

(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
2014 年 10 月 2 日(02.10.2014)



(10) 国際公開番号

WO 2014/155440 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 1/26 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/006309
- (22) 国際出願日: 2013 年 10 月 24 日(24.10.2013)
- (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 2013-064104 2013 年 3 月 26 日(26.03.2013) 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: 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). 竹内 佳子(TAKEUCHI, Yoshiko); 〒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). 三田尾 眞司(MITAO, Shinji); 〒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, LT, 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, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロパ (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 PLATE FOR HIGH HEAT INPUT WELDING WITH EXCELLENT BRITTLE CRACK ARRESTABILITY AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a high strength thick steel plate for high heat input welding, the plate of a preferred plate thickness of at least 50 mm being used for ships and having excellent brittle crack arrestability, and a manufacturing method therefor. A thick steel plate having a specific component composition, the main constituent of the metal structure being bainite, the thick steel plate having a texture in which the density in the RD//{(110) plane at the plate thickness center is 1.5-4.0, and the Charpy fracture appearance transition temperature (vTrs) at the surface layer and the plate thickness center being no more than -40°C; and a manufacturing method therefor.

(57) 要約: 船舶に用いて好適な板厚 50 mm 以上の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板およびその製造方法を提供する。特定の成分組成を有し、金属組織がベイナイト主体であり、板厚中央部における RD//{(110) 面の集積度が 1.5~4.0 の集合組織を有し、かつ表層部および板厚中央部におけるシャルピー破面遷移温度 vTrs が -40°C 以下である厚鋼板およびその製造方法。



WO 2014/155440 A1

明 細 書

発明の名称：

脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、脆性亀裂伝播停止特性(brittle crack arrestability)に優れた大入熱溶接(high heat input welding)用高強度厚鋼板(high-strength thick steel plate)およびその製造方法に関し、特に、船舶に用いて好適な板厚50mm以上のものに関する。

背景技術

[0002] 船舶等の大型構造物においては、脆性破壊(brittle fracture)に伴う事故が経済や環境に及ぼす影響が大きい。このため、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(toughness)や、脆性亀裂伝播停止特性が要求されている。

[0003] コンテナ船やバルクキャリアーなどの船舶はその構造上、船体外板(outer plate of ship's hull)に高強度の厚肉材を使用する。最近では船体の大型化に伴い一層の高強度厚肉化が進展し、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ほど劣化する傾向があるため、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] 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、液化天然ガス(LNG:Liquefied Natural Gas)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。

[0005] しかし、Ni量の増加は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には適用が難しい。

[0006] 一方、LNGのような極低温(ultra low temperature)にまで至らない、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 (Thermo-Mechanical Control Process) 法により細粒化を図り、低温靱性を向上させることにより、優れた脆性亀裂伝播停止特性を付与することができる。

[0007] また、合金コストを上昇させることなく、脆性亀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 (ultra fine grained steel) した鋼材が特許文献 1 で提案されている。

[0008] 特許文献 1 には、脆性亀裂が伝播する際、鋼材表層部に発生するシアリップ (塑性変形領 shear-lips) 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て、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ことを特徴とする脆性亀裂伝播停止特性に優れた鋼材が記載されている。

[0009] また、特許文献 1 には、熱間圧延後の制御冷却により表層部分を A_{r3} 変態点 (transformation point) 以下に冷却し、その後制御冷却 (controlled cooling) を停止して表層部分を変態点以上に復熱 (recuperate) 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、繰り返し変態させ又は加工再結晶させて、表層部分に超微細なフェライト組織 (ferrite structure) 又はベイナイト組織 (bainite structure) を生成させることが記載されている。

[0010] さらに、特許文献 2 では、フェライトーパールライト (pearlite) 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は、鋼材の両表面部は円相当粒径 (circle-equivalent average grain size) : $5\ \mu\text{m}$ 以下、アスペクト比 (aspect ratio of the grains) : 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、フェライト粒径のバラツキを抑えることが重要であるとしている。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 (maximum rolling reduction) を 12% 以下とし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] 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あるため、実生産規模では制御が容易ではない。特に板厚が50mmを超える厚肉材では、圧延、冷却設備への負荷が大きいプロセスである。

[0012] 一方、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(subgrain)に着目し、脆性亀裂伝播停止特性を向上させる、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、(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(texture)を発達させるとともに加工(圧延)により導入した転位(dislocation)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、(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。

[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、脆性亀裂伝播停止特性を向上させる方法も知られている。この方法は、鋼材の破壊面上にセパレーション(separation)を板面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。

[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(X-ray plane intensity ratio in the (110) plane showing a texture developing degree)を2以上とし、かつ円相当径(diameter equivalent to a circle in the crystal grains)20μm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には継手部の脆性亀裂伝播停止性能の優れた溶接構造用鋼として、板厚内部の圧延面における(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亀裂伝播方向の角度のずれにより優れた脆性亀裂伝播停止特性が得ら

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2659661号公報
特許文献6：特許第3546308号公報

非特許文献

- [0018] 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会論文集 第3号、2006、pp359～362
非特許文献2：「脆性亀裂アレスト設計指針」2009年9月（財）日本海事協会

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0019] ところで、最近の6、000TEU (Twenty-foot Equivalent Unit)を超える大型コンテナ船では板厚50mmを超える厚鋼板が使用される。非特許文献1は、板厚65mmの鋼板の脆性亀裂伝播停止性能を評価し、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を報告している。
- [0020] また、供試材の標準ESSO試験(ESS0 test compliant with WES 3003)では使用温度 -10°C における K_{Ic} の値（以下、 $K_{Ic}(-10^{\circ}\text{C})$ とも記載する。）が $3000\text{N}/\text{mm}^{3/2}$ に満たない結果が示され、50mmを超える板厚の鋼板を適用した船体構造の場合、安全性確保が課題となることが示唆されている。
- [0021] 上述した特許文献1～5に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れる鋼板は、製造条件や開示されている実験データから、板厚50mm程度までの鋼板が

主な対象であると考えられる。特許文献1～5記載の技術を50mmを超える厚肉材へ適用した場合、所定の特性が得られるか不明であり、船体構造で必要な板厚方向の亀裂伝播に対しての特性については全く検証されていない。

