

(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
2016年9月15日(15.09.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/143345 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/14 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/001311
- (22) 国際出願日: 2016年3月9日(09.03.2016)
- (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 2015-049371 2015年3月12日(12.03.2015) 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 商事ビル6階 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, 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, KN, KP, KR, 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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH THICK STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 高強度極厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a high-strength thick steel sheet having a sheet thickness of not smaller than 70 mm and excellent brittle crack propagation arrest characteristics, and a method for manufacturing the high-strength thick steel sheet. The high-strength thick steel sheet having excellent brittle crack propagation arrest characteristics has a component composition of containing, in mass%, C by 0.03-0.20%, Si by 0.03-0.5%, Mn by 0.5-2.2%, P by not more than 0.01%, S by not more than 0.005%, Ti by 0.005-0.03%, Al by 0.005-0.080%, Ni by 0.1-1.5%, and N by not more than 0.0050%, wherein the C_{eq} defined by formula (1) is not lower than 0.39, and the remaining portion is Fe and unavoidable impurities. The high-strength thick steel sheet has: an aggregate structure in which the (211) plane integration degree is not lower than 1.7 on the rolled surface at the center of the sheet in the thickness direction and the (200) plane integration degree is not lower than 1.3 on the rolled surface at the surface; toughness measured using a JIS type 4 impact test specimen of $vTrs$: $-40^{\circ}C$ max., said specimen collected from a position at 1/4 of the sheet thickness; and a toughness measured using a JIS type 4 impact test specimen of $vTrs$: $-60^{\circ}C$ max., said specimen collected at the surface.

(57) 要約: 板厚が70mm以上、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。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%、Ni: 0.1~1.5%およびN: 0.0050%以下を含有し、下記式(1)で定義される C_{eq} : 0.39以上であり、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1.7以上であり、表面における圧延面での(200)面集積度が1.3以上である集合組織と、を有し、板厚1/4位置から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs$: $-40^{\circ}C$ 以下であり、表面から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs$: $-60^{\circ}C$ である脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板とする。

WO 2016/143345 A1

明 細 書

発明の名称： 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る、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、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、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] 上掲特許文献 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る。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。

[0010] また、同時に製造方法として、上掲特許文献 1 には、熱間圧延後の制御冷却によって表層部を A_{r3} 温度以下に冷却した後、制御冷却を停止して表層部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。

[0011] 特許文献 2 では、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： $5\mu\text{m}$ 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が記載されている。また、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。

[0012] 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。

[0013] 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。

[0014] 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。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。

[0015] 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 μ m以上の粗大粒を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。

[0016] 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、所定の圧延面における（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、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。

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2 6 5 9 6 6 1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、pp 359－362

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0019] 上掲特許文献1、2に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた鋼板の発明では、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、特許文献1、2に記載の技術は、実生産規模での制御が容易でなく、特に板厚が70mm以上の厚肉材製造では圧延、冷却設備への負荷が大きいプロセスである。

[0020] 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を報告している。

[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3000N／mm^{3/2}に満たない結果を示しており、非特許文献1は、50mmを超える板厚の鋼板を適用した船体構造の場合、安全性確保が十分とまではいえないことを示唆している。

[0022] また、上述した特許文献1～5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、船体構造において必要な、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。

[0023] 本発明は、上記した問題を有利に解決するもので、特に、板厚が70mm以上、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

[0024] 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1.7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1.3以上とする集合組織を有し、靱性（ $vTrs$ ）が -60°C 以下である場合に、極めて優れた脆性き裂伝播停止特性が得られることを知見した。

[0025] 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。

[0026] [1] 板厚：70mm以上の高強度極厚鋼板であって、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％、Ni：0.1～1.5％およびN：0.0050％以下を含有し、下記式（1）で定義される Ceq ：0.39以上であり、残部がFeおよび不可避免の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1.7以上であり、表面における圧延面での(200)面集積度が1.3以上である集合組織と、を有し、板厚1/4位置から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs$ ： -40°C 以下であり、表面から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs \leq -60^{\circ}\text{C}$ である脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板。

$$Ceq = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \quad (1)$$

（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：0.1～1.0％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。

