

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7601218号
(P7601218)

(45)発行日 令和6年12月17日(2024.12.17)

(24)登録日 令和6年12月9日(2024.12.9)

(51)国際特許分類

C 2 2 C	38/00 (2006.01)	F I	C 2 2 C	38/00	3 0 1 F
C 2 2 C	38/06 (2006.01)		C 2 2 C	38/06	
C 2 2 C	38/60 (2006.01)		C 2 2 C	38/60	
C 2 1 D	8/02 (2006.01)		C 2 1 D	8/02	B

請求項の数 6 (全18頁)

(21)出願番号 特願2023-523653(P2023-523653)
(86)(22)出願日 令和5年1月26日(2023.1.26)
(86)国際出願番号 PCT/JP2023/002491
(87)国際公開番号 WO2023/162571
(87)国際公開日 令和5年8月31日(2023.8.31)
審査請求日 令和5年4月18日(2023.4.18)
(31)優先権主張番号 特願2022-27290(P2022-27290)
(32)優先日 令和4年2月24日(2022.2.24)
(33)優先権主張国・地域又は機関
日本国(JP)

(73)特許権者 000001258
J F E スチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(74)代理人 100147485
弁理士 杉村 憲司
(74)代理人 230118913
弁護士 杉村 光嗣
(74)代理人 100165696
弁理士 川原 敬祐
(74)代理人 100195556
弁理士 柿沼 公二
(72)発明者 安田 恭野
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
J F E スチール株式会社内
塙谷 和彦

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】**【請求項1】**

質量%で、

C : 0 . 0 1 7 ~ 0 . 1 6 2 %、
S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 3 9 %、
M n : 0 . 7 2 ~ 2 . 2 8 %、
A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 4 8 %
N : 0 . 0 0 2 3 %以上 0 . 0 1 0 0 %以下、
P : 0 . 0 2 0 %以下、
S : 0 . 0 1 0 0 %以下および
O : 0 . 0 1 0 0 %以下

を含有し、残部がF e および不可避的不純物である成分組成を有する鋼板であって、

前記鋼板の表面から0 . 5 mm深さの位置において、平均硬さが2 1 8 H V 0 . 1以下で、硬さのばらつきが2 4 H V 0 . 1以下であり、かつ、板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1 . 0 mm以上板厚1 / 4以下の位置に在り、当該板厚方向の硬さのばらつきが7 0 H V 1以下である硬さ特性と、

前記鋼板の表面から0 . 5 mm深さの位置におけるベイナイト組織の体積率が9 0 %以上である金属組織と、を有する、

降伏強度Y S が4 5 0 M P a以上、引張強度T S が5 7 0 M P a以上、均一伸びu E 1 が1 0 %以上およびv T r s が- 3 0以下である、鋼板。

【請求項 2】

前記成分組成が、さらに、質量%で、
 Cu : 0.01 ~ 0.50 %,
 Ni : 0.01 ~ 2.00 %,
 Cr : 0.01 ~ 1.00 %,
 Sn : 0.01 ~ 0.50 %,
 Sb : 0.01 ~ 0.50 %,
 Mo : 0.01 ~ 0.50 % および
 W : 0.01 ~ 1.00 %

のうちから選ばれる1種以上を含有する、請求項1に記載の鋼板。

10

【請求項 3】

前記成分組成が、さらに、質量%で、
 V : 0.01 ~ 1.00 %,
 Co : 0.01 ~ 1.00 %,
 B : 0.0001 ~ 0.0100 %,
 Mg : 0.0005 ~ 0.0200 % および
 REM : 0.0005 ~ 0.0200 %

のうちから選ばれる1種以上を含有する、請求項1または請求項2に記載の鋼板。

【請求項 4】

質量%で、
 C : 0.017 ~ 0.162 %,
 Si : 0.01 ~ 0.39 %,
 Mn : 0.72 ~ 2.28 %,
 Al : 0.010 ~ 0.048 %
 N : 0.0023 %以上 0.0100 %以下、
 P : 0.020 %以下、
 S : 0.0100 %以下 および
 O : 0.0100 %以下

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物である成分組成を有する鋼素材について、圧延終了温度をAr₃変態点以上として熱間圧延を行い、次いでAr₃変態点以上の冷却開始温度からの加速冷却を行い、次いで再加熱を行う、鋼板の製造方法であって、

30

前記加速冷却では、冷却停止温度を200 ~ 600 の範囲とし、かつ、鋼板の板厚の1/4位置における冷却速度を20 ~ 120 / sとし、

前記再加熱は、鋼板の板厚の1/4位置における到達温度を500 以下として、鋼板の表面から0.5 mm深さの位置における到達温度が400 ~ 680 の範囲となるまで行う、前記鋼板の表面から0.5 mm深さの位置において、平均硬さが218 HV0.1以下で、硬さのばらつきが24 HV0.1以下であり、かつ、板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1.0 mm以上板厚1/4以下の位置に在り、当該板厚方向の硬さのばらつきが70 HV1以下である硬さ特性と、前記鋼板の表面から0.5 mm深さの位置におけるベイナイト組織の体積率が90 %以上である金属組織と、を有する、降伏強度YSが450 MPa以上、引張強度TSが570 MPa以上、均一伸びuE1が10 %以上およびvTrsが-30 以下である、鋼板の製造方法。

40

【請求項 5】

前記鋼素材の成分組成が、さらに、質量%で、
 Cu : 0.01 ~ 0.50 %,
 Ni : 0.01 ~ 2.00 %,
 Cr : 0.01 ~ 1.00 %,
 Sn : 0.01 ~ 0.50 %,
 Sb : 0.01 ~ 0.50 %,
 Mo : 0.01 ~ 0.50 % および

50

W : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %

のうちから選ばれる 1 種以上を含有する、請求項 4 に記載の鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記鋼素材の成分組成が、さらに、質量 % で、

V : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %,

C o : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %,

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %,

M g : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 % および

R E M : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %

のうちから選ばれる 1 種以上を含有する、請求項 4 または請求項 5 に記載の鋼板の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本発明は、韌性および耐食性に優れた高強度鋼板、特に低温かつ液体アンモニア環境下で使用する、タンクなどの構造用部材に好適な、低温韌性および耐液体アンモニア応力腐食割れ性に優れた高強度低温用鋼板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0 0 0 2】

近年のエネルギー需要の増加に伴い、エネルギー輸送船による液化ガスの輸送が盛んに行われている。エネルギー輸送船の効率的な運用のため、タンクには L P G だけでなく液体アンモニアが共に運搬される場合がある。

20

また、最近では、かかる液体アンモニアの水素キャリアや液体アンモニア燃料の利用が進められているため、液化アンモニアの輸送や貯蔵用タンクの大型化が図られている。

【0 0 0 3】

ここで、液化アンモニアを取り扱う炭素鋼製の配管、貯槽、タンク車、ラインパイプなどにおいては、液体アンモニアによる応力腐食割れ（以下、アンモニア S C C (S t r e s s Corrosion Cracking) を引き起こすことが知られている。このため、液体アンモニア環境下で使用される鋼材に対しては、アンモニア S C C 感受性の低い鋼材の適用や、アンモニア S C C を抑制するエンジニアリング措置が講じられてきた。

