

(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
2018年2月15日(15.02.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/030171 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/JP2017/027356

(22) 国際出願日: 2017年7月28日(28.07.2017)

(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 2016-156347 2016年8月9日(09.08.2016) 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: 荒尾 亮(ARAO Ryo); 〒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). 竹内 佳子(TAKEUCHI Yoshiko); 〒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). 田路 勇樹(TOJI Yuki); 〒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 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, 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,

(54) Title: HIGH-STRENGTH THICK STEEL PLATE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 高強度厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The present invention provides a high-strength thick steel plate and a production method therefor, the high-strength thick steel plate having excellent toughness and brittle crack propagation termination properties in a large heat-input welded part. Provided is a high-strength thick steel plate that has a prescribed component composition, that has a (211) plane X-ray intensity ratio of 1.2 or higher in the plane at the steel plate surface and parallel to the plate face, and a (211) plane X-ray intensity ratio of 1.5 or higher and a (222) plane X-ray intensity ratio of 2.5 or lower in the plane at the plate thickness center and parallel to the plate face, that has a Charpy absorbed energy of 80 J or higher at -40°C (vE₋₄₀) in a welded-joint bonded part that has been welded with an input-heat amount exceeding 300 kJ/cm, that has a Kca value of 6000 N/mm^{3/2} or greater at -10°C (Kca (-10°C)) according to an ESSO test, that has a tensile strength of 580 MPa or higher, and that has a plate thickness exceeding 50 mm. Provided is a production method for a high-strength thick steel plate, the production method comprising heating a steel material having a prescribed component composition to a temperature of 1000-1200°C and thereafter conducting hot rolling in an austenite recrystallization temperature range and subsequently in an austenite non-recrystallization temperature range at the plate thickness center, wherein heating is conducted from the front and back faces of the steel plate midway through the hot rolling, the temperature distribution in the plate thickness direction is controlled so as to conduct a part of the hot rolling in at least the austenite non-recrystallization temperature range under the condition that the steel plate surface temperature - plate thickness center temperature ≥ -40°C, and when the hot rolling has been finished, the temperature difference between the steel plate surface and the plate thickness center is within 5°C, and the temperature at the plate thickness center is Ar₃°C-(Ar₃+30)°C.



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))

(57) 要約: 大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた高強度厚鋼板およびその製造方法を提供する。所定の成分組成を有し、鋼板表面の板面に平行な面における (2 1 1) 面 X 線強度比が 1.2 以上、板厚中央の板面に平行な面における (2 1 1) 面 X 線強度比が 1.5 以上かつ (2 2 2) 面 X 線強度比が 2.5 以下であり、300 kJ/cm 超の入熱量で溶接した溶接継手ボンド部の -40℃におけるシャルピー吸収エネルギー (vE_{-40}) が 80 J 以上であり、ESSO 試験による -10℃における Kca 値 ($Kca(-10^\circ C)$) が $6000 N/mm^{3/2}$ 以上であり、引張り強さが 580 MPa 以上であり、板厚が 50 mm 超である、高強度厚鋼板。所定の成分組成を有する鋼素材を、1000~1200℃の温度に加熱したのち、板厚中央が、オーステナイト再結晶温度域、次いで、オーステナイト未再結晶温度域で熱間圧延を行い、前記熱間圧延の途中で、鋼板の表裏面から加熱を行い、少なくとも前記オーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延の一部を、鋼板表面の温度-板厚中央の温度 $\geq -40^\circ C$ となる条件で行うように板厚方向の温度分布を制御し、熱間圧延終了時における鋼板表面と板厚中央の温度差を 5℃以内とし、かつ、板厚中央の温度を $Ar_3^\circ C \sim (Ar_3 + 30)^\circ C$ とする、高強度厚鋼板の製造方法。

明 細 書

発明の名称： 高強度厚鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度厚鋼板およびその製造方法に関する。本発明は、特に、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大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた高強度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ため、安全性の向上が常に求められ、使用される鋼材に対しては、使用温度における靱性や、脆性亀裂伝播停止特性が高いレベルで要求されている。

[0003] たとえば、コンテナ船やバルクキャリアーなどの船舶は、その構造上、船体外板に高強度の厚肉材を使用するが、最近では、船体の大型化に伴って一層の高強度厚肉化が進んでいる。一般に、鋼板の脆性亀裂伝播停止特性は、高強度あるいは厚肉材になるほど劣化する傾向にあるため、脆性亀裂伝播停止特性への要求も一段と高度化している。

[0004] ここで、鋼材の脆性亀裂伝播停止特性を向上させる手段として、従来からNi含有量を増加させる方法が知られており、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。しかしながら、Ni添加量の増加は、製造コストの大幅な上昇を余儀なくさせるため、LNG貯槽タンク以外の用途への適用は難しい。

[0005] 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材に対しては、TMCP法により細粒化を図り、低温靱性を向上させることで、優れた脆性亀裂伝播停止特性を実現することができる。

[0006] また、近年、合金コストを上昇させることなく、鋼板の表層部の組織を超微細化する技術が、脆性亀裂伝播停止特性を向上させる技術として提案されている。

[0007] たとえば、特許文献 1 には、脆性亀裂が伝播する際に、鋼材表層部に発生するシアリップ（塑性変形領域）が脆性亀裂伝播停止特性の向上に効果があることに着目し、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亀裂が有する伝播エネルギーを吸収させる方法が開示されている。また、特許文献 1 には、鋼板の製造方法として、熱間圧延後の制御冷却によって表層部分を A_{r3} 変態点以下に冷却し、その後制御冷却を停止して表層部分を変態点以上に復熱させる工程を 1 回以上繰り返して行い、この間に鋼材に圧下を加えることにより、繰り返し変態を生じさせ又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技術が開示されている。

[0008] 特許文献 2 には、フェライトーパーライトを主体のミクロ組織とする鋼材において脆性亀裂伝播停止特性を向上させるために、鋼材の表裏面の表面部を、円相当粒径： $5\mu\text{m}$ 以下、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 50% 以上有する層で構成し、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し、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が開示されている。

[0009] 特許文献 3 には、フェライト結晶粒の微細化のみならずフェライト結晶粒内に形成されるサブグレインを利用して脆性亀裂伝播停止特性を向上させる、TMCP 法を利用した技術が記載されている。具体的には、板厚 30～40mm の鋼板を対象とし、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）鋼材板厚の 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亀裂伝播停止特性を向上させることが記載されている。

[0010] 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、脆性亀裂伝播停止特性を向上させる方法も知られている。鋼材の破壊面上にセパレーションを板厚方向と平行な方向に生ぜしめ、脆性亀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ものである。

[0011] 例えば、特許文献4には、制御圧延により（1 1 0）面X線強度比を2以上とし、かつ円相当径20 μm 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た鋼板が記載されている。

[0012] 特許文献5には、継手部の脆性亀裂伝播停止性能の優れた溶接構造用鋼として、集合組織発達により応力負荷方向と亀裂伝播方向をずらすため、板厚内部の圧延面での（1 0 0）面のX線面強度比を1.5以上とした鋼板が開示されている。

[0013] 特許文献6には、板厚の50%以上の領域において板面と平行な面での（2 1 1）面のX線回折強度比を1.5以上とすることにより、靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた薄肉厚鋼板が記載されている。

[0014] 特許文献7には、鋼板の表面及び裏面から板厚の25%までの表裏層部とそれ以外の板厚中心部とについて、それぞれ、圧延面と平行な（1 0 0）X線面強度比、及び、圧延面と平行な（1 1 1）又は／及び（2 1 1）X線面強度比を規定した集合組織を有する脆性亀裂伝播停止性能に優れた高強度厚鋼板が記載されている。

