-52
31	V	1020	19	4	-51
32	W	1007	12	3	-59
33	N	1034	32	4	-38
34	N	1030	35	3	-34
35	N	1031	23	10	-35
36	O	1006	24	7	-37
37	X	991	21	3	-30
38	Y	1005	21	2	-31

[0140] [粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度測定試験]

試験番号 21～38 の継目無鋼管に対して、粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度測定試験を実施して、長径 5.0 μm 以上の Al 酸化物（粗大 Al 酸化物）、及び、長径 5.0 μm 以上の Si 酸化物（粗大 Si 酸化物）の個数密度を求めた。試験番号 21～38 の継目無鋼管の肉厚中央部から作製した試験片を用いて、上述の方法で、粗大 Al 酸化物及び粗大 Si 酸化物の個数密度を求めた。得られた粗大 Al 酸化物の個数密度（個/200 mm²）を、表 6 の「粗大 Al 酸化物（個/200 mm²）」欄に示す。得られた粗大 Si 酸化物の個数密度（個/200 mm²）を、表 6 の「粗大 Si 酸化物（個/200 mm²）」欄に示す。

[0141] [シャルピー衝撃試験]

試験番号 21～38 の継目無鋼管に対して、シャルピー衝撃試験を実施して、低温靱性を評価した。試験番号 21～38 の継目無鋼管の肉厚中央部から、フルサイズの V ノッチ試験片を作製した。試験片の長手方向は管周方向と平行であった。なお、管周方向とは、継目無鋼管の管軸方向及び管径方向

のいずれにも垂直な方向を意味する。試験片のノッチ面は、継目無鋼管の管軸方向と垂直であった。上述の条件でASTM E 23 (2018) に準拠したシャルピー衝撃試験を実施して、試験番号21～38の脆性破面率(%)を求めた。試験温度(°C)と脆性破面率(%)とのプロットの近似曲線から、脆性破面率が50%になる温度(°C)を求め、破面遷移温度(°C)とした。得られた破面遷移温度(°C)を表6に示す。

[0142] [評価結果]

表4-1、表4-2、表5、及び、表6を参照して、試験番号21～32の継目無鋼管の化学組成は適切であり、製造方法も上述の好ましい条件を満たしていた。その結果、これらの継目無鋼管は、降伏強度が945～1034MPaであり、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200mm²未満であり、さらに、粗大Si酸化物の個数密度が5個/200mm²以下であった。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-40°C以下となった。すなわち、試験番号21～32の継目無鋼管は、945～1034MPaの降伏強度と、優れた低温靱性とを有していた。なお、これらの継目無鋼管は、ミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの体積率の合計が90%以上であると判断した。

[0143] 一方、試験番号33及び34の継目無鋼管は、製鋼工程における鑄造速度が速すぎた。その結果、これらの継目無鋼管は、粗大Al酸化物の個数密度が30個/200mm²以上となった。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-40°Cを超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0144] 試験番号35及び36の継目無鋼管は、製鋼工程において金属板を使用しなかった。その結果、これらの継目無鋼管は、粗大Si酸化物の個数密度が5個/200mm²を超えた。その結果、これらの継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が-40°Cを超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0145] 試験番号37の継目無鋼管は、O含有量が高すぎた。その結果、この継目

無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が -40°C を超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0146] 試験番号38の継目無鋼管は、S含有量が高すぎた。その結果、この継目無鋼管は、シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が -40°C を超え、優れた低温靱性を有していなかった。

[0147] 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]

鋼材であって、

質量%で、

C : 0.15 ~ 0.45%、

Si : 0.05 ~ 1.00%、

Mn : 0.05 ~ 1.00%、

P : 0.030%以下、

S : 0.0050%以下、

Al : 0.005 ~ 0.100%、

Cr : 0.30 ~ 1.50%、

Mo : 0.20 ~ 2.00%、

Ti : 0.002 ~ 0.030%、

Nb : 0.002 ~ 0.100%、

B : 0.0005 ~ 0.0040%、

N : 0.0100%以下、

O : 0.0040%以下、

V : 0 ~ 0.30%、

Cu : 0 ~ 0.50%、

Ni : 0 ~ 0.50%、

W : 0 ~ 0.50%、

Ca : 0 ~ 0.0100%、

Mg : 0 ~ 0.0100%、

Zr : 0 ~ 0.0100%、

希土類元素 : 0 ~ 0.0100%、及び、

残部がFe及び不純物からなり、

降伏強度が862 ~ 1034 MPaであり、

前記鋼材中において、

質量%で、Al含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上

であり、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のAl酸化物の個数密度が、 $30\text{個}/200\text{mm}^2$ 未満であり、