[0022] 一方、鋼板の厚肉化にともない、溶接施工には、サブマージアーク溶接(submerged arc welding)、エレクトロガス溶接(electro gas arc welding)、エレクトロスラグ溶接(electroslag welding)などの高能率(high efficiency)な大入熱溶接が適用されている。一般に、溶接入熱量が大きくなると、溶接熱影響部(Heat Affected Zone;HAZ)の組織が粗大化するために、溶接熱影響部の靱性は低下することが知られている。このような大入熱溶接による靱性の低下問題を解決するために、大入熱溶接用鋼材が既に開発され、実用化に至っている。例えば、特許文献6においては、鋼中に析出するTiNを制御することにより溶接熱影響部組織の粗大化(coarsening)を防止するとともに、フェライト生成核の分散によって粒内フェライト変態を促進することにより、溶接熱影響部を高靱化する技術が開示されている。しかし、大入熱溶接部の溶接熱影響部の靱性には優れるものの、脆性亀裂伝播停止特性は考慮されておらず、両特性を満足するものは得られていなかった。

[0023] そこで本発明は、鋼成分、圧延条件を最適化し、板厚方向での集合組織を制御する、工業的に極めて簡易なプロセスで安定して製造し得る脆性亀裂伝播停止特性に優れる大入熱溶接用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

[0024] 本発明者らは、上記課題の達成に向けて鋭意研究を重ね、厚肉鋼板でも優れた脆性亀裂伝播停止特性を有する高強度厚鋼板について以下の知見を得た。

1. 板厚50mmを超える厚鋼板について、標準ESSO試験を行った。図1(a)(b)は標準ESSO試験片1のノッチ2から突入した亀裂3が母材5において先端形状4で伝播を停止した例を模式的に示す図で(a)に模

式的に示すような、短い亀裂の分岐 3 a が確認された場合に、高いアレスト性が得られることを確認した。亀裂の分岐 3 a により応力が緩和されるためと推測される。

2. 上記の破面形態を得るためには、亀裂を分岐させる組織形態にする必要がある。ここで、フェライトを主体とする鋼組織よりも、内部にパケット(packet)等が存在するベイナイトを主体とする鋼組織のほうが有利であり、また、へき開面である(100)面を亀裂の進展方向である圧延方向あるいは板幅方向に対して斜めに集積させることが有効である。

3. 一方、(100)面の集積度を高めすぎると、極短い亀裂の分岐から、大きな亀裂の分岐が発生する。船体構造の脆性亀裂アレスト設計指針を示した非特許文献2に記載されているように、標準ESSO試験においては、脆性亀裂の分岐を抑制する必要があるため、亀裂の明瞭な分岐を防止するために面集積度の上限を規定する必要がある。

4. 標準ESSO試験の破面を詳細に観察・解析した結果、亀裂の先端部となる板厚中央部の材質を制御することがアレスト性能改善に効果的であり、特に板厚中央部の靱性および集合組織に関する指標として下記(2)式をみたすことが有効である。

$$v T r s_{(1/2t)} - 12 \times I_{RD// (110) [1/2t]} \leq -70 \cdots (2)$$

上記式(2)において、

$v T r s_{(1/2t)}$: 板厚中央部(=1/2t)の破面遷移温度(℃)

$I_{RD// (110) [1/2t]}$: 板厚中央部(=1/2t)のRD// (110)面の集積度

とし、tは板厚(mm)である。

5. さらに、オーステナイト再結晶温度域にある状態において累積圧下率を20%以上とする圧延を実施することによって組織の細粒化を図り、その後、オーステナイト未再結晶温度域にある状態において累積圧下率を40~70%とし、かつ、最初のパスの圧延温度と最後のパスの圧延温度との差が40℃以内である圧延を実施することによって、板厚中央部の集合組織を制御

して、上述の組織を実現できる。

6. 大入熱溶接部の靱性を向上する手法として、TiN、CaSとMnSの複合硫化物を微細に分裂させ、溶接の高温に曝された際の粒成長を抑制、且つ、その後の冷却過程で粒内変態を促進して室温での熱影響部組織を微細化することが有効である。

[0025] 本発明は得られた知見を基に更に検討を加えてなされたものである。すなわち、本発明は、

1. 鋼組成が、質量%で、C : 0.03~0.15%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.40~2.50%、Al : 0.005~0.08%、P : 0.03%以下、S : 0.0005~0.0030%、N : 0.0036~0.0070%、Ti : 0.004~0.030%、Ca : 0.0005~0.0030%を含有し、且つ、Ca、S、Oの各含有量が、下記(1)式を満足し、残部がFeおよび不可避免の不純物で、金属組織がベイナイトを主体とし、板厚中央部におけるRD// (110)面の集積度が1.5~4.0の集合組織を有し、かつ表層部および板厚中央部におけるシャルピー破面遷移温度 vT_{rs} が -40°C 以下であることを特徴とする脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

$$0.30 \leq (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S \leq 0.80 \dots (1)$$

ただし、式(1)において、Ca、O、Sは含有量(質量%)とする。

2. 鋼組成が、更に、質量%で、Nb : 0.05%以下、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、Cr : 0.5%以下、Mo : 0.5%以下、V : 0.2%以下、B : 0.003%以下、REM : 0.01%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする1に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

3. 板厚中央部のシャルピー破面遷移温度およびRD// (110)面の集積度が、下記(2)式を満たすことを特徴とする1または2に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

ただし、式（２）において、

$$v T r s_{(1/2t)} - 12 \times I_{RD// (110) [1/2t]} \leq -70 \cdots (2)$$

$v T r s_{(1/2t)}$ ：板厚中央部（ $1/2t$ ）の破面遷移温度（℃）

$I_{RD// (110) [1/2t]}$ ：板厚中央部（ $1/2t$ ）のRD//（110）面の集積度

とする。なお、 t は板厚（mm）である。

４．１または２に記載の組成を有する鋼素材を、 $1000 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱し、オーステナイト再結晶温度域およびオーステナイト未再結晶温度域における累積圧下率の合計が 65% 以上の圧延を実施し、このとき、板厚中央部がオーステナイト再結晶温度域にある状態においては累積圧下率が 20% 以上の圧延を行い、次いで、板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態においては、累積圧下率が $40 \sim 70\%$ とする圧延を行い、かつ、前記板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態における圧延のうち最初のパスの圧延温度と最後のパスの圧延温度との差が 40°C 以内であり、その後、 $4.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度にて 450°C 以下まで冷却することを特徴とする脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板の製造方法。

５． 450°C 以下に加速冷却した後、さらに、 A_{c1} 点以下の温度に焼戻す工程を有することを特徴とする４に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板の製造方法。