[0015] 特許文献8には、鋼板の板厚方向の中心を中央として板厚の10%以上、50%未満の中心部領域において圧延面と平行な（1 1 1）又は／及び（2 1 1）X線面強度比を規定し、さらに、前記中心部領域より表裏面側の表裏面領域において圧延面と平行な（1 1 1）又は／及び（2 1 1）X線面強度比を規定した集合組織を有する脆性き裂伝播停止性能に優れた高強度厚鋼板

が記載されている。

[0016] 特許文献 9 ～ 12 には、板厚中央部および板厚 1 / 4 部における各種 X 線面強度比を規定した集合組織を有する構造用高強度厚鋼板が記載されている。

[0017] 上述したように、脆性亀裂伝播停止性能に優れた鋼板やその製造方法に関して種々の提案がなされているが、大型構造物に使用される鋼材には安全性の観点から、優れた溶接熱影響部の靱性、特にボンド部の靱性に優れることも同時に要求される。

[0018] ボンド部は、大入熱溶接時の融点直下の高温にさらされて、オーステナイト結晶粒が最も粗大化しやすく、その後の冷却によって脆弱な上部ベイナイト組織に変態し、更に、ウィドマンステッテン組織や島状マルテンサイトが生成して靱性が低下する。

[0019] ボンド部の靱性向上に関しては種々の研究がなされ、例えば、TiN の微細分散によるオーステナイトの粗大化抑制やフェライト変態核としての利用のほか、希土類元素 (REM) を Ti と複合添加することにより、鋼中に微細粒子を分散させてオーステナイトの粒成長を防止し、溶接部の靱性向上を図る方法が提案されている (特許文献 13、14)。

[0020] また、Ti 酸化物や Mg 酸化物を利用したり (特許文献 15、16)、BN によりフェライト核を生成したり、Ca や REM を添加することで硫化物の形態を制御して、靱性を向上させることが提案されている。その他 Ca、O、S 量を制御し、Ca および Mn の複合硫化物をフェライト核とし微細に分散させることによって、靱性を向上させる方法が提案されている (特許文献 17)。

[0021] また、特許文献 18 には集合組織を制御することで脆性亀裂伝播停止特性を向上させた大入熱溶接用鋼およびその製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0022] 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：特開2008-174809号公報

特許文献7：特開2008-169467号公報

特許文献8：特開2008-169468号公報

特許文献9：特開2008-45174号公報

特許文献10：特開2008-69380号公報

特許文献11：特開2008-111165号公報

特許文献12：特開2008-111166号公報

特許文献13：特公平03-53367号公報

特許文献14：特開昭60-184663号公報

特許文献15：特開昭60-245768号公報

特許文献16：特開2000-234139号公報

特許文献17：特開2003-166017号公報

特許文献18：特開2013-151743号公報

非特許文献

- [0023] 非特許文献1：井上ら、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

- [0024] しかし、特許文献1、2に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた鋼材は、鋼材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、特定の組織を得るもので、実生産規模では制御が容易でなく、圧延、冷却設備への負荷が大きいプロセスである。
- [0025] また、非特許文献1では、板厚：65mmの鋼板の脆性亀裂伝播停止特性が評価され、母材の大型脆性亀裂伝播停止試験で脆性亀裂が停止しない結果

が報告されている。さらに、非特許文献 1 では、供試材の E S S O 試験において使用温度 -10°C における K c a の値が $3000\text{ N/mm}^{3/2}$ に満たない結果を示し、 50 mm を超える板厚の鋼板を適用した船体構造の場合、安全性確保が課題となることが示唆されている。

[0026] これに対して、上述した特許文献 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 50 mm 程度が主な対象であって、 70 mm もしくはそれ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、船体構造において必要な、板厚方向の亀裂伝播特性に対しては不明である。

[0027] 特許文献 7 および 8 には、温度勾配型の標準 E S S O 試験によりアレスト性が評価されているが、溶接部靱性の評価はなされておらず、入熱量が 300 kJ/cm を超える大入熱溶接の適用可否についても不明である。

[0028] 特許文献 9 ～ 12 に開示された技術は、 $A r_3$ 点未満の温度域、すなわち、フェライトーオーステナイト二相域での圧延を必須としている。このため、高精度の圧延技術を必要とするだけでなく、通常よりも低温域での圧延であるため、生産能率が低下し、また、鋼板形状を平坦にするにも特段の配慮が必要とされる。このため、生産性を犠牲にしない製造条件にて、優れた脆性亀裂伝播停止特性を確保する技術が望まれる。

[0029] 一方、溶接施工において、板厚 50 mm 以上の厚鋼板を溶接する場合、入熱 300 kJ/cm を超える大入熱溶接の適用が検討され、さらなる大入熱化が予想される。

[0030] しかしながら、特許文献 13、14 記載の、T i N を主体に利用する技術においては T i N が溶解する温度域に加熱される溶接部でその作用が消失し、また固溶 T i および N により組織が脆化して著しく靱性が低下するので、 300 kJ/cm を超える大入熱溶接部では十分な靱性が得られないことが予想される。

[0031] さらに、特許文献 15、16 記載の技術のように、T i 酸化物や M g 酸化物を利用して H A Z 靱性を改善する場合、これらの酸化物を十分均質に微細

分散することは容易でなく、またCaやREMを添加する技術においても300kJ/cmを超える大入熱溶接では溶接熱影響部の高靱性を確保することは困難であった。

[0032] また、特許文献17においては、CaおよびMnの複合硫化物を利用することで400kJ/cmを超える溶接熱影響部の靱性を確保しているが、脆性亀裂伝播停止性能に関する検討はなされていない。

[0033] これに対し、特許文献18においては、溶接熱影響部の靱性を確保するとともに脆性亀裂伝播停止性能に優れる鋼板が開示されている。しかし、本技術を用いたとしても70mmを超える板厚においては大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播特性十分でない場合があった。

[0034] 本発明は、大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた高強度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

[0035] 本発明者らは、上記課題の達成のため鋭意研究を重ね、厚鋼板においても優れた脆性亀裂伝播停止特性を有し、かつ大入熱溶接部の靱性に優れた高強度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以下の知見を得た。

[0036] (I)．板厚50mmを超える厚鋼板において脆性亀裂伝播停止特性に及ぼす集合組織の影響を詳細に調べた結果、鋼板表面の板面（圧延面）に平行な面における(211)面X線強度比が1.2以上、板厚中央（板厚1/2位置）の板面（圧延面）に平行な面における(211)面X線強度比が1.5以上かつ(222)面X線強度比が2.5以下となるように制御することにより優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られる。

[0037] (II)．上記の集合組織は、特定の化学成分組成の鋼をオーステナイト域で圧延を完了する場合において、特定の熱間圧延条件に従うことで得ることができる。上記オーステナイト域での圧延においては、圧延時の温度が低温であるほど高い靱性値と発達した(211)面集合組織が得られる。しかしながら、板厚が50mmを超えるような場合には、圧延時の板厚中央と鋼

板表面での温度差が大きくなるため、温度を下げすぎると表層部にフェライト組織が生成してしまい靱性を劣化させる問題が発生する。一方で表層の靱性劣化を抑えるためには圧延温度を上げる必要があるが、その場合には板厚中央での靱性／およびまたは集合組織の発達が不十分となる場合があった。そこで、圧延途中で鋼素材の表裏面を加熱することで、板厚方向の温度分布を制御し、上記の問題を解決することで従来よりも優れた脆性亀裂伝播停止特性を得ることができる。

