

(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  
2017年8月31日(31.08.2017)



(10) 国際公開番号  
WO 2017/145651 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
  - (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/003152
  - (22) 国際出願日: 2017年1月30日(30.01.2017)
  - (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 2016-032796 2016年2月24日(24.02.2016) 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: 中島 孝一 (NAKASHIMA Koichi); 〒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). 一宮 克行 (ICHIMIYA Katsuyuki); 〒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). 長谷和邦 (HASE Kazukuni); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
  - (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号
  - (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, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
  - (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロシヤ (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:  
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: HIGH STRENGTH ULTRA-THICK STEEL PLATE HAVING EXCELLENT BRITTLE CRACK PROPAGATION STOPPING CHARACTERISTICS AND MANUFACTURING METHOD OF SAME

(54) 発明の名称: 脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a high strength, ultra-thick steel plate having a plate thickness of 70 mm or more and excellent brittle crack propagation stopping characteristics and a manufacturing method of the same. The high strength, ultra-thick steel plate having a plate thickness of 70 mm or more and excellent brittle crack propagation stopping characteristics comprises: a component composition including, as a mass%, C: at 0.03-0.20%, Si: at 0.03-0.5%, Mn: at 0.5-2.2%, P: at 0.01 % or less, S: at 0.005% or less, Ti: at 0.005-0.03%, Al: at 0.005-0.080%, and N: at 0.0050% or less, and Ce<sub>q</sub> defined in formula (1) is 0.36 or more and 0.40 or less; and a remainder portion consisting of Fe and unavoidable impurities; and an aggregate structure in which the (211) plane integration degree in a rolled surface at a plate thickness center is 1.2 or more and the (200) plane integration degree in a rolled surface in a steel plate surface is 1.7 or more, wherein a Charpy fracture transition temperature vTrs in a plate thickness 1/4 position is -40 degrees Celsius or less; and wherein a Charpy fracture transition temperature vTrs in the steel plate surface is -80 degrees Celsius or less.

(57) 要約: 板厚が70mm以上で脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。質量%で、C: 0.03~0.20%、Si: 0.03~0.5%、Mn: 0.5~2.2%、P: 0.01%以下、S: 0.005%以下、Ti: 0.005~0.03%、Al: 0.005~0.080%およびN: 0.0050%以下を含有し、下記式(1)で定義されるCe<sub>q</sub>が0.36以上0.40以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、板厚中央における圧延面での(211)面集積度が1.2以上であり、鋼板表面における圧延面での(200)面集積度が1.7以上である集合組織を有し、板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度vTrsが-40℃以下であり、鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度vTrsが-80℃以下である板厚70mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

WO 2017/145651 A1

## 明 細 書

発明の名称：

脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、船舶、海洋構造物、低温貯蔵タンク、建築・土木構造物等の大型構造物に使用する、板厚70mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板およびその製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 船舶や、海洋構造物、低温貯蔵タンク、建築・土木構造物等の大型構造物においては、脆性破壊に伴う事故が起きると、社会経済や環境などに及ぼす影響が大きい。このため、上記大型構造物は、安全性の向上が常に求められ、大型構造物の素材となる鋼板に対しては、使用温度における脆性き裂伝播停止特性が高いレベルで要求されている。

[0003] コンテナ船やバルクキャリアーなどの船舶においては、その構造上、船体外板に高強度の厚鋼板が使用される。最近では、船体の大型化に伴って一層の高強度化が求められ、素材となる厚鋼板の厚肉化が進んでいる。

[0004] 一般に、鋼板の脆性き裂伝播停止特性は、高強度あるいは厚肉になるほど劣化する傾向にある。このため、大型構造物に使用される厚鋼板に対する、脆性き裂伝播停止特性への要求も一段と高度化している。

[0005] ここで、鋼板の脆性き裂伝播停止特性を向上させる手段として、従来から、鋼中のNi含有量を増加させる方法が知られている。例えば、液化天然ガス(LNG)の貯槽タンクにおいては、9%Ni鋼が商業規模で使用されている。

[0006] 但し、鋼中Ni含有量の増加は、製造コストの大幅な上昇を余儀なくさせる。このため、9%Ni鋼は、LNG貯槽タンク以外の用途に適用し難い。

[0007] 他方、LNGのような極低温にまで至らない、例えば、船舶やラインパイプに使用される、板厚が50mm未満の比較的薄手の鋼板に対しては、TM

CP法により細粒化を図り、低温靱性を向上させることで、優れた脆性き裂伝播停止特性を実現することができる。

[0008] また、合金コストを上昇させることなく、脆性き裂伝播停止特性を向上させるために、表層部の組織を超微細化した鋼板が、特許文献1において提案されている。

[0009] 特許文献1に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた鋼板は、脆性き裂が伝播する際、鋼板表層部に発生するシアリップ（塑性変形領域）が脆性き裂伝播停止特性の向上に効果があることに着目して完成されたものであり、シアリップ部分の結晶粒を微細化させることで、伝播する脆性き裂が有する伝播エネルギーを吸収することを特徴としている。また、特許文献1には、熱間圧延後の制御冷却によって表層部を $A r_3$ 変態点以下に冷却した後、制御冷却を停止して表層部を $A r_3$ 変態点以上に復熱させる工程を1回以上繰り返して行う間に、鋼板に圧下を加えることにより、繰り返し変態を生じさせ、または加工再結晶させることで、表層部分に超微細なフェライト組織またはベイナイト組織を生成させることが記載されている。

