

(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)



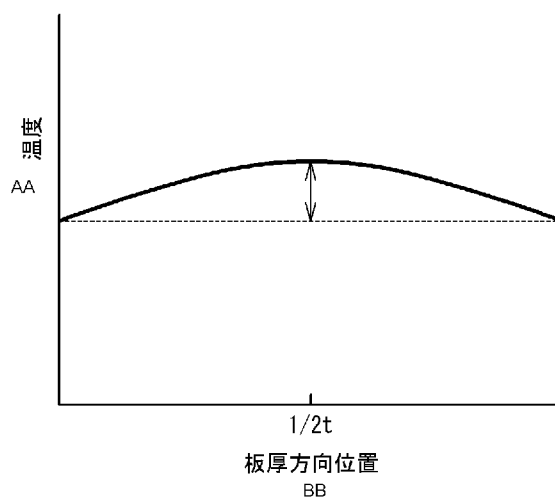
(10) 国際公開番号

WO 2018/030186 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/JP2017/027513
- (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 2016-156722 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: 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). 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). 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).

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

(54) 発明の名称: 高強度厚鋼板およびその製造方法



AA Temperature
BB Plate-thickness-direction position

(57) Abstract: Provided is a thick high-strength steel plate which, even when having a thickness exceeding 50 mm, is excellent in terms of brittle crack propagation arrestability and which can be industrially produced by an extremely simple process. The thick high-strength steel plate has a composition which contains, in terms of mass%, 0.03-0.20% C, 0.03-0.5% Si, 0.5-2.2% Mn, up to 0.02% P, up to 0.01% S, 0.005-0.03% Ti, 0.005-0.080% Al, and up to 0.0050% N, with the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, and in which the C_{eq} defined by expression (1) satisfies expression (2). The thick high-strength steel plate has a texture in which the intensity for the $\{113\}<110>$ orientation at



(74) 代理人：杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji);
〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目 2 番 1
号 霞が関コモンゲート西館 3 6 階 Tokyo (JP).

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

a position corresponding to one-half the plate thickness is 4.0 or higher and the intensity for the {113}<110> orientation on the steel plate surface is 1.7 or higher. $Ceq = [C] + [Mn]/6 + [Cu]/15 + [Ni]/15 + [Cr]/5 + [Mo]/5 + [V]/5$ (1) $Ceq \geq 0.40$ (2)

(57) 要約：板厚が 5.0 mm を超える場合においても優れた脆性亀裂伝播停止特性を有し、かつ工業的に極めて簡易なプロセスで製造することができる高強度厚鋼板を提供する。質量%で、C：0.03～0.20%、Si：0.03～0.5%、Mn：0.5～2.2%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、Ti：0.005～0.03%、Al：0.005～0.080%、およびN：0.0050%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、かつ下記(1)式で定義されるCeqが下記(2)式の条件を満足する成分組成を有し、板厚1/2位置における{113}<110>方位強度が4.0以上、鋼板表面における{113}<110>方位強度が1.7以上の集合組織を有する、高強度厚鋼板。 $Ceq = [C] + [Mn]/6 + [Cu]/15 + [Ni]/15 + [Cr]/5 + [Mo]/5 + [V]/5 \cdots (1)$ $Ceq \geq 0.40 \cdots (2)$

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、高強度厚鋼板に関し、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用いられる、脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度厚鋼板に関する。また、本発明は、前記高強度厚鋼板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への影響が大きい。そのため、安全性の向上が常に求められており、使用される鋼材に対しては、使用温度における靱性や、脆性き裂伝播停止特性が高いレベルで要求されている。

[0003] コンテナ船やバルクキャリアーなどの船舶は、その構造上、船体外板に高強度の厚肉材が使用されており、最近では、船体の大型化に伴って一層の高強度化および厚肉化が進んでいる。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材になるほど劣化する傾向にあるため、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。

[0004] 鋼材の脆性き裂伝播停止特性を向上させる手段としては、鋼中のN i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（L N G）の貯槽タンクには、9 % N i 鋼が商業規模で使用されている。しかし、鋼中N i量の増加は製造コストの大幅な上昇を招くため、前記9 % N i 鋼をL N G貯槽タンク以外の用途に用いることは難しい。

[0005] 他方、L N G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などの用途には、板厚が5 0 mm未満である比較的薄手の鋼材が使用されている。そのような薄手の鋼材においては、T M C P（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。

[0006] 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、鋼の組織や集合組織を制御する方法が、様々な観点から提案されている。

[0007] 例えば、特許文献1では、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材が提案されている。脆性き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）における結晶粒を微細化することによって、伝播する脆性き裂が有する伝播エネルギーが吸収され、その結果、脆性き裂伝播停止特性が向上する。

[0008] 特許文献2では、フェライトーパーライト主体のミクロ組織を有する鋼材において脆性き裂伝播停止特性を向上させるために、鋼板表層におけるフェライト粒径、フェライト粒のアスペクト比、およびフェライト粒径の標準偏差を制御することが提案されている。

[0009] 特許文献3では、フェライト結晶粒を微細化するとともに、フェライト結晶粒内に形成されるサブグレインを制御することによって、脆性き裂伝播停止特性を向上させた鋼板が提案されている。

[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、脆性き裂伝播停止特性を向上させる方法も知られている。この方法では、鋼材の破壊面上にセパレーションを板面と平行な方向に生じさせ、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ている。

[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 μ m以上の粗大な結晶粒の面積率を10%以下とすることにより、耐脆性破壊特性を向上させることが記載されている。