[0038] (111)．上記特定の化学成分組成の鋼板の溶接ボンド部の靱性は脆化組織に影響され、この脆化組織の靱性は溶接後の冷却時にフェライト変態を促進させる変態核の微細化を行う事で大きく向上する。変態核を微細に分散させるためには、添加量を下記の(1)式を満足するようにC a、S、O量を調節する。

$$0 < [(C a - (0.18 + 130 \times C a) \times O) / 1.25] / S < 1 \dots (1)$$

すなわち、鋼を溶製する際の凝固段階でC a Sを晶出させるにあたり、(1)式を満足するようにC a、Sの添加量および添加時の溶鋼中の溶存酸素量を制御することによって、C a Sの晶出後の固溶S量を確保すれば、C a Sの表面上にM n Sが析出する。M n Sはフェライト核生成能を有し、その周囲にM nの希薄帯が形成されるとフェライト変態が促進され、溶接熱影響部の靱性を向上させる。M n S上にT i N、B N、A l N等のフェライト生成核が析出することによって、より一層、フェライト変態が促進される。

[0039] 以上、前述した化学成分および製造プロセスを用い、鋼板表面の板面に平行な面における(211)面X線強度比が1.2以上、板厚中央(板厚1/2位置)の板面に平行な面における(211)面X線強度比が1.5以上かつ(222)面X線強度比が2.5以下の集合組織を有する場合に、極めて優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られ、かつ大入熱溶接におけるボンド部の靱性に優れることを知見した。

[0040] 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って

、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1] 成分組成が、質量%で、C : 0.03~0.20%、Si : 0.01~0.30%、Mn : 1.5~3.0%、P : 0.02%以下、S : 0.0005~0.01%、Ti : 0.005~0.030%、Al : 0.005~0.080%、N : 0.0025~0.0075%、Ca : 0.0003~0.0030%、B : 0.0003~0.0030%、O : 0.0030%以下を含有し、かつ、Ca、O、Sが下記(1)式を満たし、下記(2)式で定義されるCeqが0.36~0.50の範囲にあり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、鋼板表面の板面に平行な面における(211)面X線強度比が1.2以上、板厚中央の板面に平行な面における(211)面X線強度比が1.5以上かつ(222)面X線強度比が2.5以下であり、

300kJ/cm超の入熱量で溶接した溶接継手ボンド部の-40℃におけるシャルピー吸収エネルギー(vE₋₄₀)が80J以上であり、ESSO試験による-10℃におけるKca値(Kca(-10℃))が6000N/mm^{3/2}以上であり、引張り強さが580MPa以上であり、板厚が50mm超である、高強度厚鋼板。

$$0 < [(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25] / S < 1 \dots (1)$$

$$Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5 \dots (2)$$

ただし、上記(1)式および(2)式における各元素記号は各元素の含有量(質量%)を表し、含有しない元素は0とする。

[2] シャルピー衝撃試験による板厚中央部の破面遷移温度(vTrs)が-60℃以下である、[1]に記載の高強度厚鋼板。

[3] シャルピー衝撃試験による鋼板表面から板厚方向に5mmの位置の破面遷移温度(vTrs)が-60℃以下である、[1]または[2]に記載の高強度厚鋼板。

[4] 成分組成が、さらに、質量%で、Nb : 0.003~0.040%、Cu : 0.01~0.5%、Ni : 0.01~2.0%、Cr : 0.01~0.5%、Mo : 0.01~0.5%のなかから選ばれる1種または2種以上を含有する、[1]~[3]のいずれかに記載の高強度厚鋼板。

[5] 成分組成が、さらに、質量%で、V : 0.001~0.10%、Mg : 0.0005~0.0050%、Zr : 0.0005~0.0200%、REM : 0.0005~0.0200%のなかから選ばれる1種または2種以上を含有する、[1]~[4]のいずれかに記載の高強度厚鋼板。

[6] 前記[1]~[5]のいずれかに記載の高強度厚鋼板の製造方法であって、前記成分組成を有する鋼素材を、1000~1200℃の温度に加熱したのち、板厚中央が、オーステナイト再結晶温度域、次いで、オーステナイト未再結晶温度域で熱間圧延を行い、少なくとも前記オーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延の一部を、鋼板表面の温度-板厚中央の温度 $\geq$ -40℃となる条件で行うように板厚方向の温度分布を制御し、熱間圧延終了時における鋼板表面の温度と板厚中央の温度との温度差を5℃以内とし、かつ、板厚中央の温度を A_{r3} ℃~($A_{r3}+30$)℃とする、高強度厚鋼板の製造方法。

発明の効果

[0041] 本発明によれば、大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた高強度厚鋼板およびその製造方法を提供することができる。

[0042] 本発明によれば、板厚が50mmを超える厚鋼板においても、圧延条件を最適化し、板厚方向での集合組織を制御することができる工業的に簡易なプロセスにより、安定して入熱量が300kJ/cm超の大入熱溶接部の靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた高強度厚鋼板を提供することができる。

[0043] 本発明によれば、板厚方向の各位置に応じて集合組織および靱性値が適切に制御されるので、脆性亀裂伝播停止特性に優れ、例えば、造船分野では、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するところが大きく産業上極めて有用である。

発明を実施するための形態

[0044] 以下、本発明を具体的に説明する。

本発明では、成分組成および鋼板内部の集合組織を規定する。

[0045] [成分組成]

以下の説明において、鋼板成分における％は、すべて質量％を意味する。

[0046] C : 0.03～0.20％

Cは、鋼の強度を向上する元素であり、本発明では、所望の強度を確保するために、Cの含有量を0.03％以上とする。一方、Cの含有量が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の含有量は、0.03～0.20％の範囲に規定する。なお、Cの含有量は、好ましくは0.04％以上であり、より好ましくは0.05％以上である。また、Cの含有量は、好ましくは0.15％以下であり、より好ましくは0.12％以下である。

[0047] Si : 0.01～0.30％

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が、0.01％未満の含有量ではその効果が十分に得られない。一方、0.30％を超えると鋼板の表面性状を損なうばかりか、母材および大入熱溶接継手のボンド部の靱性が極端に劣化する。従って、その含有量を0.01～0.30％の範囲とする。Siの含有量の上限値としては、0.20％が好ましく、0.10％がより好ましい。

[0048] Mn : 1.5～3.0％

Mnは、強化元素および焼入れ元素として含有する。Mnの含有量が、1.5％より少ないとその効果が十分でない一方で、3.0％を超えると溶接性が劣化し、鋼材コストも上昇する。そのため、Mnの含有量は、1.5～3.0％とする。Mnの含有量は、好ましくは1.7％以上であり、より好ましくは1.9％以上である。また、Mnの含有量は、好ましくは2.7％以

下であり、より好ましくは2.5%以下である。

[0049] P : 0.02%以下

Pは、含有量が多くなると靱性が劣化してしまう。板厚：50mm超の鋼板に対して、良好な靱性を保つためには、Pの含有量を0.02%以下に制御する。好ましくは、Pの含有量を0.01%以下、さらに好ましくは0.006%以下に制御する。

[0050] S : 0.0005～0.01%

Sは、含有量が多くなると靱性が劣化してしまう。そのため、Sは0.01%以下に抑制する。一方、大入熱溶接継手のボンド部において優れた靱性を得るためには、Sを0.0005%以上含有することが必要である。Sの含有量は、好ましくは0.0010%以上である。また、Sの含有量は、好ましくは0.0050%以下であり、より好ましくは0.0030%以下である。

[0051] Ti : 0.005～0.030%

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。また、Tiは、凝固時にTiNとなって析出し、溶接部でのオーステナイトの粗大化抑制やフェライト変態核となって高靱性化に寄与する。Tiの含有量が、0.005%未満ではその効果が少なく、一方、0.030%を超えるとTiN粒子の粗大化によってその効果が得られなくなるため、Tiの含有量は0.005～0.030%とする。Tiの含有量は、好ましくは0.008%以上である。また、Tiの含有量は、好ましくは0.020%以下である。

[0052] Al : 0.005～0.080%

Alは、脱酸剤として作用し、このためには0.005%以上の含有を必要とするが、0.080%を超えて含有すると、靱性を低下させるとともに、溶接した場合に、溶接金属部の靱性を低下させる。このため、Alの含有量は、0.005～0.080%の範囲に規定した。なお、Alの含有量は、好ましくは0.02%以上である。また、Alの含有量は、好ましくは0.