30

【0 0 0 4】

例えば、アンモニア S C C の発生については、材料の強度と相関があることが知られており、炭素鋼の使用にあたっては、440 MPa 以下の降伏強度 (Y S) に制御することで、アンモニアによる応力腐食割れの回避が図られている。その一方で、近年のタンク大型化、鋼材使用量の削減の観点から、鋼板の高強度化の要求が高まっている。

【0 0 0 5】

また、L P G や液体アンモニアといった液化ガスは低温で輸送および貯蔵されるため、これらの液化ガスの貯蔵用タンクに使用される鋼板は、優れた低温韌性が要求される。

【0 0 0 6】

前述したような、液化ガス貯蔵用タンクに必要な、低温韌性と所定の強度範囲とを満たすための技術が、特許文献 1 および 2 に開示されている。これらの文献に記載の技術では、熱間圧延後冷却した厚鋼板を数回熱処理する、あるいは熱間圧延後水冷した厚鋼板を数回熱処理するという方法にて、高い低温韌性および所定の強度特性を実現している。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0 0 0 7】

【文献】特開平 10 - 140235 号公報

【文献】特開平 10 - 168516 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

50

【0008】

しかしながら、上記の特許文献1および2に記載された方法では、複数回の熱処理を行う必要があり、そのための設備やエネルギーにかかるコストが大きいという経済的な問題があった。

【0009】

本発明は、上記の問題を解決し、エネルギー輸送船において液化ガスの収容に使用される貯蔵用タンク等に供する、耐アンモニアS C C性および低温靶性に優れる高強度の鋼板並びにその製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】**【0010】**

本発明者らは、上記目的を達成するために、T M C Pプロセスとオンライン誘導加熱装置とを用いて、鋼板の低温靶性、強度特性に対する各種要因について、鋭意検討を重ねた。その結果、鋼板に対し、C、Si、Mn、Al等の元素を所定量含有させ、前記鋼板の表面から0.5mm位置におけるベイナイト組織の体積率が90%以上となるように金属組織を制御し、前記鋼板の表面から0.5mm深さ位置において、平均硬さを230HV0.1以下、硬さのばらつきを30HV0.1以下とし、さらに、板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1.0mm以上かつ板厚1/4以下の位置に存在するようにし、当該板厚方向の硬さのばらつきを70HV1以下とすることで、液体アンモニア環境下での耐S C C性が効果的に得られ、コストがかかる複数回の熱処理が省略できることを知見した。

【0011】

すなわち、本発明は、上記の知見に基づきなされたものであって、本発明の要旨は次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.010 ~ 0.200 %,

Si : 0.01 ~ 0.50 %,

Mn : 0.50 ~ 2.50 %,

Al : 0.010 ~ 0.060 %,

N : 0.0010 %以上 0.0100 %以下、

P : 0.020 %以下、

S : 0.0100 %以下および

O : 0.0100 %以下

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物である成分組成を有する鋼板であって、

前記鋼板の表面から0.5mm深さの位置において、平均硬さが230HV0.1以下で、硬さのばらつきが30HV0.1以下であり、かつ、板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1.0mm以上板厚1/4以下の位置に在り、当該板厚方向の硬さのばらつきが70HV1以下である硬さ特性と、

前記鋼板の表面から0.5mm深さの位置におけるベイナイト組織の体積率が90%以上である金属組織と、を有する鋼板。

【0012】

2. 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 0.01 ~ 0.50 %,

Ni : 0.01 ~ 2.00 %,

Cr : 0.01 ~ 1.00 %,

Sn : 0.01 ~ 0.50 %,

Sb : 0.01 ~ 0.50 %,

Mo : 0.01 ~ 0.50 %および

W : 0.01 ~ 1.00 %

のうちから選ばれる1種以上を含有する、前記1に記載の鋼板。

【0013】

3. 前記成分組成が、さらに、質量%で、

10

20

30

40

50

V : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、
 Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 %、
 Co : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、
 Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 %、
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
 Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、
 Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %および
 REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %

のうちから選ばれる 1 種以上を含有する、前記 1 または 2 に記載の鋼板。

【0014】

4. 質量 % で、
 C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 2 0 0 %、
 Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、
 Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 5 0 %、
 Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %、
 N : 0 . 0 0 1 0 % 以上 0 . 0 1 0 0 % 以下、
 P : 0 . 0 2 0 % 以下、
 S : 0 . 0 1 0 0 % 以下 および
 O : 0 . 0 1 0 0 % 以下

を含有し、残部が Fe および不可避的不純物である成分組成を有する鋼素材について、圧延終了温度を Ar₃ 変態点以上として熱間圧延を行い、次いで Ar₃ 変態点以上の冷却開始温度からの加速冷却を行い、次いで再加熱を行う、鋼板の製造方法であって、

前記加速冷却では、冷却停止温度を 200 ~ 600 の範囲とし、かつ、鋼板の板厚の 1 / 4 位置における冷却速度を 20 ~ 120 / s とし、

前記再加熱は、鋼板の板厚の 1 / 4 位置における到達温度を 500 以下として、鋼板の表面から 0 . 5 mm 深さの位置における到達温度が 400 ~ 680 の範囲となるまで行う、鋼板の製造方法。

【0015】

5. 前記鋼素材の成分組成が、さらに、質量 % で、
 Cu : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、
 Ni : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 0 %、
 Cr : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、
 Sn : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、
 Sb : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、
 Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 % および
 W : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %

のうちから選ばれる 1 種以上を含有する、前記 4 に記載の鋼板の製造方法。

【0016】

6. 前記鋼素材の成分組成が、さらに、質量 % で、
 V : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、
 Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 %、
 Co : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、
 Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 %、
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
 Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、
 Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 % および

REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 % のうちから選ばれる 1 種以上を含有する、前記 4 または 5 に記載の鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0017】

10

20

30

40

50

本発明によれば、低温での韌性すなわち低温での耐衝撃特性および耐アンモニア S C C 性に優れ、低温かつ液体アンモニア環境下で使用されるタンクなどの構造用部材に好適な高い強度を有する鋼板を、安価な工程で提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下に、本発明の実施形態を説明する。なお、以下の成分（元素）の含有量を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

【0019】

(1) 成分組成について

以下、鋼板の成分組成（化学成分）について説明する。

10

【0020】

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 2 0 0 %

Cは、本発明に従う冷却によって製造される鋼板の強度を高めるために最も有効な元素である。かかる効果を得るため、C含有量を0.010%以上に規定する。さらに、他の合金元素の含有量を少なくし、より低コストで製造するという観点からは、C含有量は0.013%以上とすることが好ましい。一方、C含有量が0.200%を超えると鋼板の韌性および溶接性の劣化を招く。従って、C含有量を0.200%以下に規定する。さらに、C含有量は、韌性および溶接性の観点から、0.170%以下とすることが好ましい。