発明の効果

[0026] 本発明によれば、板厚方向に集合組織が適切に制御され、脆性亀裂伝播停止特性、大入熱溶接継手靱性に優れる、高強度厚肉鋼板およびその製造方法が得られる。板厚 50mm 以上、好ましくは板厚 50mm 超え、より好ましくは板厚 55mm 以上、一層好ましくは板厚 60mm 以上の鋼板に本発明を適用することが、従来技術に係る鋼に対してより顕著な優位性を発揮するため、有効である。そして、例えば、造船分野では大型のコンテナ船、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や甲板部材へ

本発明を適用することにより船舶の安全性向上に寄与するなど、産業上極めて有用である。

図面の簡単な説明

[0027] [図1]図1は、板厚50mmを超える厚鋼板の標準ESSO試験の破面形態を模式的に示す図であり、(a)は試験片を平面側から観察した図、(b)は試験片の破面を示す図である。

発明を実施するための形態

[0028] 本発明では、1. 鋼組成、2. 板厚表層部および中央部の靱性と板厚中央部の集合組織、3. 金属組織、および4. 製造条件を規定する。

[0029] 1. 鋼組成

以下、本発明における好ましい化学成分について説明する。説明において%は質量%とする。

[0030] C : 0.03~0.15%

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は0.03%以上の含有を必要とする。一方、0.15%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は、0.03~0.15%の範囲に規定する。好ましくは、0.05~0.15%である。

[0031] Si : 0.01~0.5%

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。しかし、0.01%未満の含有量ではその効果がない。一方、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。従ってその添加量を0.01~0.5%とする。好ましくは、0.02~0.45%の範囲である。

[0032] Mn : 1.40~2.50%

Mnは、強化元素として添加する。1.40%より少ないとその効果が十分でない。一方、2.50%を超えると溶接性が劣化し、鋼材コストも上昇する。このため、Mnは1.40~2.50%とする。好ましくは、1.42~2.40%の範囲である。

[0033] P : 0.03%以下

Pは、0.03%を超えると、溶接部の靱性を著しく劣化させる。このため上限を0.03%とする。好ましくは0.02%以下である。

[0034] S : 0.0005~0.0030%

Sは、必要なCaSおよびMnSを生成させるために0.0005%以上必要である。一方、0.0030%を超えると母材の靱性を劣化させる。このため、Sは0.0005~0.0030%とする。好ましくは、0.0006~0.0025%の範囲である。

[0035] Al : 0.005~0.08%

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。しかし、0.08%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は、0.005~0.08%の範囲に規定する。好ましくは、0.02~0.06%である。

[0036] Ti : 0.004~0.030%

Tiは微量の添加により、窒化物、炭化物、あるいは炭窒化物を形成し、溶接熱影響部でのオーステナイトの粗大化を抑制することにより、および／または、フェライト変態核としてフェライト変態を促進することにより、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0.004%以上の添加によって得られる。しかし、0.030%を超える含有は、TiN粒子の粗大化により、母材および溶接熱影響部の靱性を低下させる。このため、Tiは、0.004~0.030%の範囲にする。好ましくは、0.006~0.028%の範囲である。

[0037] N : 0.0036~0.0070%

Nは、TiNの必要量を確保する上で必要な元素である。0.0036%未満では十分なTiN量が得られず、溶接部靱性が劣化する。0.0070%を超えると、溶接熱サイクルを受けた際にTiNが再固溶して固溶Nが過剰に生成して靱性が著しく劣化する。このため、Nは0.0036~0.00

70%とする。好ましくは、0.0038~0.0065%の範囲である。

[0038] Ca : 0.0005~0.0030%

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には少なくとも0.0005%以上含有する必要がある。しかし、0.0030%を超えて含有しても効果が飽和する。このため、本発明では、Caは0.0005~0.0030%の範囲に限定する。好ましくは、0.0007~0.0028%の範囲である。

[0039] 本発明において、以下の式(1)を満足する必要がある。

$$0.30 \leq (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S \leq 0.80 \dots (1)$$

ただし、式(1)において、Ca、O、Sは含有量(質量%)とする。

CaおよびSは、(1)式の関係为满足するように含有させる必要がある。この場合には、CaS上にMnSが析出した複合硫化物の形態となる。この複合硫化物がフェライト変態の核として機能するので、溶接熱影響部の組織が微細化され、溶接熱影響部の靱性が向上する。(Ca - (0.18 + 130 × Ca) × O) / 1.25 / Sの値が0.30に満たないと、CaSが晶出しないためにSはMnS単独の形態で析出する。このMnSは鋼板製造時の圧延で伸長されて母材靱性低下を引き起こすとともに、本発明の主眼である溶接熱影響部でMnSが溶融するために微細分散が達成されない。一方、(Ca - (0.18 + 130 × Ca) × O) / 1.25 / Sの値が0.80を超えると、SがほとんどCaによって固定され、フェライト生成核として作用するMnSがCaS上に析出しないため、十分な靱性向上が達成されない。(Ca - (0.18 + 130 × Ca) × O) / 1.25 / Sの値の好ましい範囲は、0.32~0.78%である。

[0040] 以上が本発明の基本成分組成である。更に特性を向上させるため、Nb、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B、REMの1種以上を含有することが可能である。

[0041] Nb : 0.05%以下

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温度域を拡大させる効果をもちベイナイトのパケッ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0.005%以上含有することにより発揮されるので、含有させる場合には、0.005%以上とすることが好ましい。しかしながら、0.05%を超えて添加すると、粗大なNbCが析出し、逆に靱性の低下を招くので、含有させる場合には、その上限を0.05%とするのが好ましい。より好ましくは、0.007~0.045%の範囲である。

[0042] Cu、Ni、Cr、Mo

Cu、Ni、Cr、Moはいずれも鋼の焼入れ性を高める元素である。圧延後の強度アップ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添加することができ、これらの効果は0.01%以上含有することにより発揮されるので、含有させる場合には、0.01%以上とすることが好ましい。しかしながら、過度に含有すると靱性や溶接性が劣化するため、含有させる場合には、それぞれ上限をCuは1.0%、Niは1.0%、Crは0.5%、Moは0.5%とすることが好ましい。より好ましくは、Cu:0.02~0.95%、Ni:0.02~0.95%、Cr:0.02~0.46%、Mo:0.02~0.46%の範囲である。