0.60%以下である。

[0053] N : 0.0025 ~ 0.0075 %

Nは、TiNの必要量を確保するために必要な元素で、0.0025%未満では十分なTiN量が得られず、0.0075%を超えると溶接熱サイクルによってTiNが溶解する領域において固溶N量が増加して靱性を著しく低下させるため、0.0025 ~ 0.0075%とする。Nの含有量は、好ましくは0.0030%以上である。また、Nの含有量は、好ましくは0.0070%以下である。

[0054] Ca : 0.0003 % ~ 0.0030 %

Caは、Sの固定による靱性改善効果を有する元素である。このような効果を発揮させるためには少なくとも0.0003%は含有することが必要であるが、0.0030%を超えて含有しても効果が飽和するため、0.0003 ~ 0.0030%とする。Caの含有量は、好ましくは0.0010%以上である。また、Caの含有量は、好ましくは0.0025%以下である。

[0055] B : 0.0003 ~ 0.0030 %

Bは、溶接熱影響部でTiNの溶解によるNをBNとして固定し、溶接部靱性の劣化を抑制する。また、焼入性を向上させ母材の強度確保に有効に寄与する。このような効果は0.0003%以上の添加で発揮され、また、0.0030%よりも多く添加してもその効果は飽和するため、Bの含有量は0.0003 ~ 0.0030%とする。Bの含有量は、好ましくは0.0008%以上である。また、Bの含有量は、好ましくは0.0025%以下である。

[0056] O : 0.0030%以下

Oは、含有量が多くなると清浄度を低下させる。このため本発明ではできるだけ低減することが望ましい。特に、O含有量が0.0030%を超えるとCaO系介在物が粗大化して母材靱性を低下させてしまうため、0.0030%以下とする。

[0057] $0 < [(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25] / S < 1$

但し、C a、O、Sは、各元素の含有量（質量％）を表す。

本パラメータ式はC a S上にM n Sが析出した複合硫化物の形態とするため、鋼中のC a、S、Oの含有量を規定するものである。

本パラメータ式の値が、0 超え、1 未満の場合、鋼を溶製する際の凝固段階でC a Sが晶出し、C a Sの晶出後に固溶S量が確保されて、C a Sの表面上にM n Sが析出する。

M n Sはフェライト核生成能を有し、その周囲にM nの希薄帯を形成してフェライト変態を促進し、溶接熱影響部の靱性を向上させる。M n S上にT i N、B N、A l N等のフェライト生成核が析出することによって、より一層、フェライト変態が促進される。

本パラメータ式の値が、0 以下の場合には、C a Sが晶出せず、SはM n S単独の形態で析出し、溶接熱影響部において複合硫化物を微細分散させることができない。

一方、本パラメータ式の値が1 以上の場合には、SがC aによって完全に固定され、フェライト生成核として作用するM n Sが、C a S上に析出しないため、溶接熱影響部において複合硫化物を微細分散させることができない。

なお、本発明では、C aをC a Sとして晶出させるために、C aと結合力の強いO量をC a添加前に低減させておくことが必要であり、C a添加前の残存酸素量は、0. 0030%以下であることが好ましい。残存酸素量の低減方法としては、脱ガスを強化する、あるいは、脱酸剤を投入する、などの方法をとることができる。

[0058] $0.36 \leq C e q \leq 0.50$

板厚50mmを超える厚鋼板の強度および集合組織強度を保つためには、 $C e q = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$ で定義されるC e qを0.36～0.50とする。ただし、前記式における各元素記号は各元素の含有量（質量％）を表し、含有しない元素は0とする。好ましくはC e qが0.38～0.48である。

[0059] 以上が本発明の基本成分組成で残部は、F e及び不可避免の不純物である。

さらに、特性を向上させるため、Nb、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Mg、Zr、REMの一種または二種以上を含有することが可能である。

[0060] Nb : 0.003~0.040%

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、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ので、靱性の改善にも有効である。その効果は0.003%以上の含有により発揮されるが、0.040%を超えて含有すると、粗大なNbCが析出して逆に、靱性の低下を招くので、Nbを含有する場合、その上限は0.040%とするのが好ましい。Nbの含有量は、より好ましくは0.010%以上である。また、Nbの含有量は、より好ましくは0.030%以下である。

[0061] Cu : 0.01~0.5%、Ni : 0.01~2.0%

CuおよびNiは、鋼の焼入れ性を高める元素である。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、これらの効果は、いずれも、0.01%以上の含有によって発揮されるものの、過度の含有は靱性や溶接性を劣化させる。また、合金のコストも高くなってしまうため、Cu及び／又はNiを含有する場合には、それぞれの範囲を、Cuは0.01~0.5%、Niは0.01~2.0%とする。

[0062] Cr : 0.01~0.5%、Mo : 0.01~0.5%

CrおよびMoは、いずれも鋼の焼入れ性を高める元素である。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、これらの効果は、いずれも、0.01%以上の含有によって発揮されるものの、過度の含有は靱性や溶接性を劣化させる。靱性や溶接性を劣化させない範囲としては、Cr及び／又はMoを含有する場合のそれぞれの範囲を、0.01~0.5%とすることが好ましい。

[0063] 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り、この効果はVを0.001%以上含有させることにより発揮される。しかし、Vを0.10%を超えて含有すると、靱性を低下させる。このため、Vを含有させる場合には、Vの含有量を0.001~0.10%の範囲とすることが好ましい。

[0064] Mg : 0.0005~0.0050%、Zr : 0.0005~0.0200%、REM : 0.0005~0.0200%

Mg、ZrおよびREM（希土類金属）はいずれも、酸化物の分散による靱性改善効果を有する元素である。このような効果を発現させるには、Mg、Zr、REMのうちの少なくとも1種を0.0005%以上含有させることが好ましい。一方、Mgは0.0050%超、ZrおよびREMは0.0200%超を添加しても、その効果は飽和するだけである。よって、これらの元素を含有する場合は、Mg、Zr、REMをそれぞれ、Mg : 0.0005~0.0050%、Zr : 0.0005~0.0200%、REM : 0.0005~0.0200%の範囲とすることが好ましい。

[0065] 上記以外の残部はFe及び不可避免の不純物とする。不可避免の不純物としては、例えば、Sb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb : 0.01%以下、Sn : 0.01%以下、Zn : 0.01%以下、Co : 0.1%以下の範囲である。

[0066] [鋼板内部の集合組織]

本発明では、圧延方向または圧延直角方向など板面に平行な方向に伝播する亀裂に対して亀裂伝播停止特性を向上させるために、板厚中央の板面に平行な面における(211)面X線強度比および(222)面X線強度比、鋼板表面の板面に平行な面における(211)面X線強度比を規定する。なお、本発明における鋼板表面の板面（圧延面）に平行な面とは、鋼板の単純な表面だけではなく、鋼板表面をX線強度比（結晶面の集積度）が測定可能な面に処理した後の面を含む。例えば、鋼板の最表面がスケールで覆われている時などは、それを取り除いた面を言う。また、鋼板の最表面が鏡面になっ

ており、そのままX線強度比（結晶面の集積度）を測定できる場合などは、鋼板の表面（圧延面）そのものをいう。

[0067] 板厚中央および鋼板表面において（2 1 1）面を発達させると同時に、板厚中央における（2 2 2）面の発達を抑制することで、脆性亀裂が直進的に進展することが阻害され、その結果、脆性亀裂伝播停止特性の向上が可能となる。