[0010] 特許文献2では、フェライトーパーライトが主体のミクロ組織とする鋼板において、脆性き裂伝播停止特性を向上させるために、鋼板の両表面部を、円相当粒径：5 $\mu$ m以下で、かつアスペクト比：2以上のフェライト粒を有するフェライト組織を、面積率で50%以上有する層で構成しつつ、フェライト粒径のバラツキを抑えることが重要であること、このバラツキを抑える方法として仕上げ圧延中の1パス当りの最大圧下率を12%以下とすることで局所的な再結晶現象を抑制することが記載されている。

[0011] 特許文献3には、フェライト結晶粒の微細化だけでなく、フェライト結晶粒内に形成されるサブグレインに着目することで、脆性き裂伝播停止特性を向上させるという、TMCPの延長上にある技術が記載されている。具体的には、板厚：30～40mmの鋼板において、鋼板表層の冷却および復熱などの複雑な温度制御を必要とせずに、

(a) 微細なフェライト結晶粒を確保する圧延条件、

- (b) 鋼板板厚の5%以上の部分に微細フェライト組織を生成する圧延条件、
- (c) 微細フェライトに集合組織を発達させるとともに加工（圧延）により導入した転位を熱的エネルギーにより再配置しサブグレインを形成させる圧延条件、および
- (d) 形成した微細なフェライト結晶粒と微細なサブグレイン粒の粗大化を抑制する冷却条件、
- によって脆性き裂伝播停止特性を向上させる技術が記載されている。

[0012] また、制御圧延において、変態したフェライトに圧下を加えて集合組織を発達させることにより、脆性き裂伝播停止特性を向上させる方法も知られている。これは、鋼板の破壊面上にセパレーションを板面と平行な方向に生ぜしめ、脆性き裂先端の応力を緩和させることにより、脆性破壊に対する抵抗を高める方法である。

[0013] 例えば、特許文献4には、制御圧延により(110)面X線強度比を2以上とし、かつ円相当径20 $\mu$ m以上の粗大粒の面積率を10%以下とすることにより、耐脆性破壊特性を向上させることが記載されている。

[0014] 特許文献5には、継手部の脆性き裂伝播停止特性の優れた溶接構造用鋼として、板厚内の圧延面における(100)面のX線面強度比が1.5以上を有することを特徴とする鋼板が開示されており、当該集合組織発達による応力負荷方向と、き裂伝播方向の角度のずれにより脆性き裂伝播停止特性に優れることが記載されている。

[0015] さらに、特許文献6には、制御圧延における平均圧下率を規定することで板厚方向の各部（板厚1/4位置、板厚中央部など）において集合組織を発達させる脆性き裂伝播停止特性の優れた溶接構造用鋼板の製造方法が記載されている。

[0016] また、最近の6,000TEUを超える大型コンテナ船では、板厚：70mm以上の厚鋼板が使用される。非特許文献1では、板厚：65mmの鋼板の脆性き裂伝播停止特性を評価し、母材の大型脆性き裂伝播停止試験で脆性

き裂が停止しない結果が報告されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0017] 特許文献1：特公平7-100814号公報  
特許文献2：特開2002-256375号公報  
特許文献3：特許第3467767号公報  
特許文献4：特許第3548349号公報  
特許文献5：特許第2659661号公報  
特許文献6：特許第5733425号公報

### 非特許文献

- [0018] 非特許文献1：厚手造船用鋼における長大脆性き裂伝播挙動、日本船舶海洋工学会講演論文集 第3号、2006、pp359-362

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0019] 特許文献1、2に記載の技術では、鋼板表層部のみを一旦冷却した後に復熱させ、かつ復熱中に加工を加えることによって、特定の組織を得る。このため、実生産規模での制御が容易でなく、特に板厚が70mm以上の厚肉材の製造では、圧延設備、冷却設備への負荷が大きいプロセスである。
- [0020] また、特許文献1～6に記載された鋼板は、いずれも、製造条件や開示されている実験データから、板厚：50mm～70mm程度が主な対象であって、70mm以上の厚肉材への適用については、所定の特性が得られるかが不明であり、大型構造物において必要な、板厚方向のき裂伝播特性に対しては全く検証されていない。
- [0021] さらに、非特許文献1において、供試材のESSO試験は、使用温度-10℃でのKcaの値が $3000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ に満たない結果を示しており、非特許文献1の技術では、50mmを超える板厚の鋼板を適用した大型構造物の場合、安全性確保が十分とまではいえないことを示唆している。

[0022] 本発明は、かかる事情に鑑み、板厚が70mm以上で脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板および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