[0043] V:0.2%以下

Vは、V(C、N)として析出強化により、鋼の強度を向上する元素であり、この効果を発揮させるために0.001%以上含有させてもよい。しかし、0.2%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、0.2%以下とすることが好ましく、0.001~0.10%の範囲とすることがより好ましい。

[0044] B:0.003%以下

Bは微量で鋼の焼き入れ性を高める元素であり、この効果を発揮させるために0.0005%以上含有させてもよい。しかし、0.003%を超えて含

有すると溶接部の靱性を低下させるので、Bを含有させる場合には0.003%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.0006~0.0025%の範囲である。

[0045] REM: 0.01%以下

REMは溶接熱影響部の組織を微細化し靱性を向上させ、添加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添加してもよい。この効果は0.0010%以上含有することにより発揮されるので、含有させる場合には、0.0010%以上とすることが好ましい。しかし、過度に添加すると、粗大な介在物を形成し母材の靱性を劣化させるので、添加する場合には、添加量の上限を0.01%とするのが好ましい。

[0046] なお、Oは不可避免的不純物として鋼中に含有され、清浄度を低下させる。このため、本発明ではできるだけOを低減することが望ましい。特に、O含有量が0.0050%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。このため、好ましくは0.0050%以下とする。

[0047] 本発明では、CaをCaSとして晶出させるために、Caと結合力の強いO量をCa添加前に低減させておくことが必要であり、Ca添加前の残存酸素量は、0.0050%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。

[0048] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

[0049] 2. 板厚表層部および中央部の靱性と板厚中央部の集合組織

本発明では、圧延方向または圧延直角方向など水平方向（鋼板の面内方向）に進展する亀裂に対して脆性亀裂伝播停止特性を向上させるため、板厚表層部および中央部での靱性と、板厚中央部におけるRD//（100）面の集積度とを、所望する脆性亀裂伝播停止特性に応じて適宜規定する。

[0050] まず、母材靱性が良好であることが亀裂の進展を抑制するための前提となる。本発明に係る鋼板では、板厚表層部および中央部での靱性として、板厚表層部および中央部におけるシャルピー破面遷移温度を-40℃以下と規定

する。なお、板厚中央部におけるシャルピー破面遷移温度は -50°C 以下であることが好ましい。

[0051] また、RD// (100) 面の集合組織を発達させることにより、へき開面を亀裂主方向に対し斜めに集積させ、微細な亀裂分岐を発生させることによる脆性亀裂先端の応力緩和の効果により脆性亀裂伝播停止性能が向上する。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50mmを超える厚肉材で、構造安全性を確保する上で目標とされる脆性亀裂伝播停止性能： $K_{Ic}(-10^{\circ}\text{C}) \geq 6000\text{N}/\text{mm}^{3/2}$ を得る場合、板厚中央部におけるRD// (110) 面の集積度を1.5以上、好ましくは1.7以上とする必要がある。したがって、本発明では、板厚中央部におけるRD// (110) 面の集積度を1.5以上、好ましくは1.7以上とする。

[0052] 一方、板厚中央部におけるRD// (110) 面の集積度が4.0を超えると集合組織が過度に発達するため、微細な亀裂分岐が発生するのではなく脆性亀裂が明瞭に分岐してしまうため、脆性亀裂先端の応力緩和の効果による脆性亀裂伝播停止性能が発揮されにくくなる。このため、RD// (110) 面の集積度を1.5～4.0の範囲とする。

[0053] ここで、板厚中央部におけるRD// (110) 面の集積度とは、次のことを指す。まず、板厚中央部から板厚1mm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。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、(200)、(110) および(211) 正極点図を求め、得られた正極点図から3次元結晶方位密度関数をBunge法で計算して求める。次に、得られた3次元結晶方位密度関数から、Bunge表記で $\phi_2 = 0^{\circ} \sim 90^{\circ}$ まで、 5° 間隔で合計19枚の断面図において、圧延方向に対して(110) 面が平行となる方位の3次元結晶方位密度関数の値を積算して積算値を求め、この積算値を前記積算した方位の個数で割った値を、RD// (110) 面の集積度と称する。

[0054] 上述の母材靱性および集合組織の規定に加えて、板厚中央部のシャルピー破面遷移温度およびRD// (110)面の集積度が、下記(2)式を満たすことが、好ましい。下記(2)式が満足されることにより、さらに優れた脆性亀裂伝播停止性能を得ることができる。

$$vT_{rs(1/2t)} - 12 \times I_{RD// (110) [1/2t]} \leq -70 \cdots (2)$$

ただし、式(2)において

$vT_{rs(1/2t)}$: 板厚中央部のシャルピー破面遷移温度 (°C)

$I_{RD// (110) [1/2t]}$: 板厚中央部のRD// (110)集積度

とする。なお、tは板厚(mm)である。

[0055] 3. 金属組織

上記の靱性および集合組織を得るためには、オーステナイト未再結晶温度域において制御圧延を行った後に、ベイナイトへ変態させることが有効である。圧延後にオーステナイトからフェライトへ変態する場合は、目的とする靱性は得られるものの、オーステナイトからフェライトへ変態する際に変態時間が十分に存在するため、得られる集合組織がランダムとなってしまう、目標とするRD// (110)面の集積度が1.5以上、好ましくは1.7以上、が達成できない。これに対して、オーステナイト未再結晶温度域で圧延された組織がベイナイトへ変態する場合は変態時間が十分ではなく、特定方位の集合組織が優先的に形成される、いわゆるバリエーションの選択が行われることにより、RD// (110)面の集積度が1.5以上、好ましくは1.7以上、を得ることができる。このため圧延・冷却後に得られる金属組織はベイナイト主体とする。本発明で、金属組織がベイナイト主体であるとは、ベイナイト相の面積分率が全体の80%以上であることとする。残部は、フェライト、マルテンサイト(島状マルテンサイトを含む)、パーライトなどが合計の面積分率で20%以下であれば許容される。

[0056] 4. 製造条件

以下、本発明における好ましい製造条件について説明する。

[0057] 製造条件としては、鋼素材の加熱温度、熱間圧延条件、冷却条件などを規

定することが好ましい。特に、熱間圧延については、オーステナイト再結晶温度域およびオーステナイト未再結晶温度域の合計での累積圧下率のほかに、板厚中央部がオーステナイト再結晶温度域にある場合と、オーステナイト未再結晶温度域にある場合とのそれぞれについて、累積圧下率を規定するとともに、板厚中央部がオーステナイト未再結晶域にある状態における圧延の温度条件を規定することが好ましい。これらを規定することにより、厚鋼板の表層部および板厚中央部におけるシャルピー破面遷移温度 $v T r s$ 、板厚中央部における $R D // (110)$ 集積度を、所望の値とすることができる。

