

(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  
2023年1月5日(05.01.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/276429 A1

(51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/44 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2022/018761

(22) 国際出願日: 2022年4月25日(25.04.2022)

(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 2021-107123 2021年6月28日(28.06.2021) JP

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

(72) 発明者: 佐藤 祐也(SATO Yuya); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 橘 俊一(TACHIBANA Shunichi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 村上 善明(MURAKAMI Yoshiaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉村 憲司(SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JM, 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: STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a high strength steel sheet with excellent cryogenic toughness and ability to inhibit the occurrence of brittle cracks, presupposing production by an abridged process that utilizes direct quenching and tempering. This steel sheet has a prescribed component composition with a retained austenite content at 1/4t of less than 1.7% by volume fraction, and a Charpy absorbed energy at -196 °C of at least 200 J when a full-size test piece is used and at least 100 J when a half-size text piece is used.

(57) 要約: 直接焼入れ焼戻しを利用する省プロセスで製造することを前提として、極低温靱性および脆性亀裂発生抑制性能に優れた高強度鋼板を提供する。本発明の鋼板は、所定の成分組成を有し、1/4tにおける残留オーステナイトの量が体積率で1.7%未満であり、-196°Cにおけるシャルピー吸収エネルギーが、フルサイズ試験片を用いた場合は200J以上であり、ハーフサイズ試験片を用いた場合は100J以上である。



WO 2023/276429 A1

## 明 細 書

発明の名称： 鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、鋼板に関し、特に、幅広い板厚範囲に亘って優れた極低温靱性および脆性亀裂発生抑制性能を安定的に確保できる、極低温下の用途に適する高強度厚鋼板およびその製造方法に関する。本発明の鋼板および製造方法は、例えば、船舶用および陸上用の液化ガス貯蔵用タンクなどの、極低温環境下で使用される構造物に好適に用いることができる。

### 背景技術

[0002] 液化ガス貯蔵用タンクなどの構造物に、熱間圧延された鋼板が用いられる際には、使用環境が極低温となるため、鋼板の強度のみならず、極低温下における靱性（極低温靱性）に優れていることが要求される。例えば、液化天然ガスの貯蔵用タンクに熱間圧延された鋼板が使用される場合には、液化天然ガスの沸点である $-164^{\circ}\text{C}$ 以下の極低温下で優れた靱性を確保する必要がある。鋼材の極低温靱性が劣ると、極低温貯蔵用構造物としての安全性を維持できなくなるおそれがあるため、適用される鋼板に対する極低温靱性の向上に対する要求は高い。この要求に対して、従来は、7%Ni、又は9%Ni鋼板が使用されてきた。

[0003] 7%Ni鋼板は、例えば、特許文献1に提案されている。特許文献1では、Ni：5.0超～10.0%未満と所定量のC、Si、Mn、Alとを含有する、極低温用厚鋼板が開示されている。そして、特許文献1が開示の厚鋼板では、板厚6～50mmに亘り、単位面積当たりの吸収エネルギー $vE$   $-196$ の平均値が $1.25\text{ J/mm}^2$ 以上である。

### 先行技術文献

#### 特許文献

[0004] 特許文献1：特開2011-219848号公報

### 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

[0005] 本発明者らが、Ni：6.0～7.5%程度のいわゆる7%Ni鋼の厚鋼板（以下、7%Ni鋼板ともいう）について鋭意調査した結果、生産性向上を目的として、圧延後に直接焼入れ焼戻しを行って製造した場合に、シャルピー試験等における吸収エネルギー（靱性）の低下および脆性亀裂の発生に起因した鋼板の不安定破壊（脆性破壊）のリスクが上昇することが判明した。しかしながら、特許文献1では、これらの問題、特に脆性破壊の発生については何ら検討されていない。

[0006] 本発明は上記の事情に鑑みなされたものであり、直接焼入れ焼戻しを利用する省プロセスで製造することを前提として、極低温靱性および脆性亀裂発生抑制性能に優れる高強度鋼板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

[0007] 本発明者らは、上記課題を解決するために、7%Ni鋼板の成分組成および組織に関して鋭意研究を行ったところ、以下の知見を得た。すなわち、

(a) 上記した吸収エネルギーの低下は、Mnの濃化域と希薄域との形成により、主にMnの濃化域に発生するセパレーションに起因する。ここで、セパレーションとは、シャルピー衝撃試験およびCTOD試験に代表される靱性の測定試験の際に発生する破面に対して垂直で、かつ、圧延面に平行な方向に生じる、脆性破壊の結果としての割れを意味する。

(b) 上記した脆性亀裂発生は、Mn濃化域、特には、そこで生成しやすい不安定なオーステナイト（以下、 $\gamma$ とも示す）に由来すること。

(c) 吸収エネルギーを高めるには、Mnを0.40%以下に制限し、バンド状に生成するMn濃化域（Mn偏析バンド）でのMn濃度を下げ、Mn偏析バンド起因のセパレーションの発生を低減すること。

(d) 脆性亀裂発生を低減するには、Mnを0.40%以下に制限し、バンド状に生成するMn濃化域でのMn濃度を下げつつ、脆性亀裂の発生原因となる不安定な $\gamma$ の生成を抑制すること。

[0008] 本発明は、上記知見に基づき完成されたものであり、その要旨は以下のと

おりである。

[1] 質量%で、

C : 0.01~0.15%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 0.05~0.40%、

Ni : 6.0%以上7.0%未満、

Cr : 0.01~1.00%、

Mo : 0.01~0.50%、

P : 0.030%以下、

S : 0.0050%以下、

N : 0.0010~0.0080%および

Al : 0.008~0.100%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における残留オーステナイトの量が体積率で1.7%未満であり、