[0023] 発明者らは、上記課題を解決するために、板厚70mm以上でも優れた脆性き裂伝播停止特性を有する高強度極厚鋼板および当該鋼板を安定して得る製造方法について鋭意研究を重ねた。その結果、板厚中央における圧延面での(211)面集積度を1.2以上とし、かつ、鋼板表面(単に「表面」という場合がある)における圧延面での(200)面集積度を1.7以上とする集合組織を有し、靱性の指標である板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下および鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-80^{\circ}\text{C}$ 以下である極厚鋼板が、極めて優れた脆性き裂伝播停止特性を有することを知見した。

[0024] 本発明は、上記した知見に、さらに検討を加えて完成されたものである。本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1] 質量%で、C:0.03~0.20%、Si:0.03~0.5%、Mn:0.5~2.2%、P:0.01%以下、S:0.005%以下、Ti:0.005~0.03%、Al:0.005~0.080%およびN:0.0050%以下を含有し、下記式(1)で定義される $C_{eq}$ が0.36以上0.40以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、板厚中央における圧延面での(211)面集積度が1.2以上であり、鋼板表面における圧延面での(200)面集積度が1.7以上である集合組織を有し、板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下であり、鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-80^{\circ}\text{C}$ 以下である板厚70mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \dots (1)$$

ここで、式（１）におけるC、Mn、Cu、Ni、Cr、MoおよびVは各元素の含有量（質量％）を意味し、含有しない場合は0とする。

〔２〕前記成分組成は、さらに質量％で、Nb：0.005～0.05％、Cu：0.05～1.0％、Ni：0.05～1.5％およびCr：0.01～0.5％の１種または２種以上を含有する〔１〕に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

〔３〕前記成分組成は、さらに質量％で、Mo：0.01～0.5％、V：0.001～0.10％、B：0.0030％以下、Ca：0.0050％以下、REM：0.0100％以下の１種または２種以上を含有する〔１〕または〔２〕に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

〔４〕〔１〕～〔３〕のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1000～1200℃の温度に加熱した後、板厚中央の温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率が10％以上、板厚中央の温度がオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率が50％以上、板厚表面温度が $A_{r3}$ 変態点以下かつ板厚中央の温度が $A_{r3}$ 変態点以上の温度域のときの累積圧下率が20％超えの条件で熱間圧延を行った後、0.5℃/s以上の冷却速度にて500℃以下の冷却停止温度まで冷却する板厚70mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板の製造方法。

〔５〕500℃以下の冷却停止温度まで冷却した後、板厚中央の温度が $A_{c1}$ 変態点未満の温度に焼戻す〔４〕に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板の製造方法。

## 発明の効果

[0025] 本発明によれば、板厚方向の集合組織が適切に制御されるため、板厚70mm以上の極厚鋼板であっても、脆性き裂伝播停止特性に優れるとともに、靱性にも優れ、高強度である。また、本発明によれば、圧延条件を最適化することで工業的に極めて簡易なプロセスで、安定して高強度極厚鋼板を製造することができる。例えば、本発明の高強度極厚鋼板を、造船分野のコンテナ船、バルクキャリアーの強力甲板部構造においてハッチサイドコーミング

に接合される甲板部材へ適用することにより、船舶の安全性向上に寄与し、産業上極めて有用である。

### 発明を実施するための形態

[0026] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0027] <成分組成>

以下、各成分について説明する。なお、成分の含有量を表す「%」は、「質量%」を意味する。

[0028] C : 0.03 ~ 0.20%

Cは、鋼の強度を向上させる元素である。本発明では、所望の強度を確保するために、C含有量を0.03%以上とする。また、C含有量が0.20%を超えると、溶接性が劣化するばかりか靱性にも悪影響がある。このため、C含有量は0.03~0.20%の範囲とする。なお、下限は、好ましくは0.05%以上である。上限は、好ましくは0.15%以下である。

[0029] Si : 0.03 ~ 0.5%

Siは、脱酸元素として、また、鋼の強化元素として有効である。Si含有量が0.03%未満ではこれらの効果が得られない。一方、Si含有量が0.5%を超えると鋼の表面性状を損なうばかりか、靱性が極端に劣化する。したがって、Si含有量は0.03~0.5%の範囲とする。

[0030] Mn : 0.5 ~ 2.2%

Mnは、強化元素として含まれる。Mn含有量が0.5%より少ないとその効果が十分ではない。一方で、2.2%を超えると溶接性が劣化し、鋼板コストも上昇する。そのため、Mn含有量は0.5~2.2%の範囲とする。

[0031] P : 0.01%以下、S : 0.005%以下

P、Sは、鋼中の不可避的不純物である。これらの含有量が多くなると靱性が劣化する。板厚70mm以上の鋼板において、良好な靱性を保つためには、P含有量を0.01%以下、S含有量を0.005%以下に抑制する。

なお、P含有量は0.006%以下、S含有量は0.003%以下が、より望ましい範囲である。

[0032] Ti : 0.005~0.03%

Tiは、微量の含有により、窒化物、炭化物、あるいは炭窒化物を形成し、結晶粒を微細化して母材靱性を向上させる効果を有する。その効果は、Ti含有量を0.005%以上とすることによって得られる。一方、Ti含有量が0.03%を超えると、母材および溶接熱影響部の靱性が低下する。したがって、Ti含有量は0.005~0.03%の範囲とする。