【0021】

Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %

20

Siは、脱酸のため添加する。かかる効果を得るため、Si含有量を0.01%以上に規定する。さらに、0.03%以上とすることが好ましい。一方、Si含有量が0.50%を超えると鋼板の韌性や溶接性の劣化を招く。従って、Si含有量を0.50%以下に規定する。さらに、Si含有量は、韌性および溶接性の観点から、0.40%以下とすることが好ましい。

【0022】

Mn : 0 . 5 0 ~ 2 . 5 0 %

Mnは、鋼の焼入れ性を増加させる作用を有する元素であり、本発明のように高強度を満足するためには添加が必要になる重要な元素の1つである。かかる効果を得るため、Mn含有量を0.50%以上に規定する。さらに、他の合金元素の含有量を少なくし、より低コストで製造するという観点からは、Mn含有量は0.70%以上とすることが好ましい。一方、Mn含有量が2.50%を超えると、鋼板の韌性や溶接性が低下することに加えて、合金コストが過度に高くなってしまう。従って、Mn含有量を2.50%以下に規定する。さらに、Mn含有量は、韌性および溶接性の低下を抑制する観点から、2.30%以下とすることが好ましい。

30

【0023】

A1 : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 6 0 %

A1は、脱酸剤として作用する。かかる効果を得るため、A1含有量を0.010%以上に規定する。一方、A1含有量が0.060%を超えると、酸化物系介在物が増加して清浄度が低下すると共に、韌性が低下する。従って、A1含有量を0.060%以下に規定する。さらに、A1含有量は、韌性劣化をより一層防止する観点から、0.050%以下とすることが好ましい。

40

【0024】

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %

Nは、組織の微細化に寄与し、鋼板の韌性を向上させる。かかる効果を得るため、N含有量を0.0010%以上に規定する。好ましくは、0.0020%以上である。一方、N含有量が0.0100%を超えると、かえって韌性の低下を招く。従って、N含有量を0.0100%以下に規定する。さらに、N含有量は、韌性や溶接性の低下をより一層抑制する観点から、0.0080%以下とすることが好ましい。なお、Nは、Tiが存在する場合には、そのTiと結合して、TiNとして析出し得る。

50

【0025】

P : 0.020%以下

Pは、粒界に偏析することによって靭性や溶接性を低下させるなど、悪影響を及ぼす。そのため、P含有量は、できる限り低くすることが望ましいが、0.020%以下であれば許容できる。なお、P含有量の下限は特に限定されず、0%であってよいが、通常、Pは工業的には鋼中に残存し得る元素であるため、0%超であってよい。また、過剰の低減は精錬コストの高騰を招くため、コストの観点からはP含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

【0026】

S : 0.0100%以下

Sは、MnS等の硫化物系介在物として鋼中に存在し、破壊の発生起点となって鋼板の靭性を低下させるなど、悪影響を及ぼす元素である。そのため、S含有量は、できる限り低くすることが望ましいが、0.0100%以下であれば許容できる。なお、S含有量の下限は特に限定されず、0%であってよいが、通常、Sは工業的には鋼中に残存し得る元素であるため、0%超であってよい。また、過剰の低減は精錬コストの高騰を招くため、コストの観点からはS含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

10

【0027】

O : 0.0100%以下

Oは、酸化物を形成し、破壊の発生起点となり、鋼板の靭性を低下させるなど、悪影響を及ぼす元素であることから、0.0100%以下に制限する。O含有量は、0.0050%以下とすることが好ましく、0.0030%以下とすることがより好ましい。一方、O含有量の下限は特に限定されず、0%であってよいが、通常、Oは工業的には鋼中に残存し得る元素であるため、0%超であってよい。また、過剰の低減は精錬コストの高騰を招くため、コストの観点からはO含有量を0.0010%以上とすることが好ましい。

20

【0028】

本発明の鋼板の成分組成において、上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。ただし、上記成分組成は、必要に応じて、以下に記載する元素を含有することができる。

【0029】

Cu : 0.01 ~ 0.50%、Ni : 0.01 ~ 2.00%、Cr : 0.01 ~ 1.00%、Sn : 0.01 ~ 0.50%、Sb : 0.01 ~ 0.50%、Mo : 0.01 ~ 0.50%、およびW : 0.01 ~ 1.00%のうちから選ばれる1種以上

30

Cu、Ni、Cr、Sn、Sb、MoおよびWは、強度や耐アンモニアSCC性向上させる元素であり、これらのうちの1種以上を含有させることができる。かかる効果を得るために、Cuを含有させる場合には、Cu含有量を0.01%以上に、Niを含有させる場合には、Ni含有量を0.01%以上に、Crを含有させる場合には、Cr含有量を0.01%以上に、Snを含有させる場合には、Sn含有量を0.01%以上に、Sbを含有させる場合には、Sb含有量を0.01%以上に、Moを含有させる場合には、Mo含有量を0.01%以上に、また、Wを含有させる場合には、W含有量を0.01%以上に、それぞれ調整するのが好ましい。一方、Niを過剰に含有させると、溶接性の劣化や合金コストの上昇を招く。また、Cu、Cr、Sn、Sb、MoおよびWを過剰に含有させると、溶接性や靭性が劣化し、合金コストの観点からも不利になる。従って、Cu含有量を0.50%以下に、Ni含有量を2.00%以下に、Cr含有量を1.00%以下に、Sn含有量を0.50%以下に、Sb含有量を0.50%以下に、Mo含有量を0.50%以下に、また、W含有量を1.00%以下に、それぞれ調整するのが好ましい。より好ましくは、Cu含有量を0.40%以下に、Ni含有量を1.50%以下に、Cr含有量を0.80%以下に、Sn含有量を0.40%以下に、Sb含有量を0.40%以下に、Mo含有量を0.40%以下に、また、W含有量を0.80%以下に、それぞれ調整する。

40

【0030】

V : 0.01 ~ 1.00%

50

Vは、鋼板の強度を向上させる作用を有する元素であり、任意に添加することができる。かかる効果を得るために、Vを添加する場合には、V含有量を0.01%以上とするのが好ましい。一方、V含有量が1.00%を超えると、溶接性の劣化や合金コストの上昇を招く。従って、Vを添加する場合には、V含有量を1.00%以下とするのが好ましい。より好ましくは、V含有量の下限が0.05%であり、上限が0.50%である。

【0031】

Ti : 0.005 ~ 0.100%

Tiは、窒化物の形成傾向が強く、Nを固定して固溶Nを低減する作用を有する元素であり、任意に添加することができる。また、Tiは、母材および溶接部の韌性を向上させることができる。かかる効果を得るために、Tiを添加する場合には、Ti含有量を0.005%以上とするのが好ましい。さらに、0.007%以上とすることがより好ましい。一方、Ti含有量が0.100%を超えると、かえって韌性が低下する。従って、Tiを添加する場合には、Ti含有量を0.100%以下とするのが好ましい。さらに、Ti含有量は、0.090%以下とすることがより好ましい。