JIS Z 2242に準拠したシャルピー衝撃試験による-196℃におけるシャルピー吸収エネルギーが、フルサイズ試験片を用いた場合は200J以上であり、ハーフサイズ試験片を用いた場合は100J以上である、鋼板。

[0009] [2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 0.40%以下、

Nb : 0.05%以下、

V : 0.05%以下、

Ti : 0.03%以下および

B : 0.0030%以下

から選択される1または2以上を含有する、前記[1]に記載の鋼板。

[0010] [3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ca : 0.007%以下、

REM : 0.010%以下および

Mg : 0.070%以下

から選択される1または2以上を含有する、前記〔1〕または〔2〕に記載の鋼板。

- [0011] 〔4〕前記〔1〕から〔3〕のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材に、870℃以下の累積圧下率が15～75%および最終圧延終了温度が鋼板表面温度で830～700℃である熱間圧延を行って熱延板とした後、該熱延板に、該熱延板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における温度で600℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度が3℃/s以上および冷却停止温度が300℃以下である直接焼入れを行って、その後、550℃以上Ac<sub>1</sub>変態点未満の温度域に焼戻しを行う、鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における残留オーステナイトの量が体積率で1.7%未満であり、JIS Z 2242に準拠したシャルピー衝撃試験による-196℃におけるシャルピー吸収エネルギーが、フルサイズ試験片を用いた場合は200J以上であり、ハーフサイズ試験片を用いた場合は100J以上である、鋼板の製造方法。

### 発明の効果

- [0012] 本発明によれば、極低温靱性と脆性亀裂発生抑制性能とに優れる高強度な鋼板を、高い生産性の下に提供することができる。本発明の鋼板およびその製造方法を、液化ガス貯蔵用タンクなどの、極低温環境で使用される鋼構造物に供することにより、該鋼構造物の安全性を向上させることができ、産業上格段の効果をもたらす。

### 発明を実施するための形態

- [0013] 以下、本発明の実施形態について具体的に説明する。なお、以下の説明は、本発明の好適な実施形態を示すものであって、本発明はこれに限定されない。

- [0014] 〔成分組成〕

本発明の鋼板は、所定の成分組成を有する。また、本発明の鋼板の製造に

好適に用いられる本発明の製法方法で用いる鋼素材も、上記所定の成分組成を有する。以下、この成分組成に含まれる各元素について説明する。なお、特に断らない限り、本明細書において、各元素の含有量の単位としての「%」は「質量%」を意味する。

[0015] C : 0.01%以上0.15%以下

Cは、鋼板の強度を向上させる効果を有する元素である。この効果を得るために、C含有量は0.01%以上とする。好ましくは、0.03%以上である。一方、C含有量が0.15%を超えると、鋼板の極低温靱性が低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。そのため、C含有量は0.15%以下とする。好ましくは、0.12%以下である。

[0016] Si : 0.01%以上0.50%以下

Siは、鋼板の強度向上に寄与する元素であり、脱酸剤としての作用を有する元素でもある。これらの効果を発現させるために、Si含有量は0.01%以上とする。好ましくは、0.03%以上である。一方、Si含有量が過剰に高くなると、靱性が低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。そのため、Si含有量は0.50%以下とする。好ましくは、0.30%以下である。

[0017] Mn : 0.05%以上0.40%以下

Mnは、鋼の焼き入れ性を高め、鋼板の高強度化に有効な元素である。この効果を得るため、Mnは0.05%以上で添加する。好ましくは、0.10%以上である。一方、0.40%を超えてMnを含有する場合、セパレーションが出やすくなり、靱性が低下するので、0.40%以下に制限する。さらには、0.40%を超えてMnを含有する場合、Mn偏析バンドにおけるMn濃度が高まりやすくなり、脆性亀裂発生抑制性能も低下するので、0.40%以下に制限する。Mn量は、好ましくは0.35%以下であり、より好ましくは0.35%未満であり、さらに好ましくは、0.20%未満である。

[0018] Ni : 6.0%以上7.0%未満

Niは、鋼板の極低温靱性の向上に極めて有効な元素であり、脆性亀裂発生抑制性能の向上にも寄与する。そのためには、Ni含有量を6.0%以上とする。好ましくは、6.5%以上である。一方で、Niは高価な元素であるため、その含有量が高くなるにつれて鋼板コストが高騰する。したがって、本発明においては、Ni含有量を7.0%未満とする。

[0019] Cr：0.01%以上1.00%以下

Crは、極低温靱性を大きく損なうことなく鋼板の強度を向上させることができる元素である。上記の効果を得るには、Cr含有量を0.01%以上とする。好ましくは、0.30%以上である。しかし、Cr含有量が1.00%を超えると、鋼板の極低温靱性が低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。そのため、Cr含有量は1.00%以下とする。好ましくは、0.80%以下である。

[0020] Mo：0.01%以上0.50%以下

Moは、Crと同様に、極低温靱性を大きく損なうことなく鋼板の強度を向上させることができる元素である。そのためには、Mo含有量を0.01%以上とする。好ましくは、0.10%超である。一方、Mo含有量が0.50%を超えると、極低温靱性がかえって低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。そのため、Mo含有量は0.50%以下とする。好ましくは、0.30%以下である。より好ましくは、0.25%以下である。