[0068] 具体的に、最近のコンテナ船やバルクキャリアーなど船体外板に用いられるようになった板厚50 mm以上の厚肉材で、構造安全性を確保する上で目標とされる $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C}) \geq 6000 \text{ N/mm}^{3/2}$ の脆性亀裂伝播停止特性を得る場合には、鋼板の板厚中央（板厚1/2位置を意味する。なお、X線強度比（結晶面の集積度）の測定においては、板厚1/2の位置から上下方向に板厚の数%の位置誤差〔板厚の0%超～5%以下の位置誤差〕は許容される。）の板面に平行な面における（2 1 1）面X線強度比を1.5以上かつ（2 2 2）面X線強度比を2.5以下、および鋼板表面の板面に平行な面における（2 1 1）面X線強度比を1.2以上とする必要がある。より優れた亀裂伝播停止性能が要求される場合は、板厚中央の板面に平行な面における（2 1 1）面X線強度比を1.6以上、（2 2 2）面X線強度比を2.2以下、鋼板表面の板面に平行な面における（2 1 1）面X線強度比を1.4以上とすることが好ましい。

[0069] なお、ここで、（2 1 1）面X線強度比とは、対象材の（2 1 1）結晶面の集積度を表す数値で、対象材の（2 1 1）反射のX線回折強度（ $I(211)$ ）と、集合組織のないランダムな標準試料の（2 1 1）反射のX線回折強度（ $I_0(211)$ ）との比（ $I(211)/I_0(211)$ ）を指す。（2 2 2）面X線強度比についても同様である。すなわち、対象材の（2 2 2）反射のX線回折強度（ $I(222)$ ）と、集合組織のないランダムな標準試料の（2 2 2）反射のX線回折強度（ $I_0(222)$ ）との比（ $I(222)/I_0(222)$ ）を指す。

[0070] 以下、板厚50 mmを超える厚肉材で、 $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C}) \geq 6000 \text{ N}$

／ $\text{mm}^3/2$ の脆性亀裂伝播停止特性を得る場合に好ましい製造条件について説明する。

[0071] 〔製造条件〕

上記成分組成になる溶鋼を、転炉等で溶製し、連続鑄造等で鋼素材（スラブ）とし、 $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$ に加熱後、熱間圧延を行う。

[0072] 加熱温度が 1000°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で、 1200°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。従って、鋼素材の加熱温度は、 $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$ 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 $1000\sim1150^{\circ}\text{C}$ であり、さらに好ましくは $1030\sim1130^{\circ}\text{C}$ である。

[0073] 次いで、熱間圧延を施す。

熱間圧延はまず、板厚中央の温度がオーステナイト再結晶温度域で圧延を行い、ついで板厚中央の温度がオーステナイト未再結晶温度域で圧延を行う。このとき、圧延途中で鋼板の表裏面から加熱を行い板厚方向の温度分布を制御することにより、鋼板内部と鋼板の表裏面の温度差を小さくする制御を行う。これにより目標とする板厚中央と鋼板表面における集合組織強度が得られる。この制御は、前記オーステナイト再結晶温度域での圧延終了後に行われるのが好ましい。より好ましくは、前記オーステナイト再結晶温度域での圧延終了後、オーステナイト未再結晶温度域での圧延開始前である。

[0074] また、その際、オーステナイト未再結晶温度域での圧延が、鋼板表面の温度－板厚中央の温度 $\geq -40^{\circ}\text{C}$ となる条件で行われるように前記制御が行われることが好ましい。これにより、板厚中央をより低い温度で圧延しつつ、鋼板表面にフェライトが生成することを抑制することができる。より好ましくは鋼板表面の温度－板厚中央の温度 $\geq -20^{\circ}\text{C}$ での圧延である。また、前記条件でのオーステナイト未再結晶温度域での圧延は、当該オーステナイト未再結晶温度域での圧延を開始してから終了するまでの間の少なくとも一部で行われることが好ましい。例えば、オーステナイト未再結晶温度域での圧

延を開始してから終了するまでの間、前記条件を保持して圧延を行ってもよいし、オーステナイト未再結晶温度域での圧延の開始時、終了時、或いはこれらの間の圧延の一部（一時点）において前記条件による圧延を行なってもよい。好ましくは、オーステナイト未再結晶温度域での圧延終了時において前記条件が満たされているように圧延を行う。オーステナイト未再結晶温度域での圧延終了時に前記条件が満たされていることで鋼板の特性がより高められる。

また、好ましくは、上記制御をオーステナイト未再結晶温度域での圧延開始前に行い、オーステナイト未再結晶温度域での圧延開始時から、或いは、前記圧延開始時より一定時間経過後から、前記条件による圧延を行う。より好ましくは、上記制御をオーステナイト未再結晶温度域での圧延開始前に行い、オーステナイト未再結晶温度域での圧延開始時から、或いは、前記圧延開始時より一定時間経過後から、前記圧延終了時までの間、前記条件による圧延を行う。

なお、前記鋼板の表裏面から加熱を行うための手段としては、特に制限されないが、例えば、雰囲気炉による加熱や、高周波による加熱等が挙げられる。また、前記鋼板表面の温度－板厚中央の温度の上限は、特に制限されないが、母材靱性の確保および材質均一性の観点からは、 80°C 以下が好ましく、 60°C 以下がより好ましい。

[0075] なお、オーステナイト未再結晶温度域での圧延は、板厚中央の温度が $A_{r_3} \sim A_{r_3} + 30^{\circ}\text{C}$ の範囲での累積圧下率が40%以上とすることが好ましい。より好ましくは $A_{r_3} \sim A_{r_3} + 20^{\circ}\text{C}$ の範囲での累積圧下率が40%以上であり、さらに好ましくは $A_{r_3} \sim A_{r_3} + 20^{\circ}\text{C}$ の範囲での累積圧下率が50%以上である。オーステナイト未再結晶温度域での圧延を終了する前に鋼板の表裏面から加熱し未結晶温度域での鋼板の板厚方向の温度分布を制御することで板厚中央の温度が A_{r_3} 点直上で圧延しても表層フェライトの生成を抑制することができる。ここで、 A_{r_3} 点（ A_{r_3} 変態点）は下記式を用いて算出した値を用いるものとする。

$$A r_3 \text{ 点 } (^{\circ}\text{C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 55Ni - 15Cr - 80Mo$$

ただし、上記式中のC、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Moは、前記各元素の含有量（質量％）を表し、含有しない元素は0とする。

また、上記オーステナイト再結晶温度域での圧延は、特に制限されないが、累積圧下率が10％以上であることが好ましい。より好ましくは、累積圧下率が15％以上である。

[0076] さらに、熱間圧延終了時における鋼板表面の温度と板厚中央の温度との温度差が5℃以内であることが好ましい。また、熱間圧延終了時における板厚中央の温度が $A r_3^{\circ}\text{C} \sim (A r_3 + 30)^{\circ}\text{C}$ であることが好ましい。これにより鋼板の特性がより高められる。

[0077] 圧延が終了した鋼板は、 $A r_3$ 点以上の温度から $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で 600°C 以下まで冷却することが好ましい。冷却速度を $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることで、圧延時に発達させた集合組織強度を保つことができる。

[0078] 圧延および冷却後に焼戻処理を行う場合は、 $A c_1$ 点以下で行うことが好ましい。焼戻処理が $A c_1$ 点以上の場合には、圧延時に発達させた集合組織を失うおそれがあるからである。

[0079] 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の表面温度からの伝熱計算より求める。また、圧延後の冷却条件における温度条件は、板厚中央の温度とする。本発明における高強度厚鋼板とは、引張り強さが 580MPa 以上の厚鋼板をいう。本発明における高強度厚鋼板は 600MPa 以上の引張り強さを有することが好ましい。本発明における高強度厚鋼板の板厚は、 50mm 超が好ましく、 55mm 以上がより好ましく、 60mm 以上がさらに好ましい。