10

【0032】

Co : 0.01 ~ 1.00%

Coは、鋼板の強度を向上させる作用を有する元素であり、任意に添加することができる。かかる効果を得るために、Coを添加する場合には、Co含有量を0.01%以上とするのが好ましい。一方、Co含有量が1.00%を超えると、溶接性の劣化や合金コストの上昇を招く。従って、Coを添加する場合には、Co含有量を1.00%以下とするのが好ましい。より好ましくは、Co含有量の下限が0.05%であり、上限が0.50%である。

20

【0033】

Nb : 0.005 ~ 0.100%

Nbは、炭窒化物として析出することで旧オーステナイト粒径を小さくし、韌性を向上させる効果を有する元素である。かかる効果を得るために、Nbを添加する場合には、Nb含有量を0.005%以上とするのが好ましい。さらに、0.007%以上とすることがより好ましい。一方、Nb含有量が0.100%を超えるとNbCが多量に析出し、韌性が低下する。従って、Nbを添加する場合には、Nb含有量を0.100%以下とするのが好ましい。さらに、0.060%以下とすることがより好ましい。

30

【0034】

B : 0.0001 ~ 0.0100%

Bは、微量の添加でも焼入れ性を著しく向上させる作用を有する元素である。すなわち、鋼板の強度を向上させることができる。かかる効果を得るために、Bを添加する場合には、B含有量を0.0001%以上とするのが好ましい。一方、B含有量が0.0100%を超えると溶接性が低下する。従って、Bを添加する場合には、B含有量を0.0100%以下とするのが好ましい。より好ましくは、B含有量の下限が0.0010%であり、上限が0.0030%である。

【0035】

Ca : 0.0005 ~ 0.0200%

40

Caは、Sと結合し、圧延方向に長く伸びるMnS等の形成を抑制する作用を有する元素である。すなわち、Caを添加することにより、硫化物系介在物が球状を呈するように形態制御し、溶接部等の韌性を向上させることができる。かかる効果を得るために、Caを添加する場合には、Ca含有量を0.0005%以上とするのが好ましい。一方、Ca含有量が0.0200%を超えると、鋼の清浄度が低下する。清浄度の低下は、韌性の低下を招く。従って、Caを添加する場合、Ca含有量を0.0200%以下とするのが好ましい。より好ましくは、Ca含有量の下限が0.0020%であり、上限が0.0100%である。

【0036】

Mg : 0.0005 ~ 0.0200%

50

Mgは、Caと同様、Sと結合し、圧延方向に長く伸びるMnS等の形成を抑制する作用を有する元素である。すなわち、Mgを添加することにより、硫化物系介在物が球状を呈するように形態制御し、溶接部等の韌性を向上させることができる。かかる効果を得るために、Mgを添加する場合には、Mg含有量を0.0005%以上とするのが好ましい。一方、Mg含有量が0.0200%を超えると、鋼の清浄度が低下する。清浄度の低下は、韌性の低下を招く。従って、Mgを添加する場合には、Mg含有量を0.0200%以下とするのが好ましい。より好ましくは、Mg含有量の下限が0.0020%であり、上限が0.0100%である。

【0037】

REM: 0.0005 ~ 0.0200%

10

REM(希土類金属)は、CaやMgと同様、Sと結合し、圧延方向に長く伸びるMnS等の形成を抑制する作用を有する元素である。すなわち、REMを添加することにより、硫化物系介在物が球状を呈するように形態制御し、溶接部等の韌性を向上させることができる。かかる効果を得るために、REMを添加する場合には、REM含有量は0.0005%以上が好ましい。一方、REM含有量が0.0200%を超えると、鋼の清浄度が低下する。清浄度の低下は、韌性の低下を招く。従って、REMを添加する場合、REM含有量は0.0200%以下が好ましい。より好ましくは、REM含有量の下限が0.0020%であり、上限が0.0100%である。

【0038】

(2) 硬さ特性および金属組織について

20

本発明の鋼板は、上記成分組成を有することに加えて、鋼板の表面から0.5mm深さの位置(本発明において0.5mm位置ともいう)における平均硬さが230HV0.1以下で、0.5mm位置における硬さのばらつきが30HV0.1以下であり、かつ、板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1.0mm以上板厚1/4以下の位置に在り、当該板厚方向の硬さのばらつきが70HV1以下である硬さ特性を有する。

さらに、本発明の鋼板は、0.5mm位置におけるベイナイト組織(以下、単にベイナイトともいう)の体積率が90%以上である金属組織を有する。

鋼板の硬さ特性および金属組織を上記のように限定する理由を、以下に説明する。

【0039】

[0.5mm位置において、平均硬さが230HV0.1以下で、硬さのばらつきが30HV0.1以下]

30

0.5mm位置において、平均硬さを230HV0.1以下とし、かつ、硬さのばらつきを30HV0.1以下とする。鋼板の極表層、具体的には鋼板の表面から0.5mm位置に高硬度領域が存在すると、液体アンモニア環境中での応力腐食割れが助長されてしまう。また、局所的な高硬度領域が存在した場合、鋼板に応力が付与された際に、応力集中が生じ、応力腐食割れが助長されてしまう。そこで、本発明の鋼板では、0.5mm位置において、平均硬さを230HV0.1以下とし、かつ、硬さのばらつきを30HV0.1以下として硬さ特性を調整することによって、優れた耐アンモニアSCC特性を確保することができる。なお、0.5mm位置における平均硬さの下限は、特に限定されないが、130HV0.1程度が好ましい。また0.5mm位置における硬さのばらつきの下限は、0HV0.1であって良いが、工業的には10HV0.1程度である。

40

ここで、上記平均硬さは、0.5mm位置におけるビッカース硬さを複数箇所(例えば、100点)測定して算出することができる。また、硬さのばらつきは、平均硬さを求めるために測定したビッカース硬さの標準偏差を意味する。

【0040】

[板厚方向の硬さの最大値が鋼板の表面から1.0mm以上板厚1/4以下の位置に在る]

鋼板の硬さの最大値が表面からある程度離れた位置に存在すると、鋼板の大部分の硬さを維持しつつ、表層のみの硬さを低減させることができる。すなわち、鋼板の強度を維持しつつ、優れた耐アンモニアSCC特性を確保することができるようになる。

具体的に、かかる最大値が鋼板の表面から1.0mm未満の位置に在ると、0.5mm

50

位置での硬さを十分に低減することができない。一方、かかる最大値が鋼板の表面から板厚 $1/4$ を超える位置に在ると、鋼板自体の十分な強度を確保することができない。よって、本発明の鋼板において、板厚方向の硬さ(ビックアース硬さ(HV1))の最大値は、鋼板の表面から 1.0 mm 以上板厚 $1/4$ 以下の位置に在るものと規定する。

【0041】

[板厚方向の硬さのばらつきが 70 HV1 以下]

板厚方向の硬さのばらつきが大きい場合、鋼板の均一伸びが低下するばかりか、加速冷却で導入される内部応力に起因する残留応力が大きくなるため、耐アンモニアSCC特性の劣化が懸念される。よって、本発明では、板厚方向の硬さのばらつきは 70 HV1 以下に規定する。