[0021] P：0.030%以下

Pは、不可避的不純物であり、鋼板の極低温靱性および脆性亀裂発生抑制性能に悪影響を及ぼす有害な元素である。例えば、鋼板を溶接して溶接構造物とした際に健全な母材および溶接継手を得るためには、Pの含有量を可能な限り低減することが好ましい。そのため、P含有量は0.030%以下に抑制する。また、極低温靱性の観点からは、P含有量は低ければ低いほどよい。そのため、下限は特に限定されず、0%であってもよいが、その場合にも不可避不純物として含有することは許容される。一方、過度の低減はコスト増の原因となるため、コストの観点からは、P含有量の下限は0.001%とす

ることが好ましい。

[0022] S : 0.0050%以下

Sは、鋼中でMnSを形成し極低温靱性および脆性亀裂発生抑制性能を著しく劣化させるため、0.0050%を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。S含有量は、好ましくは0.0020%以下とする。一方、S含有量は低ければ低いほどよいため、下限は特に限定されず、0%であってもよいが、その場合にも不可避不純物として含有することは許容される。

[0023] N : 0.0010%以上0.0080%以下

Nは、鋼中で析出物を形成し、その含有量が0.0080%を超えると、母材の靱性低下の原因となる。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。但し、Nは、AlNを形成することにより母材の細粒化に寄与する元素でもあり、このような効果はN含有量を0.0010%以上とすることにより得られる。したがって、N含有量は0.0010%以上0.0080%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0020%以上である。好ましくは、0.0060%以下である。

[0024] Al : 0.008%以上0.100%以下

Alは、脱酸剤に含まれる元素である。Al含有量が0.008%未満では脱酸剤としての効果が乏しい。また、Alは、AlNを形成することにより母材の細粒化に寄与する元素でもある。そのため、Al含有量を0.008%以上とする。好ましくは、0.020%以上とする。一方、Al含有量が0.100%を超えると、鋼の清浄性が損なわれ、靱性、特に極低温でのシャルピー吸収エネルギーが低下する。そのため、Al含有量は、0.100%以下とする。好ましくは、0.050%以下とする。

[0025] 本発明の一実施形態における成分組成は、上記した所定量の元素に加え、残部がFe及び不可避不純物からなるものとすることができる。

[0026] また、本発明の他の実施形態においては、上記成分組成が、任意に、Cu、Nb、V、TiおよびBから選択される1または2以上を、好ましくは以下に記す量でさらに含有することができる。

## [0027] Cu : 0.40%以下

Cuは、焼入れ性向上により鋼板の強度を高める効果を有する元素である。しかし、Cu含有量が0.40%を超えると、鋼板の極低温靱性が低下することに加え、鋳造後の鋼素材（スラブ）表面の性状が悪化する。したがって、Cuを添加する場合、Cu含有量を0.40%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.30%以下とする。一方、Cu含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を有するには、Cu含有量を0.10%以上とすることが好ましい。

## [0028] Nb : 0.05%以下

Nbは、析出強化により鋼板の強度を高める有効な元素である。しかし、Nb含有量が過剰に高くなると、鋼板の極低温靱性が低下する。そのため、Nbを添加する場合、Nb含有量を0.05%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.03%以下とする。一方、Nb含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を有するには、Nb含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

## [0029] V : 0.05%以下

Vは、Nb同様、析出強化により鋼板の強度を高める有効な元素である。しかし、V含有量が過剰に高くなると、鋼板の極低温靱性が低下する。そのため、Vを添加する場合、V含有量を0.05%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.04%以下とする。一方、V含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を有するには、V含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

## [0030] Ti : 0.03%以下

Tiは、鋼板を溶接して溶接構造物とする際、母材の機械的特性を低下させることなく溶接部の靱性を高める効果を有する元素である。そのためには、0.003%以上で添加することが好ましい。一方、0.03%を超えると、かえって靱性を低下させることになるため、Tiは0.03%以下の範囲で含有させることが好ましい。

[0031] B : 0.0030%以下

Bは、微量添加で焼入れ性を高める元素である。この効果を有効に発揮させるために、Bを0.0003%以上で含有させることが好ましい。一方、Bの含有量が0.0030%を超えると、靱性が劣化する。このため、Bを含有させる場合は、その含有量を0.0030%以下とすることが好ましい。

[0032] また、本発明の他の実施形態においては、上記成分組成が、任意に、Ca、REMおよびMgから選択される1または2以上を、好ましくは以下に記す量でさらに含有することができる。

[0033] Ca : 0.007%以下

Caは、鋼中の介在物の形態を制御することで鋼板の極低温靱性を向上させる効果を有する元素である。しかし、Caが過剰になると、鋼の清浄性を損なって極低温でのシャルピー吸収エネルギー（以下、シャルピー靱性ともいう）を低下させる。そのため、Caを添加する場合、Ca含有量を0.007%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.004%以下とする。一方、Ca含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を得るには、0.001%以上とすることが好ましい。

[0034] REM : 0.010%以下

REM（希土類金属）は、Ca同様、鋼中の介在物の形態を制御することで鋼板の極低温靱性を向上させる効果を有する元素である。しかし、REMが過剰になると、鋼の清浄性を損ないシャルピー靱性が低下する。そのため、REMを添加する場合、REM含有量を0.010%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.008%以下とする。一方、REM含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を得るには、REM含有量を0.001%以上とすることが好ましい。

ここで、REMとは、ランタノイドの15元素にYおよびScを合わせた17元素の総称であり、これらの元素を単独でまたは組み合わせて含有させることができる。なお、REMの含有量はこれらの元素の合計含有量を意味

する。

[0035] Mg : 0.070%以下

Mgは、CaやREM同様、鋼中の介在物の形態を制御することで、鋼板の極低温靱性を向上させる作用を有する元素である。しかし、Mgが過剰になると、鋼の清浄性を損ない、シャルピー靱性が低下する。そのため、Mgを添加する場合、Mg含有量を0.070%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.004%以下とする。一方、Mg含有量の下限は特に限定されないが、上記の効果を得るにはMg含有量を0.001%以上とすることが好ましい。