[0080] また、本発明における高強度厚鋼板は、シャルピー衝撃試験による板厚中央の破面遷移温度が -60°C 以下（ $v T r s \leq -60^{\circ}\text{C}$ ）であることが好ましい。さらに、本発明における高強度厚鋼板は、シャルピー衝撃試験による鋼板表面から板厚方向に 5mm の位置の破面遷移温度が -60°C 以下（ $v T$

$r_s \leq -60^\circ\text{C}$) であることが好ましい。これにより、鋼板の特性がより高められる。なお、前記板厚中央の破面遷移温度および鋼板表面から板厚方向に 5 mm の位置の破面遷移温度の要件を満たす高強度厚鋼板を得るには、上述した板厚中央の温度が $A_{r_3} \sim A_{r_3} + 30^\circ\text{C}$ の範囲での累積圧下率を 45 % 以上とするか、または、板厚中央の温度が $A_{r_3} \sim A_{r_3} + 30^\circ\text{C}$ の範囲での累積圧下率が 45 % 未満の場合には、熱間圧延終了時における板厚中央の温度を 740°C 以下とすることが好ましい。

実施例

[0081] 次に、本発明の実施例について説明する。

表 1 に示す各成分組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材とし、表 2 に示す加熱温度で加熱し、板厚 55 ~ 100 mm に熱間圧延後、冷却を行い厚鋼板を得た。表 2 に熱間圧延条件と冷却条件を示す。熱間圧延中に、鋼板の表裏面から加熱を行い板厚方向の温度分布制御を行ったものについては、表 2 の圧延中の加熱有無に○を示した。前記加熱は、オーステナイト再結晶温度域での圧延終了後、オーステナイト未再結晶温度域での圧延開始前に行い、前記加熱後、30 秒以内にオーステナイト未再結晶温度域での圧延を開始した。なお、前記加熱を行わなかったものについては、表 2 の圧延中の加熱有無に×を示した。熱間圧延後は直ちに板厚中央の冷却速度が $2 \sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ で $350 \sim 500^\circ\text{C}$ の範囲まで冷却し、その後、放冷した。なお、前記鋼板の表裏面からの加熱は、雰囲気炉加熱装置により行った。また、表 1 の A_{r_3} は、前述したものと同様の計算式により求めた。

[0082]

[表1]

鋼 No.	成分(質量%)																			(1)式	Ceq	Ar ₃	備考	
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N	B	Ca	O	Nb	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Mg	Zr					REM
A	0.052	0.06	2.21	0.010	0.0015	0.016	0.035	0.0043	0.0016	0.0016	0.0026	0.014									0.32	0.42	717	発明例
B	0.049	0.09	2.16	0.009	0.0022	0.013	0.047	0.0035	0.0011	0.0025	0.0021										0.52	0.41	722	発明例
C	0.079	0.13	1.70	0.008	0.0016	0.015	0.040	0.0040	0.0008	0.0018	0.0016			0.55	0.22						0.57	0.44	716	発明例
D	0.071	0.12	1.90	0.012	0.0024	0.011	0.055	0.0050	0.0012	0.0021	0.0023	0.010									0.35	0.39	736	発明例
E	0.063	0.11	2.12	0.007	0.0019	0.008	0.051	0.0049	0.0013	0.0013	0.0018										0.28	0.42	721	発明例
F	0.040	0.16	2.32	0.009	0.0013	0.016	0.029	0.0059	0.0014	0.0014	0.0019										0.44	0.43	712	発明例
G	0.150	0.06	1.66	0.011	0.0021	0.024	0.046	0.0055	0.0014	0.0021	0.0018						0.012				0.49	0.43	731	発明例
H	0.068	0.10	2.15	0.009	0.0017	0.018	0.050	0.0061	0.0025	0.0016	0.0016										0.46	0.43	717	発明例
I	0.059	0.15	1.88	0.006	0.0030	0.016	0.060	0.0072	0.0022	0.0007	0.0014	0.016									0.09	0.37	741	発明例
J	0.076	0.08	1.95	0.009	0.0014	0.010	0.067	0.0030	0.0018	0.0010	0.0023	0.020									0.16	0.40	730	発明例
K	0.061	0.09	2.50	0.011	0.0009	0.020	0.016	0.0048	0.0014	0.0012	0.0025									0.0033	0.32	0.48	691	発明例
L	0.059	0.06	2.13	0.013	0.0010	0.013	0.051	0.0070	0.0012	0.0013	0.0022	0.022									0.43	0.41	721	発明例
M	0.030	0.17	2.70	0.012	0.0011	0.016	0.055	0.0051	0.0013	0.0005	0.0012	0.012									0.15	0.48	685	発明例
N	0.081	0.20	1.75	0.006	0.0017	0.009	0.042	0.0056	0.0012	0.0027	0.0021		0.02	0.33	0.20				0.0025		0.75	0.44	723	発明例
O	0.220	0.08	1.59	0.006	0.0010	0.014	0.033	0.0046	0.0021	0.0016	0.0022										0.60	0.49	715	比較例
P	0.056	0.06	1.99	0.007	0.0035	0.012	0.049	0.0038	0.0002	0.0011	0.0024										0.07	0.39	733	比較例
Q	0.071	0.14	1.99	0.006	0.0016	0.034	0.038	0.0038	0.0013	0.0015	0.0021										0.36	0.40	729	比較例
R	0.064	0.11	1.84	0.004	0.0014	0.003	0.026	0.0067	0.0016	0.0009	0.0020				0.24	0.16					0.17	0.45	727	比較例
S	0.073	0.18	2.00	0.009	0.0023	0.009	0.053	0.0024	0.0013	0.0018	0.0016										0.40	0.41	727	比較例
T	0.034	0.24	3.12	0.008	0.0016	0.015	0.044	0.0068	0.0007	0.0013	0.0019										0.32	0.55	650	比較例
U	0.072	0.09	2.16	0.008	0.0011	0.017	0.020	0.0054	0.0015	0.0024	0.0016										1.17	0.43	715	比較例
V	0.064	0.16	1.70	0.011	0.0018	0.015	0.036	0.0057	0.0016	0.0015	0.0020							0.0013			0.33	0.35	754	比較例

下線は本発明の範囲外

(1)式: [(Ca-(0.18+130×Ca)×O)/(1.25)]/S
Ce_{eq}=C+Mn/(6+(Cr+Ni)/15)+(Gr+Mo+V)/5

下線は本発明の範囲外

(1)式: $[(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25] / S$
 $Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$

[0083] [表2]