[0033] Al : 0.005~0.080%

Alは、脱酸剤として作用する。Alを脱酸剤として用いるためにはAl含有量を0.005%以上にする必要がある。また、Al含有量が0.080%を超えると、靱性が低下するとともに、溶接した場合に溶接金属部の靱性が低下する。このため、Al含有量は0.005~0.080%の範囲とする。なお、下限は、好ましくは0.020%以上である。上限は、好ましくは0.060%以下である。

[0034] N : 0.0050%以下

Nは、鋼中のAlと結合し、圧延加工時の結晶粒径を調整し、鋼を強化する。この効果を得るためには、N含有量を0.0010%以上にするのが好ましい。一方、N含有量が0.0050%を超えると靱性が劣化する。本発明では、N含有量は0.0050%以下の範囲とする。

[0035] 以上が本発明の基本成分組成であり、残部はFe及び不可避免的不純物である。

[0036] 本発明では、さらに特性を向上させるため、上記成分組成に加えて、Nb、Cu、Ni、Crの1種または2種以上を含有することが可能である。

[0037] Nb : 0.005~0.05%

Nbは、NbCとしてフェライト変態時あるいは再加熱時に析出し、高強度化に寄与する。また、Nbはオーステナイト域の圧延において未再結晶域を拡大させる効果を有し、フェライトの細粒化に寄与する。このため、Nb

含有は靱性の改善にも有効である。その効果は、Nb含有量を0.005%以上にすることで発揮される。Nb含有量が0.05%を超えると、粗大なNbCが析出して、靱性の低下を招く場合がある。そこで、Nbを含有する場合、Nb含有量を0.005~0.05%とするのが好ましい。

[0038] Cu : 0.05~1.0%

Cuは、鋼の焼入れ性を高める元素である。この元素は、圧延後の強度向上に直接寄与するとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のために含有させることができる。これらの効果は、Cu含有量を0.05%以上にすることによって発揮される。一方で、過度のCu含有は靱性や溶接性を劣化させる。板厚70mm以上の鋼板で十分な強度を保ちつつ靱性や溶接性を劣化させない範囲として、Cu含有量は0.05~1.0%とすることが好ましい。

[0039] Ni : 0.05~1.5%

Niは、鋼の焼入れ性を高める元素である。Niは、圧延後の強度向上に直接寄与するとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のために含有させることができる。これらの効果は、Ni含有量を0.05%以上にすることによって発揮される。一方で、過度のNi含有は靱性や溶接性を劣化させる。板厚70mm以上の鋼板で十分な強度を保ちつつ靱性や溶接性を劣化させない範囲として、Ni含有量は0.05~1.5%とすることが好ましい。

[0040] Cr : 0.01~0.5%

Crは、鋼の焼入れ性を高める元素である。この元素は、圧延後の強度向上に直接寄与するとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のために含有させることができる。これらの効果は、Cr含有量を0.01%以上にすることによって発揮される。一方で、過度の含有は靱性や溶接性を劣化させる。板厚70mm以上でも十分な強度を保ちつつ靱性や溶接性を劣化させない範囲として、Cr含有量は0.01~0.5%とすることが好ましい。

[0041] 本発明では、さらに特性を向上させるため、上記成分組成に加えて、Mo、V、B、Ca、REMの1種または2種以上を含有することが可能である。

[0042] Mo : 0.01~0.5%

Moは、いずれも鋼の焼入れ性を高める元素である。この元素は、圧延後の強度向上に直接寄与するとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のために含有させることができる。これらの効果は、Mo含有量を0.01%以上にすることによって発揮される。一方で、過度の含有は靱性や溶接性を劣化させる。板厚70mm以上でも十分な強度を保ちつつ靱性や溶接性を劣化させない範囲として、Mo含有量は0.01~0.5%とすることが好ましい。

[0043] V : 0.001~0.10%

Vは、V(CN)として析出する析出強化によって、鋼の強度を向上させる元素である。この効果は、V含有量を0.001%以上にすることにより発揮される。しかし、V含有量が0.10%を超えると、靱性が低下する場合がある。このため、Vを含有させる場合には、V含有量を0.001~0.10%の範囲とすることが好ましい。

[0044] B : 0.0030%以下

Bは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、B含有量が0.0030%以下のような微量でも上記効果が得られる。また、B含有量が0.0030%を超えると溶接部の靱性が低下する。したがって、Bを含有させる場合には、B含有量は0.0030%以下とすることが好ましい。なお、上記効果を得る観点からは、B含有量の下限は0.0006%とすることが好ましい。

[0045] Ca : 0.0050%以下、REM : 0.0100%以下

Ca、REMは、溶接熱影響部の組織を微細化し靱性を向上させる。これらの成分を含有しても本発明の効果が損なわれることはないので必要に応じて含有してもよい。しかし、過度に含有すると、粗大な介在物を形成し母材の靱性を劣化させる場合がある。そこで、これらの成分を含有させる場合に