[0036] [ミクロ組織]

本発明の鋼板は、該鋼板の表面から板厚方向に板厚 $t$ の $1/4$ の深さ位置（以下、 $1/4t$ ともいう）における、残留オーステナイト量（以下、残留 $\gamma$ 量とも示す）が体積%で1.7%未満である組織を有する。代表的な位置として、上記位置における残留 $\gamma$ 量が1.7%以上であると、特にMn偏析バンドの濃化域で不安定な $\gamma$ が比較的多量に生成したことが読み取れ、結果として脆性亀裂が発生しやすくなる。脆性亀裂発生抑制性能を高める観点からは、上記位置における残留 $\gamma$ 量は少ないほど好ましく、1.5%以下が好ましく、1.0%以下がより好ましく、0.5%以下がさらに好ましく、0.1%以下が一層好ましく、0%であればなお好ましい。

なお、残留 $\gamma$ 量は、後述する実施例に記載した方法で測定することができ、鋼板のオモテ面および裏面のいずれか一表面側について測定すればよい。

[0037] また、鋼板の組織は、マルテンサイトとベイナイトとを主体とした組織、具体的には、マルテンサイト及びベイナイトの合計が面積率で98.3%以上であることが好ましく、99.0%以上であることがより好ましく、100%であることが更に好ましい。上記のとおり、マルテンサイト及び／又はベイナイトを主体とした組織であれば、優れた極低温靱性を確保しつつ、十分な強度をも得やすいからである。なお、マルテンサイトとベイナイトとの比率は、任意で問題ない。また、マルテンサイト及びベイナイト以外の組織

の種類は特に制限されない。

[0038] 鋼板の板厚は特に限定されず、任意の厚さとすることができる。例えば、6 mm以上50 mm以下とすることが好ましい。

[0039] [機械的特性]

(引張強さ)

鋼板の引張強さの下限は、特に限定する必要はないが、下限を690 MPaとすることが好ましい。より好ましくは、720 MPa以上とする。一方、引張強さの上限についても特に限定する必要はないが、上限を930 MPaとすることが好ましい。より好ましくは、900 MPa以下とする。

なお、引張強さは、後述する実施例に記載した方法で測定することができる。

[0040] (極低温靱性)

鋼板の靱性値は、 $-196^{\circ}\text{C}$ におけるシャルピー吸収エネルギー ( $vE_{-196^{\circ}\text{C}}$ ) が、フルサイズ試験片を用いたシャルピー衝撃試験において200 J以上である必要がある。一方、350 J以下であることが好ましく、より好ましくは、280 J以下である。また、ハーフサイズ試験片を用いたシャルピー衝撃試験においては、 $vE_{-196^{\circ}\text{C}}$ が100 J以上である必要がある。一方、200 J未満であることが好ましく、より好ましくは、150 J以下である。

なお、極低温靱性は、後述する実施例に記載した方法で測定することができる。

[0041] (脆性亀裂発生抑制性能)

鋼板の脆性亀裂発生抑制性能としては、CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 試験において、後述する実施例に記載した方法のとおり、急激な荷重低下が発生することなく、最大荷重点を迎えることが好ましい。

[0042] [製造方法]

次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。本発明の製造方法は、上述した所定の成分組成を有する鋼素材を用いて；熱間圧延における累積圧

下率および最終圧延終了温度；焼入れにおける平均冷却速度および冷却停止温度；並びに、焼戻しにおける温度域を所定条件に制御することにより、上述した所定の残留 $\gamma$ 量を満たす鋼板を得る方法である。

なお、以下の説明においては、特に断らない限り、温度は板厚中央の温度を指すものとする。板厚中央の温度は、例えば、放射温度計で測定した鋼板の表面温度から、伝熱計算により求めることができる。

一例として、下記（１）～（４）の工程を順次行うことにより、本発明の鋼板を好適に製造することができる。

- （１）鋼素材の加熱
- （２）熱間圧延
- （３）焼入れ（加速冷却）
- （４）焼戻し

[0043] （１）鋼素材の加熱

まず、鋼素材は上述した成分組成を有する必要がある。鋼素材は、 $900^{\circ}\text{C}$ 以上 $1200^{\circ}\text{C}$ 以下の温度に加熱することが好ましい。鋼素材の製造方法は、とくに限定されないが、例えば、上述した成分組成を有する溶鋼を常法により溶製し、鋳造することにより製造できる。溶製は、転炉、電気炉、誘導炉等、任意の方法により行うことができる。また、鋳造は、生産性の観点から連続鋳造法で行うことが好ましいが、造塊一分解圧延法により行うこともできる。鋼素材としては、例えば、鋼スラブを用いることができる。

ここで、鋼素材の加熱は、鋳造などの方法によって得た鋼素材を一旦冷却した後に行ってもよいし、または、得られた鋼素材を冷却することなく直接、加熱に供してもよい。

[0044] 鋼素材の加熱温度が $900^{\circ}\text{C}$ 未満であると、鋼素材の変形抵抗が高いため、後続の熱間圧延における圧延機への負荷が増大し、熱間圧延を行うことが困難となる。そのため、鋼素材の加熱温度は $900^{\circ}\text{C}$ 以上とすることが好ましい。一方、鋼素材の加熱温度が $1200^{\circ}\text{C}$ より高いと、鋼の酸化が顕著となり、酸化による酸化膜を除去することによるロスが増大する結果、歩留ま

りが低下する。そのため、鋼素材の加熱温度は1200℃以下とすることが好ましい。

[0045] (2) 熱間圧延

[圧下率：870℃以下の累積圧下率が15%以上75%以下]