ここで、上記ばらつきは、板厚方向に、 0.5 mm ピッチでビックアース硬さ(HV1)を測定し、その最大値と最小値の差を求ることにより算出する。

【0042】

[0.5 mm 位置におけるベイナイトの体積率が 90% 以上]

強度特性や耐アンモニアSCC性を満足させるためには、 0.5 mm 位置における組織を、ベイナイトの体積率が 90% 以上とする必要がある。表層部は、マルテンサイト組織や島状マルテンサイト(MA)組織等の硬質相が生成すると、表層硬さが上昇し、鋼板内の硬さのばらつきが増大して材質均一性が阻害される。すなわち、ベイナイトの体積率が 90% 未満であると、これ以外の組織、すなわちフェライト、島状マルテンサイト組織、マルテンサイト組織、パーライト組織、オーステナイト組織の体積分率が増加することになり、十分な強度/または耐アンモニアSCC性が得られない。

【0043】

ここで、ベイナイトは、変態強化に寄与する加速冷却時あるいは加速冷却後に変態するベニティックフェライトまたはグラニュラーフェライトと称される組織、またそれらが焼き戻された組織を含むものとする。

【0044】

体積率で 10% 以下を占める残部組織には、フェライト、パーライト組織およびオーステナイト組織の他、マルテンサイト組織が含まれていてもよい。残部組織における各組織の分率は特に限定する必要はないが、残部組織はパーライト組織であることが好ましい。

なお、各種金属組織の体積率は、後述の実施例に記載した方法で測定することができる。

【0045】

(3) 製造条件について

本発明における製造方法は、鋼板について前述したものと同様の成分組成を有する鋼素材について、加熱し熱間圧延を行った後、加速冷却を行い、次いで再加熱を行うものである。以下に、鋼板の製造条件の限定理由について説明する。

まず、鋼素材の製造条件は、特に限定する必要はないが、例えば、前述した成分組成を有する溶鋼を、転炉等の公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の公知の鋳造方法にて、所定寸法のスラブ等の鋼素材とすることが好ましい。なお、造塊・分解圧延法により、所定寸法のスラブ等の鋼素材としても何ら問題はない。

【0046】

かようにして得られた鋼素材は、冷却することなく直接熱間圧延するか、あるいは再度加熱してから熱間圧延する。熱間圧延は、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上として行い、次いで、 A_{r3} 変態点以上の冷却開始温度からの加速冷却を所定条件で行い、次いで、再加熱を所定条件で行う。

【0047】

鋼素材の加熱温度は特に限定されないが、加熱温度が低すぎると変形抵抗が高くなつて、熱間圧延機への負荷が増大し、熱間圧延が困難になるおそれがある。一方、 1300 を超える高温になると、酸化が著しくなって酸化ロスが増大し、歩留りが低下するおそれがある。このような理由から、加熱温度は、 950 以上 1300 以下にすることが好ましい。

10

20

30

40

50

【0048】

(熱間圧延)

[圧延終了温度 : Ar₃変態点以上]

本発明では、鋼素材を上記温度に加熱後、熱間圧延を開始して、Ar₃変態点以上で当該熱間圧延を終了する。

圧延終了温度がAr₃変態点未満となると、フェライトが生成し、鋼板表層部での材質均一性が阻害され、硬さのばらつきが増大するため、耐アンモニアS C C性が劣化する。また、生成したフェライトが加工の影響を受けるため、韌性が悪化することになる。さらには、熱間圧延機への負荷が大きくなる。

従って、本発明における熱間圧延における圧延終了温度は、Ar₃変態点以上とする。
上記圧延終了温度は、より好ましくは、Ar₃変態点 + 10 以上である。一方、圧延終了温度が950 を超えると、組織が粗大化し韌性が劣化するおそれがあるため、圧延終了温度は、950 以下とすることが好ましい。

ここで、Ar₃変態点()は、次式で求めることが可能である。

$$Ar_3() = 910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 15 \times Cr - 55 \times Ni - 80 \times Mo$$

ただし、各元素は当該元素の鋼中含有量(質量%)を示す。

【0049】

(加速冷却)

[冷却開始温度 : Ar₃変態点以上]

次に、熱間圧延後の鋼板について、Ar₃変態点以上の冷却開始温度からの加速冷却を行う。冷却開始温度がAr₃変態点未満では、フェライトが過剰に生成し、また、冷却速度が大きくなるため、強度差が大きいマルテンサイト組織あるいはベイナイトと共に存することになる結果、強度不足や韌性の劣化が生じ、さらには耐アンモニアS C C性が劣化する。そのため、冷却開始温度はAr₃変態点以上とする。

【0050】

[鋼板の板厚の1/4位置における冷却速度 : 20 ~ 120 / s]

鋼板の板厚の1/4位置における冷却速度を20 / s以上で行う加速冷却は、高強度で高韌性の鋼板を得るために不可欠なプロセスであり、高い冷却速度で冷却することで変態強化による強度上昇効果が得られる。よって、かかる効果を得るために、本発明に従う加速冷却時の上記鋼板の板厚の1/4位置における冷却速度を20 / s以上に規定する。一方、上記冷却速度が120 / sを超えると、マルテンサイトの体積率が多くなりすぎてしまい、韌性が低下する。従って、上記鋼板の板厚の1/4位置における冷却速度は、120 / s以下に規定する。

なお、上記の冷却速度は、水冷等の積極的な冷却操作により高めることができ、また、適宜上記冷却操作を間欠的に行う(冷却操作を停止する期間を設ける)ことで、制御可能である。また、上記鋼板の板厚の1/4位置における温度は、物理的に直接測定することは困難である。しかし、放射温度計にて測定された冷却開始時の表面温度と目標の冷却停止時の表面温度とをもとに、例えばプロセスコンピューターを用いて差分計算を行うことにより、板厚断面内の温度分布、特に板厚の1/4位置における温度を、リアルタイムに求めることができる。

【0051】

[冷却停止温度 : 200 ~ 600]

本発明では、熱間圧延の終了後に、200 ~ 600 の範囲で任意に設定した冷却停止温度まで所定の加速冷却を行うことにより、板厚中心部にてフェライトおよびベイナイトを所定の体積率にすことができ、強度や韌性を良好に向上させることができる。

ここで、上記冷却停止温度が200 未満では、島状マルテンサイトの組織の体積率が多くなりすぎてしまい、韌性が低下する。一方、上記冷却停止温度が600 を超えると、フェライトやパーライトの組織が過剰に生成して、強度不足や韌性の劣化を招く。従つて、冷却停止温度は200 ~ 600 の範囲に規定する。また、本発明における冷却停止

10

20

30

40

50

温度は、鋼板の板厚の 1 / 4 位置における温度である。

【 0 0 5 2 】

(再加熱)

[表面から 0 . 5 mm 位置における到達温度が 4 0 0 ~ 6 8 0]