は、含有量の上限をCa : 0.0050%、REM : 0.0100%とするのが好ましい。

[0046]  $C_{eq} : 0.36$ 以上 $0.40$ 以下

本発明の高強度極厚鋼板は、各成分組成が上記含有量の範囲にあることに加えて、下記式(1)で表す $C_{eq}$ を $0.36$ 以上 $0.40$ 以下に調整する。 $C_{eq}$ が $0.36$ 未満では、板厚中央における圧延面での(211)面集積度を高くし難くなる。また、溶接性を確保するため、 $C_{eq}$ は $0.40$ 以下とする。

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \dots (1)$$

式(1)におけるC、Mn、Cu、Ni、Cr、MoおよびVは各元素の含有量(質量%)を意味し、含有しない場合は0とする。

[0047] <集合組織>

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚中央における圧延面での(211)面集積度が1.2以上、表面(極表面から表面下1mmの範囲)における圧延面での(200)面集積度が1.7以上を満たす集合組織を有する。上記の成分組成を採用するとともに、後述する製造条件で集合組織が上記範囲を満たすように制御することで、脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板が得られる。

[0048] 以上より、本発明では、成分組成および集合組織の制御により、板厚が70mm以上であっても、本発明の高強度極厚鋼板は、強度、靱性および脆性き裂伝播停止特性に優れるといった効果を有する。

[0049] <製造方法>

上記成分組成の溶鋼を、転炉等で溶製し、連続鋳造等で鋼素材(スラブ)とし、 $1000 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ に加熱後、熱間圧延を行う。

[0050] 加熱温度が $1000^{\circ}\text{C}$ 未満では、オーステナイト再結晶温度域における圧延を行う時間が十分に確保できない。一方、加熱温度が $1200^{\circ}\text{C}$ 超では、オーステナイト粒が粗大化し、靱性の低下を招くばかりか、酸化ロスが顕著

となって、歩留が低下する。したがって、鋼素材の加熱温度は、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の範囲とする。鋼板の靱性向上の観点から好ましい加熱温度の範囲は、下限は $1000^{\circ}\text{C}$ 以上、上限は $1150^{\circ}\text{C}$ 以下である。なお、鋼素材の温度は鋼板の板厚中央の温度を意味する。

[0051] 熱間圧延においては、まず、板厚中央の温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率を $10\%$ 以上とする圧延を行う。この温度域での累積圧下率を $10\%$ 以上とすることにより、板厚 $1/4$ 位置におけるシャルピー破面遷移温度 ( $v T r s$ ) が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下を達成できる。累積圧下率が $10\%$ 未満であると、オーステナイトの細粒化が不十分で靱性が向上せず、板厚 $1/4$ 位置におけるシャルピー破面遷移温度が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下を達成できない。上記累積圧下率の上限は特に限定されないが、上記累積圧下率は細粒化の向上効果が小さくなるため、 $45\%$ 以下であることが好ましい。なお、本発明の成分組成の場合、上記条件は、好ましくは、上記熱間圧延において $1100\sim 950^{\circ}\text{C}$ に含まれる温度域での累積圧下率が $10\%$ 以上である。

[0052] さらに、板厚中央の温度がオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率が $50\%$ 以上の圧延を行う。この温度域での累積圧下率を $50\%$ 以上とすることにより、板厚中央における圧延面での $(211)$ 面集積度が $1.2$ 以上となる集合組織が得られる。逆に、この温度域での累積圧下率が $50\%$ 未満であると、板厚中央における圧延面での $(211)$ 面集積度が $1.2$ 以上となる集合組織が得られない。上記累積圧下率の上限は特に限定されないが、圧延能率を阻害しないように $75\%$ 以下であることが好ましい。なお、本発明の成分組成の場合、上記条件は、好ましくは、熱間圧延において $950\sim 700^{\circ}\text{C}$ に含まれる温度域での累積圧下率が $50\%$ 以上である。

[0053] さらに、本発明では、熱間圧延において、板厚表面温度が $A r_3$ 変態点以下かつ板厚中央の温度が $A r_3$ 変態点以上の温度域にあるときの累積圧下率が $20\%$ 超えとする。本発明では重要な要件であり、この条件で熱間圧延を行うことにより、鋼板表面における圧延面での $(200)$ 面集積度を発達させることができる。そしてこの条件で熱間圧延を行うことにより、鋼板表面にお

ける圧延面での(200)面集積度が1.7以上、鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度( $vTrs$ )が $-80^{\circ}\text{C}$ 以下を得られる。板厚表面がこの温度域のときに累積圧下率が20%以下であると、所望の集合組織および $vTrs$ が得られない。ここで、 $Ar_3$ 変態点は以下の式で表す。

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

上記式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味し、含まないものは0とする。

なお、表面の温度が $Ar_3$ 変態点以下の中で圧延に好適な温度域は $Ar_3$ 変態点 $\sim$ ( $Ar_3$ 変態点 $-80$ ) $^{\circ}\text{C}$ である。また、板厚中央の温度が $Ar_3$ 変態点以上の中で、圧延に好適な温度域は( $Ar_3$ 変態点 $+80$ ) $^{\circ}\text{C}$  $\sim$  $Ar_3$ 変態点である。

[0054] また、本発明における熱間圧延では、上記規定した温度域外での圧延を制限するものではなく、少なくとも、上記規定する温度域において規定の累積圧下率の圧下が行われていればよい。