熱間圧延において、870℃以下のオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率が15%未満であると、組織の微細化が十分におこらず、靱性が低下する。また、強度および脆性亀裂発生抑制性能も低下する。一方、累積圧下率が75%を超えると、後述する最終圧延終了温度での圧延が困難になる。そのため、870℃以下の累積圧下率を15～75%とする。上記累積圧下率は30%以上が好ましく、70%以下が好ましく、より好ましくは30～70%である。

[最終圧延終了温度：鋼板表面温度で700℃以上830℃以下]

熱間圧延において、最終圧延終了温度（仕上げ温度）が鋼板表面温度で700℃未満であると、集合組織起因のセパレーションが発生しやすく、靱性が低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。一方、最終圧延終了温度が鋼板表面温度で830℃を超えると、未再結晶域での十分な圧下が困難となり、微細な組織が得られず、靱性が低下する。また、脆性亀裂発生抑制性能も低下する。

なお、熱間圧延後に得られる熱延板の板厚（鋼板の最終板厚に相当）は特に限定されないが、上述したように、6mm以上50mm以下とすることが好ましい。

[0046] (3) 焼入れ（加速冷却）

[平均冷却速度：1/4 t、600～300℃の温度域で3℃/s以上]

上記熱間圧延後の熱延板に直接、焼入れを行う。この直接焼入れは、鋼板の1/4 tの位置における温度で600℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度が3℃/s以上であることが肝要である。

[0047] すなわち、直接焼入れにおいて、上記の平均冷却速度が3℃/s未満であると、所望の変態組織が得難く、十分な強度および靱性を得ることが困難と

なる。また、十分な脆性亀裂発生抑制性能を得ることも困難となる。上記平均冷却速度は、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上が好ましく、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上がより好ましい。一方、平均冷却速度の上限は特に限定されないが、平均冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ よりも高いと、鋼板内の各位置における温度制御が困難となり、板幅方向および圧延方向に材質のばらつきが出やすくなる。その結果、引張特性および靱性などの材料特性にばらつきが生じやすくなる。そのため、平均冷却速度は $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0048] [冷却停止温度： $1/4\text{ t}$ で $300^{\circ}\text{C}$ 以下]

また、直接焼入れにおいて、冷却停止温度が、 $1/4\text{ t}$ における温度で $300^{\circ}\text{C}$ よりも高いと、不安定な $\gamma$ が生成及び残留しやすく、結果として脆性亀裂発生抑制性能を高めることができない。また、靱性も低下する。従って、冷却停止温度は、 $1/4\text{ t}$ における温度で $300^{\circ}\text{C}$ 以下とする。上記冷却停止温度は、 $250^{\circ}\text{C}$ 以下が好ましく、 $200^{\circ}\text{C}$ 以下がより好ましい。このような条件で、熱間圧延後の熱延板に直接的に加速冷却をすることにより、熱延板が良好に焼入れされる。

[0049] 焼入れにおける冷却処理は、上述した条件を満たす限り特に限定されることなく任意の方法で行うことができる。例えば、空冷および水冷の一方または両方を用いることができる。水冷としては、水を用いた任意の冷却方法（例えば、スプレー冷却、ミスト冷却、ラミナー冷却など）を用いることができる。

[0050] (4) 焼戻し

[焼戻し温度： $550^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{c1}$ 変態点未満]

次いで、焼入れ後の熱延板に対し、焼戻しを施す。焼戻し温度は、 $550^{\circ}\text{C}$ 以上 $A_{c1}$ 変態点未満とする。焼戻し温度が $550^{\circ}\text{C}$ 未満では、焼戻しが不十分でシャルピー靱性が低下する。また、焼戻し温度が $A_{c1}$ 変態点以上になると、強度低下、および、不安定な $\gamma$ の生成に起因して脆性亀裂発生抑制能が低下する。

[0051] なお、 $A_{c1}$ 変態点は、下記(1)式により求めることができる。

$$A_{c_1}\text{変態点}(\text{°C}) = 750.8 - 26.6 \times C + 17.6 \times Si - 11.6 \times Mn - 22.9 \times Cu - 23 \times Ni + 24.1 \times Cr + 22.5 \times Mo - 39.7 \times V - 5.7 \times Ti + 232.4 \times Nb - 169.4 \times Al \dots \quad (1)$$

ただし、上記(1)式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を表し、当該元素が含有されていない場合は0とする。

[0052] 焼戻し工程における加熱には、加熱温度を上記のとおり制御できる方法であれば、任意の加熱方法を用いることができる。加熱方法の一例としては、炉加熱が挙げられる。前記炉加熱には、特に限定されることなく、一般的な熱処理炉を用いることができる。

[0053] なお、焼戻し温度に到達した後は、焼戻し温度で任意の時間保持した後に任意の冷却を開始してもよい。焼戻し温度での保持を行う場合、保持時間は特に限定されないが、5分以上とすることが好ましい。

### 実施例

[0054] 以下に述べる手順で鋼板を製造し、その特性を評価した。

まず、表1に示す成分組成を有する溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法によって鋼素材としての鋼スラブ(厚さ:200mm)を製造した。なお、上述した(1)式によって求めた $A_{c_1}$ 変態点(°C)を表1に併記する。