[0058] まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等で溶製し、連続鑄造等で鋼素材（スラブ）とする。

[0059] ついで、鋼素材を、 $1000 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱してから熱間圧延を行うことが好ましい。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。また、 1200°C 超え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り、歩留が低下する。したがって、加熱温度は $1000 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましい。靱性の観点からより好ましい加熱温度の範囲は $1000 \sim 1150^{\circ}\text{C}$ である。

[0060] 本発明においては、以下に述べるように、熱間圧延条件およびそれに続く冷却条件を規定することが好ましい。これにより、オーステナイト未再結晶温度域で圧延された組織をベイナイトへ変態させるので、この場合の変態時間が十分ではないことから、特定方位の集合組織が優先的に形成される、いわゆるバリエーションの選択(variant selection)が行われることにより、 $R D // (110)$ 面の集積度を1.5以上、好ましくは1.7以上とすることができる。

[0061] 熱間圧延は、まず、板厚中央部がオーステナイト再結晶温度域にある状態において、累積圧下率を20%以上とする圧延を行うことが好ましい。この累積圧下率を20%以上とすることによりオーステナイトが細粒化し、最終

的に得られる金属組織も細粒化して、靱性が向上する。累積圧下率が20%未満であると、オーステナイトの細粒化が不十分で、最終的に得られる組織において靱性が向上しない。

[0062] 次に、板厚中央部の温度がオーステナイト未再結晶温度域にある状態において累積圧下率40～70%以上とする圧延を行うことが好ましい。この温度域での累積圧下率を40%以上とすることにより、板厚中央部の集合組織を十分に発達させ、板厚中央部のRD//（110）面の集積度を1.5以上、好ましくは1.7以上とすることができる。

[0063] また、この温度域での累積圧下率が70%を超えると、集合組織が過度に発達し、RD//（110）面の集積度が4.0を超える。このため、累積圧下率の範囲を40～70%とする。

[0064] なお、板厚中央部の温度がオーステナイト未再結晶温度域にある状態における圧延に時間がかかり過ぎると組織が粗大化してしまい、靱性の低下をまねいてしまう。そのため、前記板厚中央部がオーステナイト未再結晶域にある状態における圧延のうち最初のパスの圧延温度と最後のパスの圧延温度との差を40℃以内とすることが好ましい。ここで、圧延温度とは、圧延直前の鋼材の板厚中央部の温度を指す。板厚中央部の温度は、板厚、表面温度および熱履歴等から、シミュレーション計算等により求められる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、鋼板の板厚中央部の温度が求められる。

[0065] 上記のオーステナイト再結晶温度域およびオーステナイト未再結晶温度域を合わせた合計の累積圧下率は65%以上とすることが好ましい。全体の圧下率が小さいと、組織の圧下が十分でなく、靱性および強度が目的の値を達成することが出来ない。全体の累積圧下率を65%以上とすることにより、組織に対して十分な圧下量を確保することができ、靱性および集積度が目的の値を達成することができる。

[0066] オーステナイト再結晶温度域、および、オーステナイト未再結晶温度域は、当該成分組成を有する鋼に、条件を変化させた熱・加工履歴を与える予備

的実験を行うことにより、把握することができる。

[0067] なお、熱間圧延の終了温度は特に限定されるものではない。圧延能率の観点からは、オーステナイト未再結晶温度域において終了させることが好ましい。

[0068] 圧延が終了した鋼板は、4. 0℃/s以上の冷却速度にて450℃以下まで冷却することが好ましい。冷却速度を4. 0℃/s以上とすることにより、組織が粗大化することなく、また、フェライト変態を抑制することにより、細粒のベイナイト組織が得られ、目標とする優れた靱性や集積度を得ることができる。冷却速度が4. 0℃/s未満では、各板厚位置において、組織の粗大化やフェライト変態が進むため、所望の組織が得られないばかりか、鋼板の強度も低下する。

[0069] 冷却停止温度を450℃以下とすることにより、ベイナイト変態を十分に進行されることができ、所望の靱性や集積度を得ることができる。冷却停止温度が450℃より高いと、ベイナイト変態が十分には進行せず、フェライトやパーライトなどの組織も生成し、本発明が目的とするベイナイト主体の組織が得られない。なお、これら冷却速度や冷却停止温度は、鋼板の板厚中央部の温度とする。板厚中央部の温度は、板厚、表面温度および冷却条件等から、シミュレーション計算等により求められる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、鋼板の板厚中央部の温度が求められる。

[0070] 冷却が終了した鋼板について、焼戻し処理を実施することも可能である。焼き戻しを実施することにより、鋼板の靱性をさらに向上させることができる。焼戻し温度は、鋼板平均温度で A_{C1} 点以下として、焼戻し処理を実施することにより、圧延・冷却で得られた所望の組織を損なわないようにすることができる。本発明では A_{C1} 点(℃)を下式で求める。

$$A_{C1} \text{ 点} = 751 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 169Al - 23Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo + 233Nb - 39.7V - 5.7Ti - 895B$$

上記式において、各元素記号は鋼中含有量（質量％）であり、含有しない場合は0とする。

[0071] 鋼板の平均温度も、板厚中央部の温度と同様、板厚、表面温度および冷却条件等から、シミュレーション計算等により求められる。

実施例

[0072] 表1に示す各組成の溶鋼（鋼記号A～Q）を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材（スラブ250mm厚または300mm厚）とし、板厚55～100mmに熱間圧延後、冷却を行い、No. 1～27の供試鋼を得た。一部については、冷却後に焼戻しも実施した。表2に熱間圧延条件と冷却条件を示す。

[0073] 得られた厚鋼板について、板厚の1/4部よりφ14mmのJIS14A号試験片を試験片の長手方向が圧延方向と直角になるように採取し、引張試験を行い、降伏強度（YS）および引張強さ（TS）を測定した。

[0074] また、靱性値を評価するため、板厚表層部および板厚中央部（以下、板厚中央部を1/2t部と記す場合がある。）よりJIS4号衝撃試験片を試験片の長手方向が圧延方向と平行になるように採取し、シャルピー衝撃試験を行って破面遷移温度（vTrs）をそれぞれ求めた。ここで、表層部の衝撃試験片は、最も表面に近い面を鋼板表面から1mmの深さにするものとする。