本発明では、前記加速冷却の後、再加熱する必要がある。厚鋼板を加速冷却すると、鋼板表層部の冷却速度が速くなり、また鋼板内部に比べかかる鋼板表層部が低い温度まで冷却される。そのため、鋼板表層部は、マルテンサイトなどの硬い組織が生成しやすく、耐アンモニア S C C 性が劣化するおそれがある。よって、本発明では、加速冷却後に鋼板表層部を再加熱する。表層部の硬さを低下することが可能となるからである。好ましくは、加速冷却の後、直ちに再加熱を行う。

ここで、かかる表面から 0 . 5 mm 位置における再加熱の温度が、 4 0 0 未満であると硬さの低下が十分ではない一方、 6 8 0 を超えると、鋼板全体の強度の低下が生じるため、所定の強度を得ることが困難となる。

従って、加速冷却後の再加熱時の表面から 0 . 5 mm 位置における到達温度は、 4 0 0 ~ 6 8 0 の範囲に規定する。

【 0 0 5 3 】

[鋼板の板厚の 1 / 4 位置における到達温度が 5 0 0 以下]

なお、再加熱時に鋼板の板厚の 1 / 4 位置における到達温度が 5 0 0 を超えた場合、強度の低下や韌性の劣化が生じる。従って、再加熱時の鋼板の板厚の 1 / 4 位置における到達温度は、 5 0 0 以下に規定する。

【 0 0 5 4 】

加速冷却後における、前記再加熱の手段としては、誘導加熱を用いることが好ましい。特に、加熱が鋼板表層部に集中するよう、高周波誘導加熱を用いることが好ましい。また、再加熱後には、適宜、冷却を行うことができる。再加熱後の冷却については特に限定しないが、板厚 4 0 mm 程度を超えるような厚鋼板において、冷却速度が遅くなり、炭化物の凝集粗大化による韌性劣化が懸念される場合がある。かかる場合には、再加熱処理後に水冷やミストによる冷却を行ってもよい。

【 0 0 5 5 】

上記した成分組成を有する鋼素材を、上記した製造条件に従って製造することによって、本発明に従う成分組成並びに硬さ特性および金属組織を有する鋼板を得ることができる。かくして得られた鋼板は、優れた強度特性と韌性とを備え、耐アンモニア S C C 性に優れた鋼板になる。ここで、優れた強度特性とは、降伏強さ Y S (降伏点があるときは降伏点 Y P 、ないときは 0 . 2 % 耐力 0.2) : 4 5 0 M P a 以上、引張強さ (T S) : 5 7 0 M P a 以上および均一伸び (u E l) : 1 0 % 以上である。また、優れた韌性とは、 J I S Z 2 2 4 1 に準拠する V T r s が - 3 0 以下である。そしてこれらの特性を有する鋼板が、本発明の耐アンモニア S C C 性に優れた鋼板である。

【 0 0 5 6 】

なお、本発明に従う製造方法では、本明細書に記載のない項目は、いずれも常法を用いることができる。

【 実施例 】

【 0 0 5 7 】

表 1 に示す成分組成の鋼（鋼種 A ~ A I 、残部は Fe および不可避的不純物）を連続铸造法によりスラブとし、表 2 に示す条件で、熱間圧延、加速冷却、再加熱を順次行い、板厚 3 0 mm の厚鋼板 (N o . 1 ~ 5 0) を得た。得られた鋼板について、板厚の鋼板表面から 0 . 5 mm 位置における金属組織の組織分率の測定、硬さ特性の評価、強度特性および韌性の評価、耐アンモニア S C C 性の評価を実施した。各試験方法は次のとおりである。また、これらの結果を、表 2 に併記する。

【 0 0 5 8 】

[鋼板表面から 0 . 5 mm 位置における金属組織の組織分率]

各鋼板より、その 0 . 5 mm 位置が観察面となるように、サンプルを採取した。次いで

10

20

30

40

50

かかるサンプルを鏡面研磨し、さらにナイタール腐食をした後、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ の範囲を倍率：500～3000倍で撮影した。そして、撮影された像について、画像解析装置を用いて解析することによって、ミクロ組織の面分率（金属組織の組織分率）を求めた。ミクロ組織の異方性が小さい場合、面分率は体積率に相当するため、本発明では面分率を体積率と見なした。

【0059】

なお、本実施例において、サンプルの金属組織の分率を求める際の判別は、次のとおりに行つた。

すなわち、上述の撮影された像において、ポリゴナル状のフェライトをフェライトと判別し、また細長く成長したラス状のフェライトを有し、円相当径で $0.05\text{ }\mu\text{m}$ 以上の炭化物を含む組織をベイナイト（表2におけるB）と判別した。10

【0060】

〔硬さ特性〕

各鋼板の圧延方向に垂直な断面について、JIS Z 2244に準拠して、 0.5 mm 位置において100点のビッカース硬さ（HV0.1）を測定し、その平均値を求めた。また、かかる100点のビッカース硬さの標準偏差を求め、 0.5 mm 位置における硬さのばらつきとした。ここで、通常、鋼板の硬度測定に用いられるHV10に代えてHV0.1を用いたのは、HV0.1で測定することにより圧痕が小さくなるので、より表面に近い位置での硬さ情報や、よりミクロ組織に敏感な硬さ情報を得ることが可能となるからである。20

また、板厚方向でビッカース硬さ（HV1）を測定し、その最大値が在る板厚方向の位置（表面からの距離）を測定した。さらに、かかる測定でのビッカース硬さ（HV1）の最大値と最小値の差を算出し、板厚方向の硬さのばらつきとした。

【0061】

〔強度特性〕

各鋼板の全厚から、圧延方向に直角の方向が試験片長手方向となるようにJIS Z 201の1B号試験片を採取して、JIS Z 2241に記載の要領で引張試験を行い、降伏強さYS（降伏点があるときは降伏点YP、ないときは0.2%耐力0.2）、引張強さ(TS)および均一伸び(UE1)を測定した。そして降伏強さが 450 MPa 以上、引張強さが 570 MPa 以上および均一伸びが10%以上のものを強度特性に優れた鋼板と評価した。30

【0062】

〔韌性〕

各鋼板の表面側から 1 mm 削った部位から、圧延方向が試験片長手方向となるようにJIS Z 2202のVノッチ試験片を採取して、JIS Z 2242の要領でシャルピー衝撃試験を行い、vTrs（破面遷移温度）を測定した。そして、かかるvTrsが-30以下以下のものを、韌性に優れた鋼板と評価した。

【0063】

〔耐アンモニアSCC性〕

耐アンモニアSCC性は、試験溶液内で4点曲げ試験を実施し、腐食を促進させるため定電位アノード電解した促進試験により評価した。40

具体的には、以下の手順で実施した：

鋼板表面から、 5 mm 厚 $\times 15\text{ mm}$ $\times 115\text{ mm}$ の試験片を採取して、アセトン中で超音波脱脂を5分間行い、4点曲げにより各鋼板の降伏強さに等しい応力を負荷した。かかる4点曲げの試験片を設置した試験セルに、カルバミン酸アンモニウム12.5gと液体アンモニア1Lとを混合した溶液を充填した後、ポテンショスタットにより、試験片に+2.0V vs Ptの電圧を印加し、室温(25)で浸漬した。168時間の浸漬後に、割れが認められない場合を、耐アンモニアSCC性が「良」と判定し、また割れが発生した場合を、耐アンモニアSCC性が「不良」と判定した。