[0027] 〔３〕前記成分組成は、さらに質量％で、 $Mo : 0.01 \sim 0.5\%$ 、 $V : 0.001 \sim 0.10\%$ 、 $B : 0.0030\%$ 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。

[0028] 〔４〕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であって、〔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、板厚中央がオーステナイト再結晶温度域のときの累積圧下率：１０％以上、板厚中央がオーステナイト未再結晶温度域のときの累積圧下率：５０％以上、表面が A_{r3} 温度以下かつ板厚中央温度が A_{r3} 温度以上の温度域のときの累積圧下率１０％以上の条件で熱間圧延を行った後、 $0.5^{\circ}C/s$ 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か、又は $0.5^{\circ}C/s$ 以上の冷却速度にて４００℃以下の冷却停止温度まで冷却して冷却後 A_{c1} 温度以下の温度に焼戻す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

[0029] 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ので、本発明の高強度極厚鋼板は、板厚：７０ｍｍ以上であっても、脆性き裂伝播停止特性に優れる。例えば、本発明の高強度極厚鋼板を、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。このように、本発明は、産業上極めて有用である。

[0030] また、本発明の製造方法によれば、上記の有用な高強度極厚鋼板を、圧延条件を最適化することで製造できる。本発明の高強度極厚鋼板は、工業的に極めて簡易なプロセスで、安定して製造し得る。

[0031] また、本発明の高強度極厚鋼板は、上記の通り、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。

発明を実施するための形態

[0032] 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。

[0033] <成分組成>

本発明の高強度極厚鋼板は、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%、Ni：0.1～1.5%およびN：0.0050%以下を含有し、下記式（1）で定義される C_{eq} ：0.39以上である。

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

ここで、式（1）における元素記号は各元素の含有量（質量%）を意味し、含有しない場合は0とする。

[0034] また、上記成分以外に選択元素として、さらに質量%で、Nb：0.005～0.05%、Cu：0.1～1.0%およびCr：0.01～0.5%の1種または2種以上、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種以上を含有してもよい。

[0035] 上記必須成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0036] 以下、各成分について説明する。本明細書において成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0037] 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、下限について好ましいC含有量は0.05%以上であり、上限について好ましいC含有量は0.15%以下である。

[0038] 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。従って、その含有量を 0.03 ~ 0.5 % の範囲とする。

[0039] 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 % とする。

[0040] P : 0.01 % 以下、S : 0.005 % 以下

P、S は、鋼中の不可避免的不純物である。これらの含有量が多くなると靱性が劣化する。板厚 : 70 mm 以上の鋼板において、良好な靱性を保つためには、P 含有量は 0.01 % 以下、S 含有量は 0.005 % 以下に抑制する。なお、それぞれ 0.006 % 以下、0.003 % 以下がより望ましい範囲である。

[0041] 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 % 以上にすることによって得られる。また、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。そこで、Ti 含有量は 0.005 ~ 0.03 % とする。

[0042] Al : 0.005 ~ 0.080 %

Al は、脱酸剤として作用し、Al を脱酸剤として用いるためには Al 含有量を 0.005 % 以上にすることが必要である。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 % の範囲に規定した。なお、下限について好ましい Al 含有量は、0.020 以上であり、上限について好ましい Al 含有量は 0.040 % 以下である。

[0043] Ni : 0.1 ~ 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、いずれも、Ni 含有量を 0.1 % 以上にすることによって発揮される。また、過度の Ni 含有は靱性や溶接性を劣化させる。板厚 : 70 mm 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 0.1 ~ 1.5 % とする。

[0044] 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 % 以上にすることが好ましい。また、N 含有量が 0.0050 % を超えると靱性が劣化する。そこで、N 含有量は 0.0050 % 以下とする。