質量%で、Al含有量が20%未満であり、Si含有量が20%以上であり、O含有量が10%以上であり、長径が $5.0\mu\text{m}$ 以上のSi酸化物の個数密度が、 $5\text{個}/200\text{mm}^2$ 以下である、

鋼材。

[請求項2]

請求項1に記載の鋼材であって、

V : $0.01\sim0.30\%$ 、

Cu : $0.01\sim0.50\%$ 、

Ni : $0.01\sim0.50\%$ 、

W : $0.01\sim0.50\%$ 、

Ca : $0.0001\sim0.0100\%$ 、

Mg : $0.0001\sim0.0100\%$ 、

Zr : $0.0001\sim0.0100\%$ 、及び、

希土類元素 : $0.0001\sim0.0100\%$ からなる群から選択される1元素以上を含有する、

鋼材。

[請求項3]

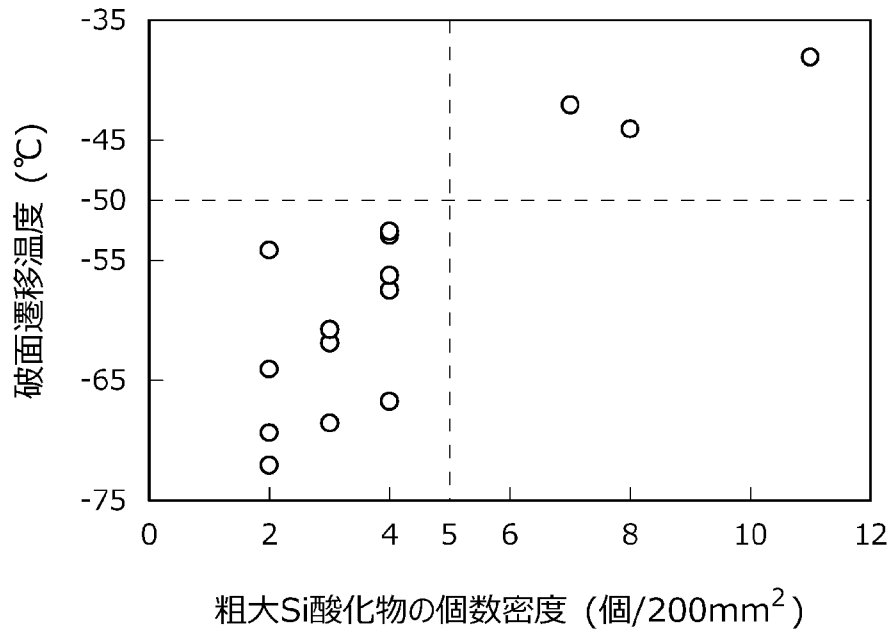
請求項1又は請求項2に記載の鋼材であって、

前記鋼材は継目無鋼管である、

鋼材。

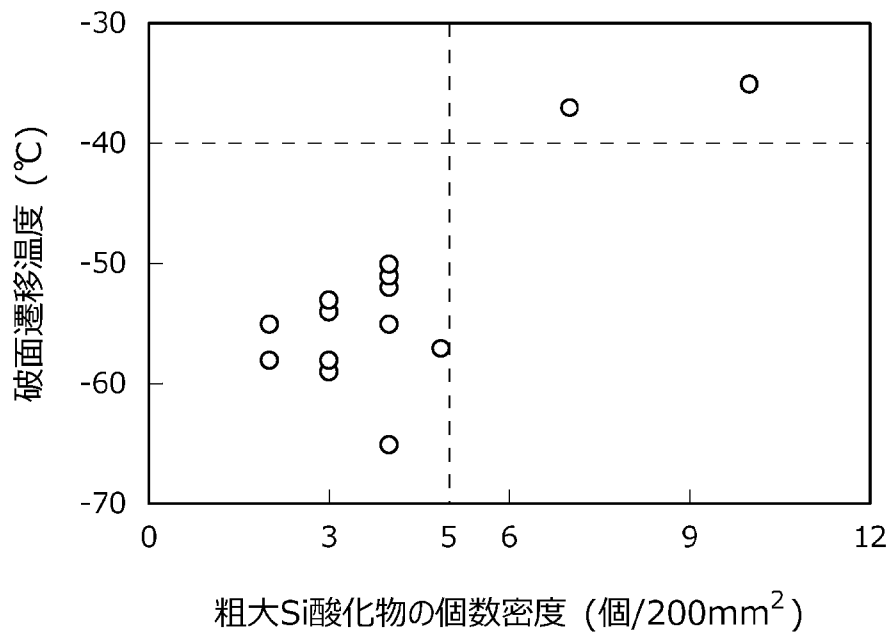
[図1]