【0064】

10

20

30

40

50

【表1】

鋼種	成分組成(質量%)												A_{r3} (°C)	備考										
	C	Si	Mn	Al	N	P	S	O	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	Sb	W	V	Ti	Co	Nb	B	Ca	Mg	REM	
A	0.075	0.39	1.77	0.028	0.0061	0.006	0.0079	0.0024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	745
B	0.063	0.27	2.28	0.023	0.0040	0.020	0.0035	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	708
C	0.107	0.19	1.71	0.043	0.0057	0.019	0.0035	0.0014	0.11	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	738
D	0.037	0.30	1.65	0.046	0.0026	0.008	0.0090	0.0038	—	1.02	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	710
E	0.075	0.15	1.82	0.044	0.0039	0.006	0.0006	0.0008	—	0.04	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	741
F	0.070	0.16	1.86	0.015	0.0054	0.006	0.0059	0.0019	—	—	0.22	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	722
G	0.068	0.17	1.92	0.046	0.0068	0.003	0.0062	0.0028	—	—	—	0.23	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	735
H	0.081	0.27	1.77	0.014	0.0026	0.001	0.0066	0.0025	—	—	—	—	0.39	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	743
I	0.029	0.24	1.56	0.036	0.0061	0.010	0.0098	0.0027	0.35	—	0.65	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	759
J	0.125	0.21	1.31	0.020	0.0044	0.007	0.0055	0.0041	—	0.62	—	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	718
K	0.131	0.25	1.22	0.048	0.0070	0.015	0.0071	0.0023	—	—	0.26	—	0.30	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	768
L	0.110	0.28	1.66	0.032	0.0027	0.005	0.0006	0.0015	—	—	0.11	—	0.36	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	734
M	0.160	0.37	1.30	0.019	0.0049	0.006	0.0087	0.0021	—	—	—	0.25	—	0.07	—	—	—	—	—	—	—	—	—	756
N	0.118	0.33	1.71	0.017	0.0024	0.010	0.0062	0.0020	0.08	—	0.07	—	—	0.13	—	—	—	—	—	—	—	—	—	734
O	0.063	0.32	1.04	0.041	0.0045	0.014	0.0058	0.0049	0.10	0.08	0.44	0.28	0.06	0.16	0.60	—	—	—	—	—	—	—	—	772
P	0.076	0.28	1.59	0.044	0.0023	0.013	0.0039	0.0037	0.35	0.28	—	—	—	—	—	—	—	0.46	—	—	—	—	—	737
Q	0.162	0.10	1.68	0.018	0.0056	0.015	0.0028	0.0035	0.36	—	0.66	—	—	—	—	—	—	0.048	—	—	—	—	—	708
R	0.017	0.05	1.51	0.026	0.0023	0.002	0.0058	0.0038	0.40	—	0.27	—	—	—	—	—	—	0.07	—	—	—	—	—	754
S	0.113	0.30	1.16	0.042	0.0071	0.018	0.0025	0.0022	0.05	—	—	0.24	—	—	—	—	—	—	0.016	—	—	—	—	781
T	0.067	0.07	1.71	0.011	0.0031	0.001	0.0085	0.0046	0.33	—	—	—	0.09	—	—	—	—	—	0.0019	—	—	—	—	746
U	0.069	0.30	1.81	0.010	0.0046	0.003	0.0019	0.0015	0.34	—	—	—	0.75	—	—	—	—	—	0.0073	—	—	—	—	737
V	0.085	0.38	1.63	0.030	0.0059	0.008	0.0013	0.0028	0.37	—	—	0.10	—	—	—	—	—	—	—	0.0034	—	—	—	746
W	0.146	0.10	1.67	0.034	0.0055	0.017	0.0046	0.0016	0.38	—	0.58	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0028	—	715	
X	0.081	0.30	0.72	0.042	0.0030	0.018	0.0018	0.0046	0.07	0.81	0.54	0.10	0.29	0.18	0.56	0.15	0.037	0.06	0.044	0.0020	0.0073	0.0077	765	
Y	0.008	0.10	1.65	0.017	0.0051	0.019	0.0058	0.0037	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	776
Z	0.217	0.15	1.36	0.026	0.0070	0.018	0.0025	0.0042	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	734
AA	0.071	0.54	1.80	0.045	0.0037	0.005	0.0086	0.0023	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	744
AB	0.151	0.15	0.33	0.042	0.0023	0.018	0.0100	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	837
AC	0.164	0.05	2.61	0.013	0.0049	0.005	0.0079	0.0010	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	650
AD	0.082	0.10	1.87	0.063	0.0047	0.017	0.0047	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	735
AE	0.101	0.18	1.68	0.017	0.0007	0.008	0.0066	0.0044	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	744
AF	0.082	0.32	2.10	0.012	0.0116	0.005	0.0087	0.0018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	717
AG	0.145	0.04	1.55	0.023	0.0076	0.022	0.0078	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	741
AH	0.085	0.13	1.74	0.040	0.0044	0.019	0.0116	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	744
AI	0.107	0.35	1.63	0.013	0.0062	0.014	0.0082	0.0152	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	746

参考例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。
※ $Al_{90}\sim 910\sim 3100\sim 80Mn\sim 20Cr\sim 15Cr\sim 55Ni\sim 80Mo$ (元素記号は各元素の含有量(質量%)を示す)