鋼板 No.	鋼 No.	板厚 (mm)	加熱・圧延・冷却条件								備考
			加熱温度 (℃)	圧延中の 加熱有無	未再結晶圧延開 始時の(鋼板表 面の温度-板厚 中央の温度)(℃)	A _{r3} ~A _{r3} +30℃ の累積圧下率 (%)	圧延終了時の (鋼板表面-板 厚中央の温 度)(℃)	圧延終了時 の板厚中央 の温度(℃)	圧延終了後 の冷却速度 (℃/s)	冷却停止 温度 (℃)	
1	A	80	1115	○	-26	53	-3	728	3.5	450	発明例
2	A	75	1079	○	-10	55	-5	741	4.0	400	発明例
3	A	75	945	○	-34	38	2	733	2.6	350	比較例
4	B	80	1089	○	-22	49	-3	746	5.0	400	発明例
5	B	80	1220	○	-23	45	-1	731	5.3	420	比較例
6	B	80	1041	×	-48 ^{*1}	60	-36	734	4.4	400	比較例
7	C	75	1016	○	-27	46	-4	719	6.4	460	発明例
8	C	75	1116	○	5	43	-3	727	7.0	480	発明例
9	C	65	1030	○	-38	57	-5	742	3.5	430	発明例
10	D	90	1164	○	-20	59	2	754	3.1	410	発明例
11	E	100	1130	○	-31	60	-2	734	2.5	350	発明例
12	F	90	1098	○	-29	48	-5	726	3.3	450	発明例
13	G	60	1087	○	-30	56	-1	749	4.2	430	発明例
14	H	55	1141	○	-24	51	-3	731	9.5	500	発明例
15	I	75	1067	○	-26	60	-4	763	6.5	360	発明例
16	J	85	1150	○	-11	53	-3	741	5.1	460	発明例
17	K	75	1072	○	-25	46	-2	703	6.6	370	発明例
18	L	70	1119	○	-21	60	-4	734	4.8	430	発明例
19	M	65	1178	○	-23	48	-3	693	7.2	420	発明例
20	N	65	1056	○	-26	54	1	728	6.1	450	発明例
21	N	70	1079	×	-55 ^{*1}	39	-29	725	7.8	350	比較例
22	O	65	1121	○	-33	46	-4	733	6.4	350	比較例
23	P	75	1045	○	-29	54	-5	752	4.4	350	比較例
24	Q	75	1141	○	-24	61	2	736	6.2	410	比較例
25	R	70	1158	○	-26	55	-4	729	2.0	450	比較例
26	S	80	1113	○	-15	51	-3	735	4.5	430	比較例
27	T	80	1169	○	-34	47	-1	662	3.7	410	比較例
28	U	65	1028	○	-25	52	-4	731	4.6	390	比較例
29	V	85	1068	○	-29	50	-3	768	3.7	380	比較例
30	I	80	1086	○	11	45	7	794	2.6	390	比較例
31	M	70	1145	○	-6	62	-4	746	3.7	420	比較例
32	J	80	1073	○	-37	43	3	744	2.9	410	発明例

下線は本発明の範囲外

* 1) 未再結晶温度域で、鋼板表面の温度－板厚中央の温度 $\geq -40^{\circ}\text{C}$ の条件を満たす圧延を行っていない。

[0084] 得られた厚鋼板について、板厚1/4の位置より、Φ14のJIS 14 A号試験片を採取し、引張試験を行い、降伏強度（YS）、引張強さ（TS）を測定した。

[0085] また、板厚中央の破面遷移温度（vTrs）については、板厚1/2位置より、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、 $-20^{\circ}\text{C} \sim -100^{\circ}\text{C}$ におけるシャルピー吸収エネルギーおよびその脆性破面率を測定し、脆性－延

性破面遷移温度($v T r s$) (°C) を求めた。

鋼板表面から板厚方向に 5 mm の位置 (表 3 中に「表層部」と記載) の破面遷移温度 ($v T r s$) については、鋼板の表面に形成されているスケール (黒皮) を除去した後、該鋼板の表面から、J I S 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た。すなわち、前記試験片の厚さは 10 mm であるから、前記試験片における測定位置は、該試験片の厚さ方向の中心位置、すなわち、鋼板表面から板厚方向に 5 mm の位置となる。この試験片に対してシャルピー衝撃試験を行って、 $-20^{\circ}\text{C} \sim -100^{\circ}\text{C}$ におけるシャルピー吸収エネルギーおよびその脆性破面率を測定し、鋼板表面から板厚方向に 5 mm の位置の脆性-延性破面遷移温度 ($v T r s$) (°C) を求めた。

[0086] また、厚鋼板の集合組織を評価するため、板厚中央の板面に平行な面における (211) 面 X 線強度比と (222) 面 X 線強度比、および鋼板表面の板面に平行な面における (211) 面 X 線強度比を測定した。

測定方法はまず、板厚表層下 0.5 mm あるいは板厚中央から板厚 1 mm のサンプルを採取し、板面に平行な面を機械研磨・電解研磨することにより、X 線回折用の試験片を用意する。なお、板厚表層部の場合には、最表面に近い方の面を研磨するものとする。この試験片を用いて、Mo 線源を用いて X 線回折装置を使用して、X 線回折測定を実施し、(211) 面 X 線強度比および (222) 面 X 線強度比を求めた。

[0087] 次に、脆性亀裂伝播停止特性を評価するため、温度勾配型 E S S O 試験を行い、 -10°C における $K c a$ 値 (以下、 $K c a (-10^{\circ}\text{C}) \text{ N/mm}^{3/2}$ とも記す) を求めた。 $K c a (-10^{\circ}\text{C}) \text{ N/mm}^{3/2}$ が $6000 \text{ N/mm}^{3/2}$ 以上であれば脆性亀裂伝播停止特性に優れると評価できる。

[0088] さらに、各厚鋼板から採取した継手用試験板に、V 開先を施し、エレクトロガスアーク溶接により大入熱溶接継手を作製した。この際の入熱量 (kJ/cm) を表 3 に示す。また、得られた大入熱溶接継手から切欠位置をボンド部とする J I S 4 号衝撃試験片を採取し、試験温度 -40°C でシャルピー

衝撃試験を実施し、同一条件で実施した試験片 3 本の吸収エネルギーの平均値を吸収エネルギー vE_{-40} (J) として求めた。この吸収エネルギー vE_{-40} (J) が 80 J 以上であれば前記継手の靱性に優れると評価できる。

[0089] 表 3 にこれらの試験結果を示す。

[0090] [表3]

鋼板 No.	鋼 No.	YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs(°C)		X線強度比			K _{IC} (-10°C) (N/mm ^{3/2})	入熱量 (kJ/cm)	溶接部 の靱性 vE ₄₀ (J)	備考
				表層部	1/2t部	鋼板表面 (211)面	板厚中央 (211)面	板厚中央 (222)面				
1	A	522	635	-65	-72	1.7	2.6	1.9	6800	628	112	発明例
2	A	497	611	-88	-81	1.6	2.4	1.7	7800	601	115	発明例
3	A	442	568	-44	-38	1.2	2.1	2.2	5800	574	109	比較例
4	B	501	620	-86	-75	1.5	2.5	1.8	7100	631	116	発明例
5	B	512	633	-31	-39	1.4	1.4	2.4	5500	609	114	比較例
6	B	498	625	-34	-64	1.5	1.4	2.7	5600	611	110	比較例
7	C	533	641	-79	-76	1.6	2.7	1.8	7300	577	94	発明例
8	C	526	619	-82	-71	1.6	2.3	1.9	7700	581	95	発明例
9	C	503	605	-71	-65	1.6	2.4	1.8	6500	488	89	発明例
10	D	506	612	-76	-69	1.5	1.9	2.2	6400	751	102	発明例
11	E	532	617	-73	-76	1.7	2.5	1.8	6700	852	105	発明例
12	F	497	598	-75	-70	1.6	2.0	1.9	6900	762	98	発明例
13	G	568	702	-68	-64	1.7	2.2	2.1	6800	406	89	発明例
14	H	602	718	-82	-78	1.9	2.5	2.2	7300	330	95	発明例
15	I	514	637	-74	-81	1.7	2.5	2.1	7200	534	102	発明例
16	J	551	640	-88	-68	1.7	2.6	2.0	6500	668	91	発明例
17	K	510	624	-70	-71	1.5	2.2	2.2	7200	571	85	発明例
18	L	541	643	-76	-73	1.6	2.6	1.9	6800	456	82	発明例
19	M	562	670	-68	-66	1.6	2.4	1.8	6400	418	92	発明例
20	N	516	608	-89	-74	1.7	2.6	1.9	7100	446	85	発明例
21	N	542	674	-41	-37	1.7	1.4	2.6	5500	476	79	比較例
22	O	528	654	-81	-70	1.6	2.4	2.1	6400	412	12	比較例
23	P	446	571	-28	-39	1.4	1.4	2.7	5600	554	35	比較例
24	Q	524	631	-74	-68	1.5	1.9	2.2	6300	513	33	比較例
25	R	439	556	-29	-41	1.7	1.4	2.4	5800	497	18	比較例
26	S	531	638	-73	-69	1.7	2.3	1.8	6400	615	15	比較例
27	T	578	712	-66	-65	1.9	2.8	1.7	6700	655	12	比較例
28	U	548	671	-71	-77	1.7	2.6	1.8	6800	425	23	比較例
29	V	412	511	-48	-56	1.4	1.3	2.7	5900	688	116	比較例
30	W	435	624	-71	-65	0.7	1.4	2.7	4500	630	108	比較例
31	M	512	722	-68	-62	1.0	1.2	2.6	5200	472	97	比較例
32	J	507	638	-67	-57	1.3	1.8	2.2	6000	427	113	発明例