FIG. 1



[図2]

FIG. 2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/010558**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

C22C 38/00(2006.01)i; **C22C 38/54**(2006.01)i; **B22D 11/00**(2006.01)n; **C21D 8/02**(2006.01)n; **C21D 8/10**(2006.01)n
 FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301Z; C22C38/54; C21D8/02 C; C21D8/10 C; B22D11/00 A

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)

C22C38/00-38/60; B22D11/00-11/22; C21D8/00-8/10

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.
A	WO 2018/074109 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 26 April 2018 (2018-04-26) claims, tables 1-3	1-3
A	WO 2017/149571 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 08 September 2017 (2017-09-08) claims, tables 4-5	1-3
A	WO 2019/131035 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 July 2019 (2019-07-04) claims, tables 1-3	1-3
A	JP 2008-254051 A (NIPPON STEEL CORP.) 23 October 2008 (2008-10-23) claims	1-3
P, A	WO 2023/157897 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 24 August 2023 (2023-08-24) claims	1-3

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

29 May 2024

Date of mailing of the international search report

11 June 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

**Japan Patent Office (ISA/JP)
 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/JP2024/010558

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2018/074109	A1	26 April 2018	EP	3527684	A1	
				claims, tables 1-3			
				US	2019/0226039	A1	

WO	2017/149571	A1	08 September 2017	EP	3425076	A1	
				claims, tables 4-5			
				US	2019/0048444	A1	

WO	2019/131035	A1	04 July 2019	EP	3733896	A1	
				claims, tables 1-3			
				US	2021/0363620	A1	

JP	2008-254051	A	23 October 2008	(Family: none)			

WO	2023/157897	A1	24 August 2023	JP	7406177	B1	

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; C22C 38/54(2006.01)i; B22D 11/00(2006.01)n; C21D 8/02(2006.01)n; C21D 8/10(2006.01)n FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301Z; C22C38/54; C21D8/02 C; C21D8/10 C; B22D11/00 A		
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）） C22C38/00-38/60; B22D11/00-11/22; C21D8/00-8/10		
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
A	WO 2018/074109 A1（JFEスチール株式会社）26.04.2018（2018-04-26） 請求の範囲，表1-表3	1-3
A	WO 2017/149571 A1（JFEスチール株式会社）08.09.2017（2017-09-08） 請求の範囲，表4-表5	1-3
A	WO 2019/131035 A1（JFEスチール株式会社）04.07.2019（2019-07-04） 請求の範囲，表1-表3	1-3
A	JP 2008-254051 A（新日本製鐵株式会社）23.10.2008（2008-10-23） 特許請求の範囲	1-3
P, A	WO 2023/157897 A1（日本製鐵株式会社）24.08.2023（2023-08-24） 請求の範囲	1-3
<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、一般的技术水準を示すもの “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 29.05.2024	国際調査報告の発送日 11.06.2024	
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） 鈴木 毅 4K 9154 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/JP2024/010558

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2018/074109	A1	26.04.2018	EP	3527684	A1	
				Claims, Table1-Table3			
				US	2019/0226039	A1	

WO	2017/149571	A1	08.09.2017	EP	3425076	A1	
				Claims, Table4-Table5			
				US	2019/0048444	A1	

WO	2019/131035	A1	04.07.2019	EP	3733896	A1	
				Claims, Table1-Table3			
				US	2021/0363620	A1	

JP	2008-254051	A	23.10.2008	(ファミリーなし)			

WO	2023/157897	A1	24.08.2023	JP	7406177	B1	