[0055]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)														Ac <sub>1</sub> 変態点 (°C)			
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	Al	N	Ti	B	Cu	V		Nb	Mg	Ca
A	0.06	0.05	0.15	6.8	0.30	0.10	0.005	0.0010	0.023	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	598
B	0.12	0.10	0.12	6.9	0.35	0.05	0.002	0.0006	0.028	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	594
C	0.03	0.11	0.35	6.8	0.45	0.02	0.003	0.0008	0.031	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	598
D	0.05	0.44	0.15	6.9	0.25	0.10	0.006	0.0009	0.025	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	601
E	0.08	0.09	0.25	6.1	0.45	0.15	0.004	0.0010	0.019	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	618
F	0.04	0.03	0.30	6.5	0.81	0.05	0.002	0.0007	0.024	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	614
G	0.06	0.05	0.10	6.8	0.40	0.45	0.005	0.0010	0.023	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	608
H	0.06	0.09	0.15	6.8	0.34	0.12	0.005	0.0006	0.018	0.0065	-	-	-	-	-	-	-	600
I	0.04	0.15	0.12	6.7	0.25	0.08	0.025	0.0004	0.029	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	600
J	0.03	0.05	0.19	6.9	0.45	0.06	0.005	0.0030	0.033	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	597
K	0.04	0.11	0.16	6.8	0.30	0.12	0.006	0.0007	0.023	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	599
L	0.05	0.12	0.22	6.9	0.50	0.20	0.007	0.0006	0.022	0.0020	-	0.0010	-	-	-	-	0.001	603
M	0.04	0.05	0.31	6.8	0.31	0.04	0.008	0.0005	0.027	0.0019	-	-	0.20	-	-	-	-	590
N	0.03	0.06	0.14	6.4	0.22	0.06	0.006	0.0003	0.032	0.0031	-	-	-	0.04	-	-	-	602
O	0.07	0.11	0.23	6.9	0.47	0.08	0.003	0.0007	0.034	0.0026	-	-	-	-	0.01	-	-	599
P	0.20	0.19	0.25	6.8	0.14	0.04	0.004	0.0009	0.023	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	590
Q	0.09	0.60	0.15	6.8	0.20	0.09	0.005	0.0010	0.033	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	602
R	0.08	0.04	0.80	6.8	0.31	0.15	0.005	0.0006	0.021	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	591
S	0.12	0.16	0.13	6.8	0.38	0.14	0.050	0.0011	0.017	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	602
T	0.04	0.20	0.24	6.9	0.25	0.26	0.006	0.0100	0.036	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	598
U	0.08	0.05	0.26	5.0	0.44	0.24	0.003	0.0012	0.026	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	643
V	0.04	0.07	0.28	6.8	0.35	0.30	0.007	0.0006	0.025	0.0150	-	-	-	-	-	-	-	602
W	0.07	0.02	0.16	6.9	1.50	0.21	0.006	0.0009	0.024	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	626
X	0.12	0.06	0.19	6.9	0.16	0.10	0.005	0.0007	0.015	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	605
Y	0.00	0.10	0.32	6.4	0.40	0.05	0.005	0.0010	0.023	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	609
Z	0.04	0.05	0.01	6.9	0.35	0.15	0.007	0.0006	0.021	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	600
AA	0.07	0.05	0.26	6.7	-	0.11	0.004	0.0011	0.026	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	591
BB	0.07	0.08	0.18	6.8	0.35	0.15	0.006	0.0007	0.010	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	585
CC	0.05	0.04	0.18	6.9	0.45	0.20	0.004	0.0006	0.080	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	591

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0056] 次に、表2に示す条件に従って、得られた鋼スラブを加熱し、熱間圧延して、各板厚（最終板厚）を有する熱延板とした。さらに、表2に示す条件に従って、得られた熱延板に焼入れおよび焼戻しを行い、鋼板を得た。

[0057] 次に、得られた鋼板のそれぞれについて、ミクロ組織（マルテンサイト＋ベイナイトの合計面積率）、残留γ量、引張強さ（TS）、-196℃におけるシャルピー吸収エネルギー（ $vE_{-196℃}$ ）、およびCTOD試験による脆

性亀裂発生抑制性能を、以下の手法に従って評価した。その評価結果を、表2に併記する。

[0058] [ミクロ組織]

各鋼板から、1/4 tの位置が観察位置となるように、ミクロ組織観察用の試験片を採取した。この試験片を、圧延方向と垂直な断面が観察面となるよう樹脂に埋め、鏡面研磨した。次いで、ナイトール腐食を実施した後、倍率2000、10000倍の走査型電子顕微鏡で観察して組織の画像を撮影した。得られた画像を解析して、ミクロ組織を同定した。

[0059] [1/4 tでの残留 $\gamma$ 量]

各鋼板の1/4 tの位置から板面に平行にX線回折用試験片を5枚採取し、 $-196^{\circ}\text{C}$ の液体窒素に30分浸漬（深冷処理）後、1/4 tの位置が測定面となるよう、試験片に研削および化学研磨を施し、X線回折に供した。対称反射X線回折パターンに現れる $\alpha\text{-Fe}$ の(200)、(211)面、 $\gamma\text{-Fe}$ の(200)、(220)、(311)面の回折強度を求め、 $\gamma\text{-Fe}$ の体積率を算出し、5枚の試験片の平均値を求め、残留 $\gamma$ 量（体積率）とした。

なお、表2中に示す残留 $\gamma$ 量「-」は、残留 $\gamma$ 量が0体積%であることを意味する。

[0060] (引張強さ)

鋼板の1/4 tの位置から、JIS 4号引張試験片を採取した。この引張試験片を用い、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施して、鋼板の引張強さ(TS)を評価した。引張強さが690MPa以上であれば、高強度であり合格とした。

[0061] (極低温靱性)