[0055] 圧延が終了した鋼板は、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度にて $500^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却停止温度まで冷却する。冷却速度が $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合は、板厚中央位置における圧延面での(211)面集積度が1.2以上を確保することができない。また、冷却停止温度が $500^{\circ}\text{C}$ 以下を満足しない場合、所望の強度および集合組織を得ることができない。

[0056] さらに、 $500^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却停止温度まで冷却した後に焼戻処理を行う場合は、板厚中央の温度が $Ac_1$ 変態点未満で行うことが必要である。焼戻処理が $Ac_1$ 変態点以上の場合には、圧延時に発達させた集合組織を失うこととなるからである。ここで、 $Ac_1$ 変態点は以下の式で表す。

$$Ac_1 = 751 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 169Al - 23Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo + 233Nb - 39.7V - 5.7Ti - 895B$$

式中の元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味し、含まないものは0とする。

[0057] なお、以上の説明において、板厚中央の温度は、放射温度計で測定した鋼板表面温度から、伝熱計算により求める。また、圧延後の冷却条件における温度条件は、板厚中央の温度とし、冷却速度も板厚中央の温度に基づいて算出された平均冷却速度を意味する。

### 実施例

[0058] 次に、本発明の実施例について説明する。

[0059] 表1に示す各成分組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鑄造法で鋼素材とした。板厚を70～100mmに熱間圧延後、冷却を行い表2に示す供試鋼を得た。表2に、加熱条件、熱間圧延条件、冷却条件を示す。また、冷却後に焼戻しを行ったものについては焼戻温度も示した。

[0060]

[表1]

表1  
(質量%)

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	Cu	Ni	Cr	Mo	N	B	Ca	REM	Ceq	Ar <sub>3</sub> (°C)	Ac <sub>1</sub> (°C)
1	0.09	0.33	1.56	0.006	0.002	0.041	0.027	0.012		0.23	0.25			0.0031				0.382	739	725
2	0.16	0.28	1.34	0.007	0.004	0.033		0.011						0.0033				0.383	753	730
3	0.08	0.35	1.52	0.005	0.003	0.029	0.011	0.016			0.71			0.0042				0.381	725	719
4	0.09	0.17	1.36	0.008	0.001	0.018	0.018	0.029	0.03	0.17			0.14	0.0033		0.0020		0.362	759	735
5	0.11	0.04	1.45	0.003	0.005	0.027		0.009				0.06		0.0045				0.364	759	729
6	0.07	0.14	1.60	0.007	0.002	0.031	0.022	0.014			0.48			0.0019	0.0019			0.369	734	720
7	0.10	0.25	1.48	0.004	0.003	0.067		0.008					0.15	0.0026				0.377	749	728
8	0.05	0.31	2.03	0.007	0.005	0.047	0.021	0.020			0.10			0.0042			0.0031	0.395	727	726
9	0.10	0.27	1.59	0.008	0.002	0.034	0.025	0.013		0.10	0.37			0.0029		0.0027		0.396	729	724
10	0.03	0.20	1.53	0.002	0.002	0.045	0.033	0.011			1.39	0.06		0.0017	0.0011			0.390	701	704
11	0.25	0.22	1.03	0.009	0.005	0.025		0.019						0.0047				0.422	750	732
12	0.09	0.30	1.38	0.006	0.003	0.040	0.023	0.108		0.26	0.35			0.0030				0.361	747	722
13	0.17	0.06	1.33	0.061	0.002	0.022		0.016						0.0044			0.0065	0.392	751	727
14	0.11	0.13	1.40	0.005	0.002	0.035		0.014						0.0049				0.343	764	728

注0: 下線は本発明範囲外であることを示す

注1: Ceq = C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5 (元素記号は各成分の含有量(質量%)を示す)

Ar<sub>3</sub>= 910-310C-80Mn-20Cu-55Ni-15Cr-80Mo

Ac<sub>1</sub>= 751-26.6C+17.6Si-11.6Mn-169Al-23Cu-23Ni+24.1Cr+22.5Mo+233Nb-39.7V-5.7Ti-895B

[0061] [表2]

表2

製造 No.	鋼記号	板厚 (mm)	加熱条件		圧延条件			冷却条件		焼戻条件 焼戻温度 (°C)
			加熱温度 (°C)	板厚中央の温度がオーステナイト-再結晶温度域での累積低下率 (%)	板厚中央の温度がオーステナイト未再結晶温度域での累積低下率 (%)	板厚表面温度がAr <sub>3</sub> 変態点以下かつ板厚中央の温度がAr <sub>3</sub> 変態点以上の温度域のときの累積低下率 (%)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)		
1	1	90	1130	27	60	41	3.9	390	-	
2	2	80	1150	29	55	22	5.3	410	-	
3	3	95	1080	30	56	34	2.3	270	-	
4	4	100	1170	15	62	38	2.0	350	-	
5	5	70	1050	18	61	27	6.5	450	-	
6	6	100	1150	21	59	28	1.9	340	-	
7	7	85	1030	31	60	35	4.5	380	-	
8	8	80	1100	30	62	25	4.7	360	-	
9	9	90	1150	33	55	23	3.8	210	480	
10	10	85	1050	39	55	21	4.2	330	-	
11	11	80	1180	36	50	22	5.0	350	-	
12	12	90	1120	25	52	21	4.3	340	-	
13	13	100	1100	33	52	22	2.3	300	-	
14	14	90	1080	24	62	29	4.6	400	-	
15	3	100	1150	7	51	22	2.1	340	-	
16	5	75	1080	48	35	21	5.9	380	-	
17	9	95	1300	16	55	23	4.9	300	-	
18	5	85	1150	15	60	22	4.5	620	-	
20	6	95	1100	16	55	23	0.1	350	-	
21	1	95	1190	35	53	9	2.7	360	-	
22	2	80	1130	48	38	25	4.9	400	-	