[0075] 得られた厚鋼板の圧延長手方向と平行な板厚断面を鏡面研磨したあと、エッチングにより現出させた金属組織を光学顕微鏡によって観察した。

[0076] 次に、脆性亀裂伝播停止特性を評価するために、標準ESSO試験（温度勾配型ESSO試験）を行い、-10℃におけるKca値（Kca（-10℃））を求めた。

[0077] さらに、板厚中央部におけるRD//（110）面の集積度を次のようにして求めた。まず、板厚中央部から板厚1mm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した。この試験片を用いて、Mo線源を用いてX線回折装置を用いて、X線

回折測定を実施し、(200)、(110)および(211)正極点図を求め、得られた正極点図から3次元結晶方位分布密度関数をBunge法で計算して求める。次に得られた3次元結晶方位分布密度関数から $\phi_2 = 0 \sim 90^\circ$ まで、Bunge表記で 5° 間隔で合計19枚の断面図において、圧延方向に対して(110)面が平行となる方位の3次元結晶方位分布密度関数の値を積算して積算値を求め、この積算値を前記積算した方位の個数で割った値を、RD// (110)面の集積度とした。

[0078] 大入熱溶接特性を評価するために、供試鋼板に開先加工を施し（開先角度 20° ）、市販の低温用鋼用エレクトロガスアーク溶接用ワイヤを使用してエレクトロガス溶接で入熱 $300 \sim 750 \text{ kJ/cm}$ で溶接継手を作製し、HAZ靱性として、ボンド部の靱性を2mmVノッチシャルピー試験により評価した。試験は、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーの vE_{-20} （3本平均値）で行った。

[0079] 表3にこれらの試験結果を示す。本発明の範囲内にある供試鋼板（製造No. 1～11）は、 $Kca(-10^\circ\text{C})$ が $6000 \text{ N/mm}^{3/2}$ 以上の優れた脆性亀裂伝播停止性能を示した。また、大入熱溶接継手のボンド部の吸収エネルギー： $vE_{-20} \geq 88 \text{ J}$ となり、優れた値を示した。また、表層部および板厚中央部のシャルピー靱性値（破面遷移温度）、および、RD// (110)集積度が(2)式を満たしている供試鋼板（製造番号2～11）においては、(2)式を満たしていない供試鋼板（製造番号1）と比較して、高い $Kca(-10^\circ\text{C})$ の値が得られた。なお、これらの供試鋼板（製造No. 1～11）の金属組織は、いずれもベイナイト主体であった。

[0080] 一方、鋼板の成分は本発明の好ましい範囲であるものの、鋼板の製造条件における加熱、圧延条件が本発明の好ましい範囲を外れる鋼板（製造No. 20～27）は、 $Kca(-10^\circ\text{C})$ の値は、 $6000 \text{ N/mm}^{3/2}$ には達しなかった。鋼板の成分が本発明の条件を満たさない供試鋼板（製造No. 12～19）については、大入熱溶接継手の吸収エネルギー： vE_{-20} が 22 J 以下となり、本発明例と比較して劣った。

[0081] [表1]

表1

鋼記号	化学組成(質量%)																	A _{eq} (°C)	Ceq	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	Cu	Ni	Cr	Mo	N	O	B	Ca				REM	
A	0.07	0.02	1.64	0.003	0.0012	0.042	—	0.012	—	—	—	—	—	0.0054	0.0029	—	0.0022	—	0.57	723	0.34	本発明例
B	0.05	0.16	1.65	0.006	0.0008	0.040	—	0.008	—	0.14	0.65	0.21	—	0.0041	0.0031	—	0.0019	—	0.58	713	0.42	
C	0.05	0.03	1.56	0.003	0.0011	0.043	0.014	0.013	—	0.14	0.77	0.17	—	0.0045	0.0032	0.0013	0.0021	—	0.47	710	0.40	
D	0.03	0.18	2.20	0.006	0.0023	0.060	—	0.015	0.03	0.30	—	—	—	0.0047	0.0028	0.0015	0.0032	0.005	0.53	708	0.42	
E	0.08	0.35	1.54	0.008	0.0028	0.032	0.020	0.023	—	—	—	0.43	—	0.0052	0.0035	—	0.0041	—	0.46	747	0.42	
F	0.12	0.05	1.51	0.005	0.0010	0.050	0.012	0.009	0.06	—	0.29	—	0.09	0.0044	0.0041	0.0009	0.0032	—	0.61	718	0.42	
G	0.05	0.14	1.89	0.004	0.0024	0.056	0.009	0.017	—	—	0.72	—	—	0.0055	0.0028	—	0.0023	—	0.32	706	0.41	
H	0.06	0.08	1.52	0.004	0.0018	0.058	—	0.013	—	0.48	—	0.22	—	0.0037	0.0049	—	0.0045	—	0.33	718	0.39	
I	0.05	0.15	1.81	0.012	0.0028	0.051	—	0.026	—	—	—	—	0.22	0.0042	0.0028	0.0023	0.0028	—	0.36	725	0.40	
J	0.18	0.15	1.62	0.006	0.0009	0.041	—	0.010	—	0.12	0.62	0.22	—	0.0045	0.0033	—	0.0020	—	0.49	711	0.54	
K	0.03	0.05	2.53	0.011	0.0021	0.026	—	0.011	—	—	—	—	—	0.0045	0.0044	—	0.0044	—	0.42	717	0.45	
L	0.06	0.19	1.56	0.008	0.0042	0.032	—	0.009	—	0.14	0.33	0.20	—	0.0039	0.0032	—	0.0032	—	0.25	723	0.39	
M	0.06	0.17	1.54	0.009	0.0023	0.041	—	0.051	—	0.13	0.32	0.22	—	0.0038	0.0036	—	0.0032	—	0.37	722	0.39	
N	0.07	0.22	1.59	0.006	0.0011	0.061	—	0.012	—	0.12	0.32	0.19	—	0.0028	0.0032	—	0.0023	—	0.56	719	0.40	
O	0.06	0.21	1.60	0.005	0.0013	0.006	—	0.011	—	0.16	0.33	0.22	—	0.0062	0.0036	—	0.0025	—	0.42	728	0.40	
P	0.05	0.23	1.61	0.005	0.0016	0.055	—	0.011	—	0.15	0.23	0.22	—	0.0066	0.0061	—	0.0002	—	-0.53	722	0.39	
Q	0.06	0.23	1.59	0.006	0.0021	0.050	—	0.012	—	0.14	0.21	0.23	—	0.0062	0.0052	—	0.0041	—	0.15	724	0.39	