【表2】

No.	鋼種	銅素材	鋼板	熱間圧延	加速冷却			再加熱			金属組織			硬度特性			韌性 値 $\text{V} \text{T}_{\text{R}} \text{s}$ (°C)	耐アンモニア SCC性	備考
					開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	開始 冷却速度 (°C/s)	停止 温度 (°C)	手段	到達温度 (°C)	(※1)位置	B分率 (%)	平均硬さ HV0.1	ばらつき HV0.1	最大位置 (mm)	ばらつき ΔHV_1	YS (MPa)	TS (MPa)	uE (%)
1	A	745	30	830	810	53	375	603	453	92	155	22	3	22	503	625	15	-103	良
2	B	708	30	740	720	45	337	610	450	94	189	10	3	40	491	596	15	-79	良
3	B	708	30	740	720	54	340	603	452	92	202	18	4	28	505	632	14	-65	良
4	B	708	30	760	740	26	285	621	455	92	168	21	1	24	470	575	15	-64	良
5	B	708	30	760	750	50	210	610	430	94	193	22	3	32	493	605	13	-42	良
6	B	708	30	780	760	47	327	601	444	99	177	19	2	21	502	629	16	-73	良
7	B	708	30	780	760	48	330	643	342	92	206	19	4	35	456	578	16	-69	良
8	B	708	30	780	710	48	365	536	374	98	162	23	2	38	478	580	15	-80	良
9	C	738	30	800	790	45	358	586	424	95	193	14	3	35	480	608	17	-81	良
10	D	710	30	820	800	50	340	626	464	97	160	22	3	35	505	616	15	-81	良
11	E	741	30	910	890	52	299	618	461	95	163	15	3	46	575	712	19	-96	良
12	F	722	30	750	730	48	360	602	435	96	175	15	3	47	465	594	15	-89	良
13	G	735	30	830	810	45	344	600	455	97	201	19	3	61	518	619	16	-71	良
14	H	743	30	870	860	51	287	594	425	94	168	21	3	32	506	606	16	-83	良
15	I	759	30	780	770	49	296	626	478	95	200	13	3	34	530	644	15	-68	良
16	J	718	30	740	720	45	330	626	464	95	208	13	2	62	506	588	14	-75	良
17	K	788	30	830	820	49	362	628	471	96	179	24	2	46	551	647	17	-93	良
18	L	734	30	850	830	54	370	598	431	98	165	18	1	27	503	659	18	-77	良
19	M	756	30	830	820	47	332	577	420	98	181	18	2	60	501	633	17	-81	良
20	N	734	30	750	740	48	333	594	444	98	199	24	2	52	503	587	13	-68	良
21	O	772	30	840	820	51	350	612	456	97	209	13	2	32	516	663	11	-72	良
22	P	737	30	770	760	53	285	628	468	96	184	22	1	49	545	683	16	-67	良
23	Q	708	30	750	730	48	529	640	488	95	218	20	3	59	586	736	14	-39	良
24	R	754	30	820	800	52	288	592	365	98	191	19	2	54	505	611	15	-75	良
25	S	781	30	840	830	53	343	571	404	94	188	21	3	34	491	581	17	-72	良

※1: 鋼板の表面から0.5mm深さの位置

※2: 鋼板の板厚の1/4位置

No.	鋼種	鋼板	熱間圧延	加速冷却			再加熱			金属組織			硬度特性			耐アンモニア SCC性	備考			
				終了温度 (°C)	開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s) (※2)	停止温度 (°C)	手段	到達温度 (°C)	(※1)位置	B分率 (%) (※2) 位置	平均硬さ HV0.1	ばらつき HV0.1	最大位置 (mm)	ばらつき ΔHV_1	YS (MPa)	TS (MPa)	uE1 (%)		
26	T	746	30	830	820	46	355	誘導加熱	594	438	95	188	16	3	59	521	621	15	-73	良
27	U	737	30	770	750	53	343	誘導加熱	604	433	94	196	13	3	37	475	580	13	-81	良
28	V	746	30	800	790	53	275	誘導加熱	604	451	94	206	24	4	54	503	628	13	-77	良
29	W	715	30	750	740	48	320	誘導加熱	597	445	94	194	21	3	41	544	730	13	-80	良
30	X	765	30	790	780	54	294	誘導加熱	577	410	96	201	18	4	27	483	583	12	-62	良
31	B	708	30	700	685	50	301	誘導加熱	571	410	80	199	49	3	59	433	522	13	-27	不良
32	B	708	30	750	730	5	328	誘導加熱	602	405	92	174	19	2	46	392	475	12	-47	良
33	B	708	30	770	760	125	250	誘導加熱	631	475	91	226	21	3	66	521	735	12	-23	良
34	B	708	30	780	770	46	190	誘導加熱	583	426	93	224	22	2	44	521	735	16	-28	良
35	B	708	30	760	740	51	920	誘導加熱	650	494	92	165	33	4	53	418	489	14	-48	良
36	B	708	30	740	720	46	290	誘導加熱	350	205	95	240	32	3	64	521	654	15	-78	不良
37	B	708	30	740	720	52	340	ガス燃焼炉 なし	700	495	94	192	18	4	62	396	498	15	-41	良
38	B	708	30	750	730	48	303	二	93	296	52	1	96	511	621	8	-70	不良		
39	B	708	30	750	720	55	322	誘導加熱	625	610	98	170	13	2	12	423	586	19	-25	良
40	Y	776	30	820	800	54	320	誘導加熱	625	479	91	156	19	4	59	411	498	16	-88	良
41	Z	734	30	780	760	52	357	誘導加熱	597	430	92	208	27	3	32	494	630	13	-21	良
42	AA	744	30	770	750	47	365	誘導加熱	621	472	95	191	21	2	32	509	598	15	-27	良
43	AB	837	30	880	870	52	304	誘導加熱	581	419	93	155	14	2	38	434	521	15	-86	良
44	AC	650	30	680	670	55	321	誘導加熱	621	468	97	182	28	4	47	527	645	17	-24	良
45	AD	735	30	880	860	53	311	誘導加熱	627	465	98	154	20	2	63	544	706	17	-27	良
46	AE	744	30	850	830	50	314	誘導加熱	614	450	93	185	26	2	31	525	662	15	-21	良
47	AF	717	30	760	750	54	363	誘導加熱	602	440	94	231	18	4	32	491	615	12	-26	良
48	AG	741	30	840	820	50	362	誘導加熱	623	453	96	151	15	4	65	541	636	18	-15	良
49	AH	744	30	870	860	48	306	誘導加熱	588	426	98	206	40	3	36	501	685	15	-9	良
50	AI	746	30	820	800	45	340	誘導加熱	621	487	98	166	37	3	29	553	598	15	-21	良

※1: 鋼板の表面から15mm深さの位置

※2: 鋼板の板厚の1/4位置

【0066】

表1および表2から分かるように、発明例は、いずれも、450 MPa以上の降伏強度YSと570 MPa以上の引張強度TSと10%以上の均一伸びuE1をもち、vTrsが-30以下であり、低温での韌性および耐アンモニアSCC性に優れた鋼板が得られている。

【0067】

一方、No.31~39は、成分組成が本発明の範囲内であるものの、製造方法が本発明の範囲外であるため、所望の金属組織および/または硬さ特性が得られていない。その結果、降伏強度YS、引張強度TS、低温での韌性、あるいは耐アンモニアSCC性のい

ずれかが劣っている。

【 0 0 6 8 】

また、No. 40～50は、鋼の成分組成が本発明の範囲外であるため、降伏強度YS、引張強度TS、低温での靭性、あるいは耐アンモニアSCC性のいずれかが劣っている。なお、本発明では、鋼の成分組成は、そのまま鋼板の成分組成と考えてよい。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 河口 展明

- (56)参考文献
- 特開2020-193374 (JP, A)
 - 国際公開第2020/067210 (WO, A1)
 - 国際公開第2020/067209 (WO, A1)
 - 国際公開第2018/181564 (WO, A1)
 - 国際公開第2018/179512 (WO, A1)
 - 特開2020-193375 (JP, A)
 - 特開2013-139630 (JP, A)
 - 特開2008-025014 (JP, A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
- C22C 38/00 - 38/60
 - C21D 8/02