注1: 下線は本発明範囲外であることを示す

[0062] 得られた鋼板について、板厚 1 / 4 位置より、Φ 14 mm の J I S 14 A 号試験片を採取し、引張試験を行い、降伏強度 (Y S)、引張強さ (T S) を測定した。Y S が 390 M P a 以上、T S が 510 M P a 以上のものを

良好と評価した。

[0063] 板厚の1/4位置及び鋼板表面よりJIS 4号衝撃試験片を試験片の長手軸の方向が圧延方向と平行となるように採取し、シャルピー衝撃試験を行って、シャルピー破面遷移温度 ( $vT_{rs}$ ) を求めた。板厚1/4位置の  $vT_{rs}$  が  $-40^{\circ}\text{C}$  以下、鋼板表面の  $vT_{rs}$  が  $-80^{\circ}\text{C}$  以下のものを靱性が良好であると評価とした。

[0064] また、鋼板の集合組織を評価するため、板厚中央における圧延面での(211)面集積度および鋼板表面(鋼板表面とは、極表面から表面下1mmの範囲をいう。)における圧延面での(200)面集積度をそれぞれ測定した。

[0065] 面集積度は、X線回折装置(理学電機株式会社製)を使用し、Mo線源を用いて測定を行った。

[0066] 次に、脆性き裂伝播停止特性を評価するため、温度勾配型ESSO試験を行い、 $-10^{\circ}\text{C}$ におけるKca値(以下、 $Kca(-10^{\circ}\text{C})\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ とも記す。)を求めた。 $Kca(-10^{\circ}\text{C})$ が $6000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 以上のものを良好とした。

[0067] 表3にこれらの試験結果を示す。

[0068]

[表3]

表3

製造 No.	鋼記号	板厚 (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	板厚中央 (211)面	表面 (200)面	板厚1/4 位置 vTrs(°C)	表面 vTrs(°C)	Kca(-10°C) (N/mm <sup>1.5</sup> )	区分
1	1	90	466	579	1.7	2.5	-90	-100	8300	本発明例1
2	2	80	461	572	1.4	1.7	-85	-95	7800	本発明例2
3	3	95	452	564	1.6	2.3	-90	-105	7600	本発明例3
4	4	100	417	533	1.5	2.4	-85	-100	7500	本発明例4
5	5	70	425	542	1.6	2.2	-100	-100	8600	本発明例5
6	6	100	428	538	1.3	1.9	-80	-95	6900	本発明例6
7	7	85	429	535	1.5	2.1	-95	-100	8200	本発明例7
8	8	80	484	596	1.5	1.8	-80	-90	7300	本発明例8
9	9	90	478	589	1.3	1.7	-80	-90	6800	本発明例9
10	10	85	472	583	1.4	1.7	-85	-90	6700	本発明例10
11	<u>11</u>	80	504	610	1.3	1.7	<u>-25</u>	-95	4900	比較例1
12	<u>12</u>	90	419	535	1.3	1.8	<u>-30</u>	-95	4300	比較例2
13	<u>13</u>	100	457	564	1.3	1.7	<u>-15</u>	-95	2400	比較例3
14	<u>14</u>	90	354	482	<u>1.0</u>	2.0	-90	-100	4900	比較例4
15	3	100	438	544	1.5	1.7	<u>-35</u>	-85	3600	比較例5
16	5	75	422	539	<u>1.1</u>	1.7	<u>-5</u>	-85	2100	比較例6
17	9	95	469	580	1.5	1.8	<u>-10</u>	-90	2200	比較例7
18	5	85	376	496	1.4	1.8	-90	-85	5500	比較例8
20	6	95	388	501	<u>1.0</u>	1.8	-80	-90	5400	比較例10
21	1	95	460	571	1.5	<u>1.3</u>	-80	<u>-55</u>	5600	比較例11
22	2	80	458	565	<u>1.1</u>	1.7	-10	-80	2300	比較例12

注：下線は本発明範囲外であることを示す

[0069] 表3に示された結果から、本発明例は、板厚中央における圧延面での（2

11) 面集積度が1.2以上で、かつ鋼板表面における圧延面での(200)面集積度が1.7以上の集合組織を有し、板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下および鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度 $vT_{rs}$ が $-80^{\circ}\text{C}$ 以下で韌性に優れるとともに、 $Kca(-10^{\circ}\text{C})$ が $6000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 以上と優れた脆性き裂伝播停止特性が得られた。