鋼板の1/4 tの位置から、JIS Z 2202の規定に準拠してVノッチ試験片を採取した。このVノッチ試験片を用い、JIS Z 2242の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を実施し、 $-196^{\circ}\text{C}$ におけるシャルピー吸収エネルギー( $vE_{-196^{\circ}\text{C}}$ )を求めた。このシャルピー吸収エネルギーは、

鋼板の極低温靱性の指標と見なすことができる。シャルピー衝撃試験では、各鋼板について、圧延方向に3本の試験片を採取し、測定を行った。測定結果の平均値を表2に示す。このシャルピー衝撃試験において、フルサイズの試験片を用いた場合は200 J以上であれば、また、ハーフサイズの試験片を用いた場合は100 J以上であれば、極低温靱性に優れるものと評価し合格とした。なお、本実施例では、No. 41の場合のみハーフサイズ試験片を用い、その他の場合はフルサイズ試験片を用いた。

[0062] (脆性亀裂発生抑制性能)

ISO 12135に準拠して、板厚が11 mm超から20 mm未満の場合は鋼板表面から、板厚が20 mm以上の場合は1/4 tの位置から10×10×55 mmの試験片を採取し、また、板厚が11 mm以下の場合は板厚×板厚×55 mmの試験片を採取し、ISO 12135に準拠してCTOD試験を実施した。試験温度は-165℃とした。CTOD試験にて、脆性亀裂発生に起因した鋼板の不安定破壊（脆性破壊）が目視で確認されることなく、最大荷重点を迎えたものを合格とした。なお、各試験片において、脆性破壊が確認されることなく最大荷重点を迎えたか否かについては、上記規格を参照すれば一義的に判断することが可能である。

[0063]

[表2]

表2

No.	鋼種	製造条件						評価結果					備考	
		加熱温度 (°C)	熱間圧延			焼入れ		焼戻し温度 (°C)	1/4tでの残留γ量 (体積%)	マルテンサイト+ベイナイトの合計面積率 (%)	TS (MPa)	vE <sub>-190°C</sub> (J)		CTODでの脆性破壊有無
			板厚 (mm)	870°C以下の累積圧下率 (%)	最終圧延終了温度	1/4t、600-300°Cでの平均冷却速度 (°C/s)	1/4tでの冷却停止温度 (°C)							
1	A	1100	25	60	800	25	200	580	-	100.0	750	255	無	発明例
2	A	1100	25	20	800	25	200	580	-	100.0	700	230	無	発明例
3	A	1100	25	<u>10</u>	800	25	200	580	-	100.0	680	<u>160</u>	有	比較例
4	A	1100	25	60	800	25	200	<u>650</u>	<u>3.0</u>	97.0	680	<u>170</u>	有	比較例
5	A	1050	25	60	800	25	200	<u>520</u>	-	100.0	830	<u>71</u>	有	比較例
6	A	1100	25	60	<u>860</u>	25	200	580	-	100.0	720	<u>160</u>	有	比較例
7	A	1100	25	60	<u>650</u>	25	200	580	-	100.0	800	<u>50</u>	有	比較例
8	A	1100	25	60	800	<u>1</u>	200	580	-	100.0	650	<u>70</u>	有	比較例
9	A	1100	25	60	800	25	<u>400</u>	580	<u>2.0</u>	98.0	730	<u>140</u>	有	比較例
10	B	1050	25	30	800	25	100	570	1.0	99.0	820	251	無	発明例
11	C	1100	25	50	760	25	100	560	0.5	99.5	740	220	無	発明例
12	D	1100	25	50	780	25	200	590	-	100.0	760	254	無	発明例
13	E	1150	20	40	800	30	200	600	-	100.0	710	210	無	発明例
14	F	1110	25	40	760	25	200	600	0.4	99.6	750	210	無	発明例
15	G	1100	50	60	750	10	200	590	-	100.0	780	252	無	発明例
16	H	1100	25	60	800	25	150	580	0.1	99.9	740	250	無	発明例
17	I	1100	25	60	780	25	200	570	-	100.0	760	253	無	発明例
18	J	1100	15	60	800	40	200	570	-	100.0	750	250	無	発明例
19	K	950	25	50	760	25	200	580	-	100.0	740	250	無	発明例
20	L	1150	40	60	780	15	100	580	0.2	99.8	780	208	無	発明例
21	M	1100	25	60	800	25	100	560	0.4	99.6	760	220	無	発明例
22	N	1100	25	50	780	25	200	580	-	100.0	770	251	無	発明例
23	O	1100	40	60	800	15	200	570	-	100.0	780	205	無	発明例
24	<u>P</u>	1100	25	60	800	15	200	570	0.5	99.5	820	<u>160</u>	有	比較例
25	<u>Q</u>	1100	25	50	760	15	200	580	0.6	99.4	760	<u>150</u>	有	比較例
26	<u>R</u>	1100	25	40	770	15	200	580	1.5	98.5	780	<u>72</u>	有	比較例
27	<u>S</u>	1100	25	60	800	15	200	580	-	100.0	760	<u>100</u>	有	比較例
28	<u>T</u>	1100	25	60	790	15	200	580	-	100.0	750	<u>80</u>	有	比較例
29	<u>U</u>	1100	25	50	800	15	200	620	-	100.0	670	<u>50</u>	有	比較例
30	<u>V</u>	1100	25	60	790	15	200	580	0.6	99.4	780	<u>80</u>	有	比較例
31	<u>W</u>	1100	25	60	800	15	200	600	-	100.0	800	<u>130</u>	有	比較例
32	<u>X</u>	1050	50	50	750	10	200	580	-	100.0	830	<u>100</u>	有	比較例
33	<u>Y</u>	1100	25	60	<u>880</u>	25	200	560	-	100.0	600	201	無	比較例
34	<u>Z</u>	1100	25	60	<u>890</u>	25	200	570	-	100.0	620	210	無	比較例
35	<u>AA</u>	1100	25	60	<u>900</u>	25	200	560	-	100.0	610	205	無	比較例
36	<u>AB</u>	1080	25	55	810	25	<u>380</u>	570	<u>1.7</u>	98.3	740	<u>180</u>	有	比較例
37	<u>BB</u>	1100	25	60	780	25	200	560	-	100.0	750	<u>50</u>	有	比較例
38	CC	1100	25	50	770	25	150	590	1.5	98.5	760	205	無	発明例
39	A	1100	25	60	800	3.5	200	560	-	100.0	710	221	無	発明例
40	B	1050	25	50	760	15	<u>320</u>	560	<u>1.8</u>	98.2	730	<u>167</u>	有	比較例
41	B	1050	6	40	800	20	150	570	-	100.0	780	103*	無	発明例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