注1: 下線は本発明範囲外であることを示す。

注2: A_{eq}=(Ca-(0.18+130×O)/1.25)/S

各元素記号は含有量(質量%)を示す。

注3: A_{eq}=751-26.6C+17.6Si-11.6Mn-169Al-23Cr-23Nb-39.7V-5.7Ti-895B

各元素記号は含有量(質量%)を示し、含有しない場合は0とする。

注4: Ceq=C+Mn/6+(Cu+Ni)/15+(Cr+Mo+V)/5

各元素記号は含有量(質量%)を示し、含有しない場合は0とする。

[0082] [表2]

製造No.	鋼記号	板厚(mm)	加熱・圧延条件						焼戻し温度 (°C)	備考
			加熱温度(°C)	再結晶γ域累 積圧下率(%)	未再結晶γ域累 積圧下率(%)	再結晶γ域 全体の累積圧 下率(%)	未再結晶γ域 圧延の圧延温 度差(°C)	冷却速度(°C /s)	冷却停止温度 (°C)	
1	A	80	1150	25	68	76	28	8.9	280	本発明例
2	B	55	1150	31	68	78	38	7.8	380	
3	C	80	1020	41	55	73	25	5.9	420	
4	C	90	1060	45	45	70	22	4.8	350	
5	C	100	1140	36	48	67	19	4.3	320	
6	D	70	1160	48	55	77	24	6.2	380	
7	E	80	1180	33	60	73	26	5.6	150	
8	F	90	1120	25	60	70	20	5.8	440	
9	G	100	1090	21	58	67	21	4.9	430	
10	H	80	1040	30	62	73	26	5.8	390	
11	I	80	1110	24	65	73	25	5.6	170	
12	J	80	1120	24	65	73	27	5.5	260	比較例
13	K	80	1080	52	45	73	32	7.8	310	
14	L	80	1120	44	52	73	28	5.8	440	
15	M	80	1130	37	58	73	33	5.5	310	
16	N	80	1180	52	45	73	26	5.8	390	
17	O	80	1100	30	62	73	25	5.6	380	
18	P	80	1040	37	58	73	28	6.2	360	
19	Q	80	1090	41	55	73	26	4.8	400	
20	B	80	950	11	70	73	34	5.8	410	
21	B	80	1250	41	55	73	35	5.8	380	
22	C	90	1100	17	64	70	25	5.6	330	
23	D	90	1140	54	35	70	29	5.6	420	
24	E	55	1130	27	75	82	52	8.2	410	
25	F	100	1080	26	55	67	36	2.8	400	
26	G	80	1140	41	55	73	46	5.2	390	
27	H	80	1150	42	54	73	29	4.5	480	

注1: 下線は本発明範囲外であることを示す。

注2: 「再結晶γ域累積圧下率」とは、板厚中央部がオーステナイト再結晶温度域にある状態における累積圧下率を示す。

注3: 「未再結晶γ域累積圧下率」とは、板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態における累積圧下率を示す。

注4: 「未再結晶γ域圧延の圧延温度差」とは、板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態における圧延のうち、最初のパスの圧延温度と最後のパスの圧延温度との差を示す。

[0083]

[表3]

表3

製造No.	鋼記号	板厚(mm)	YS(MPa)	TS(MPa)	表層部の vTrs(°C)	1/2t部の vTrs(°C)	1/2t部 RD/(110)	(2)式左 辺	Kca(-10°C) (N/mm ^{3/2})	HAZ靱性 vE ₂₀ (J)	備考
1	A	60	428	577	-55	-45	1.8	-67	6110	148	本発明例
2	B	55	483	606	-120	-105	3.6	-148	10450	125	
3	C	80	462	582	-95	-75	3.4	-116	8600	134	
4	C	90	495	632	-90	-80	3.2	-118	8810	128	
5	C	100	516	644	-80	-75	2.9	-110	8510	106	
6	D	70	488	612	-105	-95	1.8	-117	8260	142	
7	E	80	512	623	-100	-90	2.1	-115	8900	116	
8	F	90	436	589	-120	-100	3.2	-138	9210	98	
9	G	100	465	589	-85	-80	3.5	-122	8650	88	
10	H	80	475	596	-45	-45	3.6	-88	6950	103	
11	I	80	516	614	-105	-100	3.1	-137	9200	94	
12	J	80	540	647	-35	-35	2.2	-61	6320	13	比較例
13	K	80	515	644	-40	-35	2.1	-60	5610	18	
14	L	80	452	589	-40	-30	2.3	-58	5500	22	
15	M	80	516	623	-70	-65	2.4	-94	7400	19	
16	N	80	472	598	-60	-55	1.9	-78	6580	12	
17	O	80	468	602	-55	-50	2.2	-76	6500	16	
18	P	80	446	608	-65	-60	1.6	-79	6440	15	
19	Q	80	472	592	-60	-55	1.7	-75	4730	8	
20	B	80	462	583	-35	-25	1.6	-44	5340	62	
21	B	80	469	602	-40	-35	1.7	-55	5280	58	
22	C	90	506	622	-40	-35	1.6	-54	4810	63	
23	D	90	462	578	-65	-60	0.7	-68	3820	54	
24	E	55	469	586	-30	-30	4.4	-83	Invalid	48	
25	F	100	472	588	-40	-30	1.6	-49	4890	66	
26	G	80	466	596	-50	-35	2.2	-61	5680	62	
27	H	80	388	504	-55	-45	0.8	-55	5300	55	

注1: 下線は本発明範囲外であることを示す。

注2: (2)式 $vTrs_{(1/2t)} - 12 \times I_{RD} // (110)[1/2t] \leq -70$

$vTrs_{(1/2t)}$: 板厚中央部の破面遷移温度(°C)、 $I_{RD} // (110)[1/2t]$: 板厚中央部のRD//((110)集積度。

注3: 1/2t部とは板厚中央部を示す。

注4: Kca(-10°C)欄の「Invalid」とは、亀裂が直進せず、Kcaが測定不能であったことを示す。

符号の説明

[0084] 1 標準E S S O試験片

2 ノッチ

3 亀裂

3 a 分岐

4 先端形状

5 母材

請求の範囲

[請求項1] 鋼組成が、質量%で、C : 0.03~0.15%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.40~2.50%、Al : 0.005~0.08%、P : 0.03%以下、S : 0.0005~0.0030%、N : 0.0036~0.0070%、Ti : 0.004~0.030%、Ca : 0.0005~0.0030%を含有し、且つ、Ca、S、Oの各含有量が、下記(1)式を満足し、残部がFeおよび不可避免の不純物で、金属組織がベイナイトを主体とし、板厚中央部におけるRD// (110)面の集積度が1.5~4.0の集合組織を有し、かつ表層部および板厚中央部におけるシャルピー破面遷移温度 vT_{rs} が -40°C 以下であることを特徴とする脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

$$0.30 \leq (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S \leq 0.80 \dots (1)$$