[0045] 以上が本発明の基本成分組成で残部は、Fe 及び不可避免の不純物である。本発明では、さらに特性を向上させるため、Nb、Cu、Cr、Mo、V、B、Ca、REM の一種または二種以上を含有することが可能である。なお、以下の任意成分において、下限値を特定した成分があるが、この下限値未満の場合には本発明の効果を害さないため、任意元素が下限値未満で含まれる場合にこの任意元素は不可避免の不純物として含まれるとする。

[0046] 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、その含有量を 0.05 % 以下とするのが好ましい。

[0047] Cu : 0.1 ~ 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。この元素含有による上記効果は、0.1%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。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、Cu含有量は0.1～1.0%とすることが好ましい。

[0048] 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。この元素含有による上記効果は、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。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。

[0049] 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。上記効果は、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。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。

[0050] 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。

[0051] 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ので、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。

[0052] 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、含有量の上限をそれぞれ0.0050%、0.0100%とするのが好ましい。

[0053] Ceq : 0.39以上

本発明に係る高強度極厚鋼板では、上記各成分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Ceqを0.39以上に調整する。Ceq<0.39であると、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、Ceqの上限は特に限定されないが溶接性を確保するため、Ceqは0.51以下であることが好ましい。

$$Ceq = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \quad (1)$$

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。

[0054] <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1.7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1.3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。

[0055] <靱性>

本発明では、板厚 1 / 4 位置から採取した J I S 4 号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $v T r s : -40^{\circ}C$ 以下であり、表面から採取した J I S 4 号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $v T r s \leq -60^{\circ}C$ である。特定の位置の靱性が上記範囲にあることで、脆性き裂伝播停止特性が改善する。

[0056] また、上記の成分組成の調整や集合組織や特定の位置での靱性の制御により、本発明の高強度極厚鋼板は、高強度及び高靱性（脆性き裂伝播停止特性等）を満たす。

[0057] また、70mm以上の厚みであっても、本発明の高強度極厚鋼板は、脆性き裂伝播停止特性に優れる等の上記効果を有する。

[0058] <製造方法>

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

[0059] 加熱温度が $1000^{\circ}C$ 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 $1200^{\circ}C$ 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、 $1000 \sim 1200^{\circ}C$ 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 $1000 \sim 1150^{\circ}C$ である。なお、鋼素材の温度は鋼板の板厚中央温度を意味する。

[0060] 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 ($v T r s$) : $-40^{\circ}C$ 以下が達成される。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： -40°C 以下が達成されない。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を10%以上である。

[0061] 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にあるときの累積圧下率：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、板厚中央位置における圧延面での(211)面集積度が1.7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位置における圧延面での(211)面集積度が1.7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、上記累積圧下率は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°C 未満 700°C 以上に含まれる温度域での累積圧下率を50%以上である。

[0062] さらに、本発明では、熱間圧延において、表面が A_{r3} 温度以下かつ板厚中央温度が A_{r3} 温度以上の温度域にあるときに、累積圧下率10%以上の圧下を行う。この条件により、表面の圧延面での(200)面集積度が1.3以上、表面から採取した試験片を用いて測定した靱性(vTrs)が -60°C 以下の組織が得られる。表面がこの温度域のときに累積圧下率が10%未満であると所望の集合組織および靱性が得られない。ここで、 A_{r3} は、 A_{r3} 温度 $=910-310\text{C}-80\text{Mn}-20\text{Cu}-15\text{Cr}-55\text{Ni}-80\text{Mo}$ （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）で表される。なお、表面の温度が A_{r3} 温度以下の中で圧延に好適な温度域は $A_{r3}\sim A_{r3}-80^{\circ}\text{C}$ である。また、板厚中央温度が A_{r3} 温度以上の中で、圧延に好適な温度域は $A_{r3}+80^{\circ}\text{C}\sim A_{r3}^{\circ}\text{C}$ である。

[0063] なお、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。

[0064] 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°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1.7以上を確保することができない。