[0070] 一方、本発明を外れる比較例は、YS、TS、集合組織、 $vT_{rs}$ のいずれかを満足しない。また、 $Kca(-10^{\circ}\text{C})$ の値はすべて満足しない結果となった。

## 請求の範囲

## [請求項1]

質量%で、

C : 0.03 ~ 0.20%、

Si : 0.03 ~ 0.5%、

Mn : 0.5 ~ 2.2%、

P : 0.01%以下、

S : 0.005%以下、

Ti : 0.005 ~ 0.03%、

Al : 0.005 ~ 0.080%

およびN : 0.0050%以下

を含有し、下記式(1)で定義される $C_{eq}$ が0.36以上0.40以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、板厚中央における圧延面での(211)面集積度が1.2以上であり、鋼板表面における圧延面での(200)面集積度が1.7以上である集合組織を有し、

板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度 $v_{Trs}$ が $-40^{\circ}\text{C}$ 以下であり、

鋼板表面におけるシャルピー破面遷移温度 $v_{Trs}$ が $-80^{\circ}\text{C}$ 以下である板厚70mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \dots (1)$$

ここで、式(1)におけるC、Mn、Cu、Ni、Cr、MoおよびVは各元素の含有量(質量%)を意味し、含有しない場合は0とする

。

## [請求項2]

前記成分組成は、さらに質量%で、

Nb : 0.005 ~ 0.05%、

Cu : 0.05 ~ 1.0%、

Ni : 0.05 ~ 1.5 %

およびCr : 0.01 ~ 0.5 %

の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

[請求項3] 前記成分組成は、さらに質量%で、

Mo : 0.01 ~ 0.5 %、

V : 0.001 ~ 0.10 %、

B : 0.0030 %以下、

Ca : 0.0050 %以下、

REM : 0.0100 %以下

の1種または2種以上を含有する請求項1または2に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

[請求項4] 請求項1 ~ 3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1000 ~ 1200 °Cの温度に加熱した後、

板厚中央の温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率が10 %以上、板厚中央の温度がオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率が50 %以上、板厚表面温度が $A_{r3}$ 変態点以下かつ板厚中央の温度が $A_{r3}$ 変態点以上の温度域のときの累積圧下率が20 %超えの条件で熱間圧延を行った後、

0.5 °C / s以上の冷却速度にて500 °C以下の冷却停止温度まで冷却する板厚70 mm以上の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板の製造方法。

[請求項5] 500 °C以下の冷却停止温度まで冷却した後、板厚中央の温度が $A_{c1}$ 変態点未満の温度に焼戻す請求項4に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板の製造方法。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2017/003152

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
C22C38/00-C22C38/60, C21D8/02

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2011-214116 A (Nippon Steel Corp.), 27 October 2011 (27.10.2011), claims; 0001, 0035 to 0044; tables 1 to 4 (Family: none)	1-5
A	JP 2008-214652 A (JFE Steel Corp.), 18 September 2008 (18.09.2008), (Family: none)	1-5
A	JP 2008-169468 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), (Family: none)	1-5
A	JP 2013-151743 A (JFE Steel Corp.), 08 August 2013 (08.08.2013), (Family: none)	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C.       See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 18 April 2017 (18.04.17)	Date of mailing of the international search report 09 May 2017 (09.05.17)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--	---

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2017/003152

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/155440 A1 (JFE Steel Corp.), 02 October 2014 (02.10.2014), & JP 5598618 B1 & TW 201446976 A & CN 105102650 A & KR 10-2015-0126697 A	1-5
A	EP 2520683 A2 (POSCO), 07 November 2012 (07.11.2012), & WO 2011/081349 A2 & KR 10-2011-0075321 A & CN 102753719 A	1-5
P,X P,A	WO 2016/143345 A1 (JFE Steel Corp.), 15 September 2016 (15.09.2016), claims; 0068, 0071 to 0076; tables 1 to 3 & TW 201641713 A	2-5 1

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-C22C38/60, 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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2011-214116 A（新日本製鐵株式会社）2011.10.27, 特許請求の範囲,0001,0035-0044,表1-表4（ファミリーなし）	1-5
A	JP 2008-214652 A（JFEスチール株式会社）2008.09.18, （ファミリーなし）	1-5
A	JP 2008-169468 A（新日本製鐵株式会社）2008.07.24, （ファミリーなし）	1-5

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

\* 引用文献のカテゴリー

- 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
- 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

18.04.2017

国際調査報告の発送日

09.05.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）  
郵便番号100-8915  
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 葉子

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

3557

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2013-151743 A (J F E スチール株式会社) 2013. 08. 08, (ファミリーなし)	1-5
A	WO 2014/155440 A1 (J F E スチール株式会社) 2014. 10. 02, & JP 5598618 B1 & TW 201446976 A & CN 105102650 A & KR 10-2015-0126697 A	1-5
A	EP 2520683 A2 (POSCO) 2012. 11. 07, & WO 2011/081349 A2 & KR 10-2011-0075321 A & CN 102753719 A	1-5
P, X P, A	WO 2016/143345 A1 (J F E スチール株式会社) 2016. 09. 15, 請求の範囲, 0068, 0071-0076, 表 1-表 3 & TW 201641713 A	2-5 1