下線は本発明の範囲外

[0091] 表 3 に示された結果から、本発明例では、板厚中央の板面に平行な面における (2 1 1) 面 X 線強度比が 1.5 以上、鋼板表面の板面に平行な面における (2 1 1) 面 X 線強度比が 1.2 以上であり、板厚中央の板面に平行な

面における(222)面X線強度比が2.5以下であるとともに、 $Kca(-10^{\circ}C)$ $N/mm^{3/2}$ が6000 $N/mm^{3/2}$ 以上と優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られ、さらに溶接継手ボンド部のシャルピー吸収エネルギーが80 J以上と優れた継手靱性を有することが分かる。

[0092] 一方、本発明を外れる厚鋼板No. 3、5、6、21～31の場合、成分組成、板厚中央の板面に平行な面における(211)面X線強度比、(222)面X線強度比、鋼板表面の板面に平行な面における(211)面X線強度比、引張り強さのいずれか1つ以上が本発明の規定を満たしておらず、 $Kca(-10^{\circ}C)$ $N/mm^{3/2}$ 、吸収エネルギー vE_{40} (J)のいずれか1つ以上で必要な特性が得られていない。具体的には、 $Kca(-10^{\circ}C)$ が6000 $N/mm^{3/2}$ 未満となるか、 vE_{40} (J)が80 J未満となり、必要な特性が得られていない。

請求の範囲

[請求項1]

成分組成が、質量％で、

C : 0.03～0.20％、

Si : 0.01～0.30％、

Mn : 1.5～3.0％、

P : 0.02％以下、

S : 0.0005～0.01％、

Ti : 0.005～0.030％、

Al : 0.005～0.080％、

N : 0.0025～0.0075％、

Ca : 0.0003～0.0030％、

B : 0.0003～0.0030％、

O : 0.0030％以下を含有し、かつ、Ca、O、Sが下記（１）式を満足し、下記（２）式で定義される Ceq が0.36～0.50の範囲にあり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

鋼板表面の板面に平行な面における（２１１）面X線強度比が1.2以上、板厚中央の板面に平行な面における（２１１）面X線強度比が1.5以上かつ（２２２）面X線強度比が2.5以下であり、

300kJ/cm超の入熱量で溶接した溶接継手ボンド部の－40℃におけるシャルピー吸収エネルギー（ vE_{-40} ）が80J以上であり、ESSO試験による－10℃における Kca 値（ $Kca(-10℃)$ ）が6000N/mm^{3/2}以上であり、引張り強さが580MPa以上であり、板厚が50mm超である、高強度厚鋼板。

$$0 < [(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25] / S < 1 \quad \dots (1)$$

$$Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5 \quad \dots (2)$$

ただし、上記（１）式および（２）式における各元素記号は各元素の

含有量（質量％）を表し、含有しない元素は0とする。

[請求項2] シャルピー衝撃試験による板厚中央の破面遷移温度（ $v T r s$ ）が -60°C 以下である、請求項1に記載の高強度厚鋼板。

[請求項3] シャルピー衝撃試験による鋼板表面から板厚方向に5 mmの位置の破面遷移温度（ $v T r s$ ）が -60°C 以下である、請求項1または2に記載の高強度厚鋼板。

[請求項4] 成分組成が、さらに、質量％で、
Nb : 0.003～0.040％、
Cu : 0.01～0.5％、
Ni : 0.01～2.0％、
Cr : 0.01～0.5％、
Mo : 0.01～0.5％のなかから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1～3のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[請求項5] 成分組成が、さらに、質量％で、
V : 0.001～0.10％、
Mg : 0.0005～0.0050％、
Zr : 0.0005～0.0200％、
REM : 0.0005～0.0200％のなかから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1～4のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[請求項6] 請求項1～5のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板の製造方法であって、前記成分組成を有する鋼素材を、 $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱したのち、板厚中央が、オーステナイト再結晶温度域、次いで、オーステナイト未再結晶温度域で熱間圧延を行い、前記熱間圧延の途中で、鋼板の表裏面から加熱を行い、少なくとも前記オーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延の一部を、鋼板表面の温度－板厚中央の温度 $\geq -40^{\circ}\text{C}$ となる条件で行うように板厚方向の温度分布を制御し、

熱間圧延終了時における鋼板表面の温度と板厚中央の温度との温度差を 5°C 以内とし、かつ、板厚中央の温度を $A r_3^{\circ}\text{C} \sim (A r_3 + 30)^{\circ}\text{C}$ とする、高強度厚鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/027356

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)

C22C38/00-38/60, 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 2013-151743 A (JFE Steel Corp.), 08 August 2013 (08.08.2013), (Family: none)	1-6
A	JP 2010-047805 A (JFE Steel Corp.), 04 March 2010 (04.03.2010), (Family: none)	1-6
A	JP 2008-169467 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), (Family: none)	1-6
A	JP 2013-151732 A (JFE Steel Corp.), 08 August 2013 (08.08.2013), & EP 2799584 A1	1-6

☒ 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

"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
01 September 2017 (01.09.17)

Date of mailing of the international search report
12 September 2017 (12.09.17)

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/JP2017/027356

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 2012/002481 A1 (Nippon Steel Corp.), 05 January 2012 (05.01.2012), & US 2013/0092295 A1 & EP 2589673 A1	1-6
A	WO 2014/155439 A1 (JFE Steel Corp.), 02 October 2014 (02.10.2014), & KR 10-2015-0119281 A & CN 105102651 A & TW 201502282 A	1-6
A	JP 2009-287086 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 10 December 2009 (10.12.2009), (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

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（I P C））

Int.Cl. 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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 7 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 7 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 7 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 2013-151743 A（J F E スチール株式会社）2013.08.08,（ファミリーなし）	1-6
A	JP 2010-047805 A（J F E スチール株式会社）2010.03.04,（ファミリーなし）	1-6
A	JP 2008-169467 A（新日本製鐵株式会社）2008.07.24,（ファミリーなし）	1-6

☒ 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

0 1 . 0 9 . 2 0 1 7

国際調査報告の発送日

1 2 . 0 9 . 2 0 1 7

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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）

太田 一平

4 K

3 8 4 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

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 2013-151732 A (J F E スチール株式会社) 2013. 08. 08, & EP 2799584 A1	1-6
A	WO 2012/002481 A1 (新日本製鐵株式会社) 2012. 01. 05, & US 2013/0092295 A1 & EP 2589673 A1	1-6
A	WO 2014/155439 A1 (J F E スチール株式会社) 2014. 10. 02, & KR 10-2015-0119281 A & CN 105102651 A & TW 201502282 A	1-6
A	JP 2009-287086 A (住友金属工業株式会社) 2009. 12. 10, (ファミリーなし)	1-6