[0065] 圧延および冷却後に焼戻処理を行う場合は、直前の冷却での冷却停止温度を 400°C 以下にするとともに、板厚中央温度が A_{c1} 温度以下で焼戻処理を行うことが必要である。焼戻処理が A_{c1} 温度超えの場合には、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、 A_{c1} は、 $A_{c1}\text{温度} = 751 - 26.6\text{C} + 17.6\text{Si} - 11.6\text{Mn} - 169\text{Al} - 23\text{Cu} - 23\text{Ni} + 24.1\text{Cr} + 22.5\text{Mo} + 233\text{Nb} - 39.7\text{V} - 5.7\text{Ti} - 895\text{B}$ （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）で表される。

[0066] なお、以上の説明において、板厚中央温度は、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、板厚中央温度とし、冷却速度も板厚中央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

[0067] 次に、本発明の実施例について説明する。

[0068] 表1に示す各成分組成の溶鋼（鋼記号：1～19）を、転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材とし、板厚：70～120mmに熱間圧延後、冷却を行いNo. 1～27の供試鋼を得た。表2に加熱条件、熱間圧延条件と冷却条件を示す。また、焼戻しを行ったものについては焼戻温度も示した。

[0069]

[表1]

表1

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	Cu	Ni	Cr	Mo	N	B	Ca	REM	Ceq
1	0.06	0.16	1.96	0.006	0.002	0.031	0.025	0.011		0.36	0.45	0.19		0.0029				0.479
2	0.15	0.22	1.79	0.005	0.003	0.048		0.008			0.35			0.0033				0.472
3	0.08	0.31	1.85	0.008	0.005	0.070	0.013	0.014			1.30			0.0047				0.475
4	0.09	0.19	1.72	0.007	0.002	0.059	0.022	0.027	0.04		0.39		0.12	0.0033		0.0020		0.435
5	0.10	0.06	1.68	0.006	0.004	0.040		0.014		0.29	0.38	0.08		0.0041				0.441
6	0.08	0.11	1.60	0.009	0.003	0.042	0.027	0.009		0.32	0.39			0.0015	0.0015			0.394
7	0.09	0.21	1.56	0.004	0.004	0.071		0.015			0.30	0.10		0.0027				0.390
8	0.04	0.34	2.05	0.006	0.004	0.050	0.019	0.019		0.75	0.18		0.12	0.0044			0.0030	0.468
9	0.08	0.15	1.93	0.009	0.003	0.063		0.010	0.08		0.25	0.25		0.0038		0.0034		0.484
10	0.03	0.22	2.11	0.007	0.002	0.052	0.034	0.012		0.21	1.25			0.0022	0.0022			0.479
11	0.26	0.14	1.21	0.008	0.004	0.044		0.021			0.30			0.0043				0.482
12	0.04	0.15	2.01	0.006	0.003	0.056	0.021	0.110			1.20			0.0029				0.455
13	0.12	0.29	1.77	0.007	0.003	0.050	0.067	0.011			0.39	0.18		0.0034				0.477
14	0.10	0.15	1.48	0.009	0.012	0.039		0.020			0.80	0.68		0.0037				0.536
15	0.07	0.25	1.61	0.008	0.004	0.042		0.024	0.06		1.90			0.0086				0.477
16	0.18	0.05	1.55	0.080	0.003	0.029		0.017			0.52			0.0042	0.0012		0.0080	0.473
17	0.09	0.30	1.35	0.007	0.003	0.130	0.024	0.013		1.06	0.90			0.0031		0.0041		0.446
18	0.07	0.29	1.56	0.006	0.002	0.040		0.018		0.15	0.35			0.0028				0.363
19	0.07	0.18	1.95	0.005	0.002	0.035		0.015	0.03		0.45		0.22	0.0029		0.0019		0.475

注0: 太字斜体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)

[0070] [表2]