ただし、式(1)において、Ca、O、Sは含有量(質量%)とする。

[請求項2] 鋼組成が、更に、質量%で、Nb : 0.05%以下、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、Cr : 0.5%以下、Mo : 0.5%以下、V : 0.2%以下、B : 0.003%以下、REM : 0.01%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

[請求項3] 板厚中央部のシャルピー破面遷移温度およびRD// (110)面の集積度が、下記(2)式を満たすことを特徴とする請求項1または2に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板。

$$vT_{rs(1/2t)} - 12 \times I_{RD// (110) [1/2t]} \leq -70 \dots (2)$$

ただし、式(2)において、

$vT_{rs(1/2t)}$: 板厚中央部(1/2t)のシャルピー破面遷移温

度 (°C)

$I_{RD// (110) [1/2t]}$: 板厚中央部 (1/2 t) の RD// (110) 面の集積度

とする。なお、t は板厚 (mm) である。

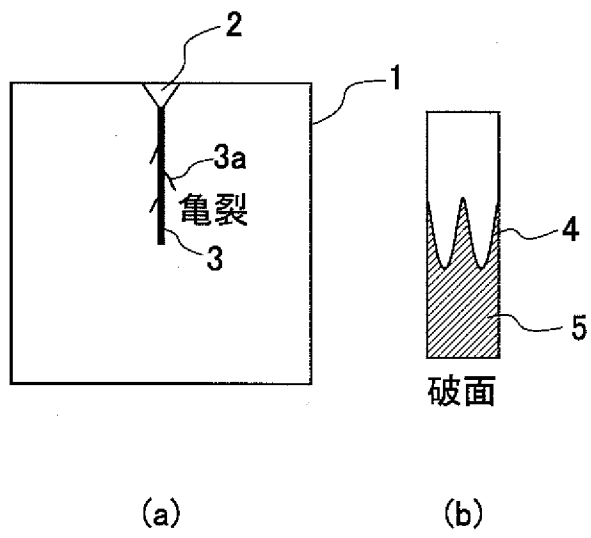
[請求項4]

請求項1または2に記載の組成を有する鋼素材を、1000～1200°Cの温度に加熱し、オーステナイト再結晶温度域およびオーステナイト未再結晶温度域における累積圧下率の合計が65%以上の圧延を実施し、このとき、板厚中央部がオーステナイト再結晶温度域にある状態においては累積圧下率が20%以上の圧延を行い、次いで、板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態においては、累積圧下率が40～70%とする圧延を行い、かつ、前記板厚中央部がオーステナイト未再結晶温度域にある状態における圧延のうち最初のパスの圧延温度と最後のパスの圧延温度との差が40°C以内であり、その後、4.0°C/s以上の冷却速度にて450°C以下まで冷却することを特徴とする脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板の製造方法。

[請求項5]

450°C以下に加速冷却した後、さらに、A₁点以下の温度に焼戻す工程を有することを特徴とする請求項4に記載の脆性亀裂伝播停止特性に優れた大入熱溶接用高強度厚鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/006309

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D1/26(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, C21D1/26, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/58

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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.
X <u>Y</u>	JP 2008-248382 A (Nippon Steel Corp.), 16 October 2008 (16.10.2008), claims; paragraphs [0001], [0033] to [0038]; tables 1, 2, 4 & EP 2119803 A1 & WO 2008/108333 A1 & CN 101622370 A & TW 200844240 A	2-5 <u>1</u>
Y	WO 2009/072559 A1 (Nippon Steel Corp.), 11 June 2009 (11.06.2009), paragraphs [0057], [0059] & JP 4612735 B & EP 2236631 A1 & CN 101578380 A & KR 10-2009-0097167 A & TW 200932925 A	1

☒ 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
27 November, 2013 (27.11.13)

Date of mailing of the international search report
10 December, 2013 (10.12.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/006309

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2009-019244 A (Kobe Steel, Ltd.), 29 January 2009 (29.01.2009), entire text & CN 101343712 A & KR 10-2009-0006728 A	1-5
A	JP 2008-169468 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), entire text (Family: none)	1-5
A	JP 2008-169467 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), entire text (Family: none)	1-5
A	JP 2007-302993 A (Nippon Steel Corp.), 22 November 2007 (22.11.2007), entire text & US 2009/0092515 A1 & EP 2006407 A1 & WO 2007/119878 A1 & DE 602007009814 D & KR 10-2008-0027903 A & CN 101341269 A	1-5

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, C21D1/26(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, C21D1/26, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/58

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 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X Y	JP 2008-248382 A (新日本製鐵株式会社) 2008. 10. 16, 【特許請求の範囲】、【0 0 0 1】、【0 0 3 3】 - 【0 0 3 8】、 【表 1】、【表 2】、【表 4】 & EP 2119803 A1 & WO 2008/108333 A1 & CN 101622370 A & TW 200844240 A	2 - 5 <u>1</u>

☒ 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

2 7 . 1 1 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

1 0 . 1 2 . 2 0 1 3

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)

馳平 憲一

4 K

3 2 3 2

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
Y	WO 2009/072559 A1 (新日本製鐵株式会社) 2009.06.11, [0057]、[0059] & JP 4612735 B & EP 2236631 A1 & CN 101578380 A & KR 10-2009-0097167 A & TW 200932925 A	1
A	JP 2009-019244 A (株式会社神戸製鋼所) 2009.01.29, 全文 & CN 101343712 A & KR 10-2009-0006728 A	1 - 5
A	JP 2008-169468 A (新日本製鐵株式会社) 2008.07.24, 全文 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2008-169467 A (新日本製鐵株式会社) 2008.07.24, 全文 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2007-302993 A (新日本製鐵株式会社) 2007.11.22, 全文 & US 2009/0092515 A1 & EP 2006407 A1 & WO 2007/119878 A1 & DE 602007009814 D & KR 10-2008-0027903 A & CN 101341269 A	1 - 5