\* ハーフサイズ試験片を用いた結果である。

## 請求の範囲

## [請求項1]

質量%で、

C : 0.01 ~ 0.15 %、

Si : 0.01 ~ 0.50 %、

Mn : 0.05 ~ 0.40 %、

Ni : 6.0 %以上7.0 %未満、

Cr : 0.01 ~ 1.00 %、

Mo : 0.01 ~ 0.50 %、

P : 0.030 %以下、

S : 0.0050 %以下、

N : 0.0010 ~ 0.0080 %および

Al : 0.008 ~ 0.100 %

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し

、

鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における残留オーステナイトの量が体積率で1.7 %未満であり、

JIS Z 2242に準拠したシャルピー衝撃試験による-196 °Cにおけるシャルピー吸収エネルギーが、フルサイズ試験片を用いた場合は200 J以上であり、ハーフサイズ試験片を用いた場合は100 J以上である、鋼板。

## [請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 0.40 %以下、

Nb : 0.05 %以下、

V : 0.05 %以下、

Ti : 0.03 %以下および

B : 0.0030 %以下

から選択される1または2以上を含有する、請求項1に記載の鋼板。

## [請求項3]

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Ca : 0.007%以下、

REM : 0.010%以下および

Mg : 0.070%以下

から選択される1または2以上を含有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4]

請求項1から3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材に、870℃以下の累積圧下率が15～75%および最終圧延終了温度が鋼板表面温度で830～700℃である熱間圧延を行って熱延板とした後、該熱延板に、該熱延板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における温度で600℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度が3℃/s以上および冷却停止温度が300℃以下である直接焼入れを行って、その後、550℃以上Ac<sub>1</sub>変態点未満の温度域に焼戻しを行う、鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4の深さ位置における残留オーステナイトの量が体積率で1.7%未満であり、JIS Z 2242に準拠したシャルピー衝撃試験による-196℃におけるシャルピー吸収エネルギーが、フルサイズ試験片を用いた場合は200J以上であり、ハーフサイズ試験片を用いた場合は100J以上である、鋼板の製造方法。

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/018761

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i FI: C22C38/00 302B; C21D8/02 D; C22C38/44; C22C38/54		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D8/02		
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 1971-2022 Registered utility model specifications of Japan 1996-2022 Published registered utility model applications of Japan 1994-2022		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 2020/136829 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 02 July 2020 (2020-07-02) claims, paragraphs [0031]-[0041], [0047]-[0071]	1-4
A	WO 2014/203347 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 24 December 2014 (2014-12-24)	1-4
A	JP 2016-183387 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 20 October 2016 (2016-10-20)	1-4
P, A	JP 2021-165431 A (JFE STEEL CORP.) 14 October 2021 (2021-10-14)	1-4
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search <b>21 June 2022</b>		Date of mailing of the international search report <b>05 July 2022</b>
Name and mailing address of the ISA/JP <b>Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan</b>		Authorized officer  Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No.

**PCT/JP2022/018761**

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2020/136829	A1	02 July 2020	US 2021/0222277 A1 claims, paragraphs [0041]-[0051], [0060]-[0115] EP 3699310 A1 KR 10-2020-0083437 A	
WO	2014/203347	A1	24 December 2014	EP 2871255 A1 KR 10-2015-0020258 A CN 104520461 A	
JP	2016-183387	A	20 October 2016	(Family: none)	
JP	2021-165431	A	14 October 2021	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i FI: C22C38/00 302B; C21D8/02 D; C22C38/44; C22C38/54		
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; C21D8/02 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 1971-2022年 日本国実用新案登録公報 1996-2022年 日本国登録実用新案公報 1994-2022年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	WO 2020/136829 A1（日本製鉄株式会社）02.07.2020（2020-07-02） 請求の範囲，段落0031-0041, 0047-0071	1-4
A	WO 2014/203347 A1（新日鐵住金株式会社）24.12.2014（2014-12-24）	1-4
A	JP 2016-183387 A（新日鐵住金株式会社）20.10.2016（2016-10-20）	1-4
P, A	JP 2021-165431 A（JFEスチール株式会社）14.10.2021（2021-10-14）	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	“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 “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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	
国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日	
21.06.2022	05.07.2022	
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）  宮脇 直也 4K 1588  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/JP2022/018761

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/136829	A1	02.07.2020	US	2021/0222277	A1	
				請求の範囲, 段落0041-0051, 0060-0115			
				EP	3699310	A1	
				KR	10-2020-0083437	A	
WO	2014/203347	A1	24.12.2014	EP	2871255	A1	
				KR	10-2015-0020258	A	
				CN	104520461	A	
JP	2016-183387	A	20.10.2016	(ファミリーなし)			
JP	2021-165431	A	14.10.2021	(ファミリーなし)			