表2

製造 No.	鋼記号	板厚 (mm)	加熱・圧延・冷却条件					焼戻温度 (℃)	
			加熱 温度 (℃)	板厚中央		表面			
				再結晶オース テナイト域 累積圧下率 (%)	未再結晶オース テナイト域 累積圧下率 (%)	Ar ₃ 温度以下(中央 はAr ₃ 温度以上)の 累積圧下率(%)	冷却 速度 (℃/s)		冷却停止 温度 (℃)
1	1	100	1100	19	60	20	2.3	380	-
2	2	90	1150	25	52	15	4.1	410	-
3	3	110	1070	19	56	23	1.9	290	-
4	4	100	1180	15	62	23	2.2	370	-
5	5	70	1030	29	55	19	6.3	450	-
6	6	110	1070	11	60	23	2.0	360	-
7	7	100	1030	19	60	22	2.4	370	-
8	8	80	1100	30	62	25	4.8	350	-
9	9	90	1150	33	55	19	4.0	220	500
10	10	120	1050	14	55	21	0.9	330	-
11	11	80	1180	36	50	14	5.0	360	-
12	12	90	1120	20	55	23	4.2	380	-
13	13	70	1100	29	55	13	6.7	250	-
14	14	120	1170	14	55	24	0.9	320	-
15	15	90	1150	28	50	14	3.9	380	-
16	16	100	1050	28	55	25	2.8	300	-
17	17	100	1120	28	55	24	2.0	350	-
18	18	90	1090	24	62	25	4.6	360	-
19	3	100	1070	5	52	14	2.1	330	-
20	5	80	1050	48	30	20	6.0	360	-
21	9	90	1300	20	55	24	5.3	320	-
23	7	80	1150	20	60	23	5.1	600	-
24	6	70	1120	30	60	24	7.1	100	800
25	7	90	1100	28	50	25	0.7	340	-
26	1	100	1170	23	58	7	2.2	360	-
27	19	100	1150	19	60	19	2.4	400	-

注1:太字斜体は本発明範囲外であることを示す

[0071] 得られた鋼板について、板厚1/4位置より、Φ14のJIS 14A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。YSが390MPa以上、TSが510MPa以上のものを良好と評価した。

[0072] 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、破面遷移温度(vTrs)を求めた。1/4位置のvTrsが-40℃以下、表面のvTrsが-60℃以下のものを良好とした。

[0073] 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(極表面から表面下1mmの範囲)における(200)面集積度を測定した。

[0074] 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。

[0075] 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℃におけるKca値(以下、Kca(-10℃)N/mm^{3/2}とも記す)を求めた。Kca(-10℃)が6000N/mm^{3/2}以上のものを良好とした。

[0076] 表3にこれらの試験結果を示す。

[0077]

[表3]

表3

製造 No.	鋼記号	板厚 (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	板厚1/4 位置 vTrs(°C)	板厚中央 (211)面 面集積度	表面 (200)面 面集積度	表面 vTrs(°C)	Koa(- 10°C) (N/mm ^{3/2})
1	1	100	499	607	-75	2.1	1.6	-100	8500
2	2	90	492	603	-75	2.2	1.4	-75	7600
3	3	110	487	599	-70	2.0	1.8	-95	7400
4	4	100	474	584	-80	2.2	1.7	-110	8700
5	5	70	489	591	-85	2.6	1.5	-80	9100
6	6	110	441	555	-75	2.0	1.8	-95	7100
7	7	100	433	541	-75	2.1	1.7	-100	7900
8	8	80	511	620	-85	2.4	1.9	-100	8900
9	9	90	506	606	-70	2.3	1.5	-80	7500
10	10	120	471	582	-60	2.0	1.6	-110	6400
11	11	80	489	598	-30	1.9	1.3	-70	4600
12	12	90	479	591	-35	2.0	1.7	-100	4100
13	13	70	522	639	-15	2.3	1.3	-75	3900
14	14	120	544	631	-5	1.8	1.9	-75	1900
15	15	90	493	607	-25	2.2	1.3	-70	3100
16	16	100	485	596	-20	1.9	1.9	-80	2600
17	17	100	475	591	-30	2.1	1.9	-80	2500
18	18	90	372	495	-80	2.3	1.9	-80	8100
19	3	100	491	604	-35	1.8	1.3	-70	2100
20	5	80	478	582	-5	1.5	1.6	-70	1800
21	9	90	497	611	-10	2.2	1.9	-70	2600
23	7	80	385	502	-80	1.3	1.8	-80	3200
24	6	70	372	499	-85	1.1	1.8	-75	3700
25	7	90	389	496	-75	1.5	1.9	-70	3000
26	1	100	498	606	-75	2.2	1.0	-45	5500
27	19	100	495	599	-75	2.2	1.7	-95	8300

注:太字斜体は本発明範囲外であることを示す

[0078] 表3に示された結果から、本発明に従う供試鋼No. 1~10、27の場合、板厚中央における圧延面での(211)面集積度が1.7以上で、かつ鋼板表面における圧延面での(200)面集積度が1.3以上の集合組織を有し、靱性が(vTrs) -60°C以下であり、板厚1/4位置におけるシ

シャルピー破面遷移温度が -40°C 以下であり、 $K_{ca}(-10^{\circ}\text{C})$ が $6000\text{ N/mm}^{3/2}$ 以上と優れた脆性き裂伝播停止特性が得られた。

[0079] 一方、本発明を外れる供試鋼No. 11～26（No. 18除く）の場合、上記のいずれかの規定を満足しておらず、 K_{ca} の値が $5500\text{ N/mm}^{3/2}$ 以下であった。No. 18は強度が不足していた。

請求の範囲

[請求項1]

板厚：70mm以上の高強度極厚鋼板であって、
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％、Ni：0.1～1.5％およびN：0.0050％以下を含有し、下記式（1）で定義される C_{eq} ：0.39以上であり、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1.7以上であり、鋼板表面での（200）面集積度が1.3以上である集合組織と、を有し、

板厚1／4位置から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs$ ：－40℃以下であり、

表面から採取したJIS 4号の衝撃試験片を用いて測定した靱性が $vTrs \leq -60℃$ である高強度極厚鋼板。

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

（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：0.1～1.0％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に記載の高強度極厚鋼板。

[請求項4]

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

板の製造方法であって、

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℃の温度に加熱した後、

板厚中央がオーステナイト再結晶温度域のときの累積圧下率：10%以上、板厚中央がオーステナイト未再結晶温度域のときの累積圧下率：50%以上、表面が A_{r3} 温度以下かつ板厚中央温度が A_{r3} 温度以上の温度域のときの累積圧下率10%以上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か、又は0.5℃/s以上の冷却速度にて400℃以下の冷却停止温度まで冷却して冷却後 A_{c1} 点以下の温度に焼戻す高強度極厚鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/001311

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(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 1996-2016

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2016 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2016

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 2008-214652 A (JFE Steel Corp.), 18 September 2008 (18.09.2008), claims (Family: none)	1-4
A	JP 2010-47805 A (JFE Steel Corp.), 04 March 2010 (04.03.2010), claims (Family: none)	1-4
A	JP 2008-169468 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), claims (Family: none)	1-4



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

30 May 2016 (30.05.16)

Date of mailing of the international search report

07 June 2016 (07.06.16)

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/JP2016/001311

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 2013/099319 A1 (JFE Steel Corp.), 04 July 2013 (04.07.2013), claims & EP 2799585 A1 claims & CN 104011250 A & JP 2013-151731 A	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(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 6 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 6 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 6 年

国際調査で利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 2008-214652 A（J F E スチール株式会社）2008.09.18, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 2010-47805 A（J F E スチール株式会社）2010.03.04, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 2008-169468 A（新日本製鐵株式会社）2008.07.24, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 4

☒ 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

3 0 . 0 5 . 2 0 1 6

国際調査報告の発送日

0 7 . 0 6 . 2 0 1 6

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）

鈴木 毅

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

4 K

9 1 5 4

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2013/099319 A1 (J F E スチール株式会社) 2013.07.04, 請求の範囲 & EP 2799585 A1, Claims & CN 104011250 A & JP 2013-151731 A	1 - 4