[0012] 特許文献5では、板厚内部の圧延面における（1 0 0）面のX線面強度比が1.5以上である、継手部の脆性き裂伝播停止特性に優れた溶接構造用鋼が提案されている。前記溶接構造用鋼では、前記の通り集合組織を発達させることにより、応力負荷方向とき裂伝播方向との間にずれが生じ、その結果

、脆性き裂伝播停止特性が向上する。

先行技術文献

特許文献

[0013] 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

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0014] しかし、特許文献1、2に記載された鋼材を得るためには、鋼材表層部を一旦冷却した後に復熱させ、かつ前記復熱中に加工を加えることによって組織を制御する必要がある。そのため、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。

[0015] また、上記したような従来の技術は、いずれも板厚50mm程度の鋼板を対象としたものであり、板厚70mm程度の厚肉材へ適用した場合に、必要な特性が得られるかどうかは不明である。特に、船体構造において必要とされる板厚方向のき裂伝播特性についても不明である。

[0016] 本発明は、上記した問題を有利に解決するもので、板厚が50mmを超える場合においても優れた脆性亀裂伝播停止特性を有し、かつ工業的に極めて簡易なプロセスで製造することができる高強度厚鋼板を提供することを目的とする。また、本発明は、工業的に簡易なプロセスで、前記高強度厚鋼板を安定して製造し得る、高強度厚鋼板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

[0017] 発明者らは、上記課題を解決するために、優れた脆性き裂伝播停止特性を有する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鋭意研

究を重ねた結果、以下の知見を得た。

[0018] (1) オーステナイト域で圧延を完了する場合、圧延時の温度が低温であるほど高い靱性値と集合組織が得られる。しかしながら、板厚が50mmを超えるような厚鋼板においては、変態点付近まで圧延温度を下げてしまうと、図1に示すように鋼板の表面と板厚中央部との温度差が大きくなるため、表層部がフェライト組織に変態し、そのフェライトが圧延されて表層部の靱性が劣化する。

[0019] (2) 表層部のフェライト生成を抑制するためには圧延温度を上げる必要があるが、圧延温度を上げると、板厚中心の圧延温度を十分に低くすることができない。

[0020] (3) 板厚中心部の圧延温度が十分に低くないと、板厚中心部の結晶粒径が粗大となり靱性が不十分となる場合や、き裂伝播停止特性に有利な集合組織の集積度が不十分となる場合がある。

[0021] 上記の問題を解決するためさらに検討を重ねた結果、圧延の途中で鋼板の表裏面を加熱することで図2に示したように板厚方向の温度差を低減でき、これまで以上に低い温度で安定的に圧延できることに思い至った。これにより、これまでと同程度の条件下で熱間圧延を行った場合には、更に高い脆性き裂伝播停止特性を得ることができる。また、同程度の脆性き裂伝播停止特性を得るために必要な圧延条件を、これまでに比べて緩和することができる。

[0022] そして、上記プロセスを用いて板厚1/2位置および鋼板表面における{113} <110>方位強度を制御することにより、優れた母材靱性を有すると共に、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。

[0023] 以上の知見に基づき検討を行い、本発明を完成するに至った。すなわち、本発明の要旨構成は、次のとおりである。

[0024] 1. 質量%で、

C : 0.03~0.20%、

Si : 0.03~0.5%、

Mn : 0.5 ~ 2.2 %、

P : 0.02 %以下、

S : 0.01 %以下、

Ti : 0.005 ~ 0.03 %、

Al : 0.005 ~ 0.080 %、および

N : 0.0050 %以下を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

かつ下記(1)式で定義されるCeqが下記(2)式の条件を満足する成分組成を有し、

板厚1/2位置における{113} <110>方位強度が4.0以上、鋼板表面における{113} <110>方位強度が1.7以上の集合組織を有する、高強度厚鋼板。

記

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

$$Ceq \geq 0.40 \dots (2)$$

ここで、上記(1)式における括弧は、前記高強度厚鋼板における該括弧内の元素の含有量(質量%)を表し、該元素が含有されていない場合には0とする

[0025] 2. 板厚が50 ~ 100 mmであり、

Kca (−10℃) が7000 N/mm^{3/2}以上、

板厚1/4位置におけるvE (−40℃) が250 J以上、かつ

板厚1/4位置における引張強さTSが570 MPa以上である、上記1に記載の高強度厚鋼板。

[0026] 3. 板厚1/2位置における組織に占めるベイナイトの面積分率が85%以上である、上記1または2に記載の高強度厚鋼板。

[0027] 4. 前記成分組成が、質量%で、

Nb : 0.005 ~ 0.05 %、

Cu : 0.01 ~ 0.5 %、

Ni : 0.01 ~ 1.5 %、および

Cr : 0.01 ~ 0.5 % からなる群より選択される 1 または 2 以上をさらに含有する、上記 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[0028] 5. 前記成分組成が、質量%で、

Mo : 0.01 ~ 0.5 %、

V : 0.001 ~ 0.10 %、

B : 0.0030 % 以下、

Ca : 0.0050 % 以下、および

REM : 0.0100 % 以下からなる群より選択される 1 または 2 以上をさらに含有する、上記 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[0029] 6. 鋼板表面から 5 mm 位置と板厚 1 / 2 位置とにおける vE (- 40 °C) が、いずれも 250 J 以上である、上記 1 から 4 のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[0030] 7. 上記 1 ~ 6 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、
上記 1、4、および 5 のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼を 1000 ~ 1200 °C の加熱温度に加熱する加熱工程と、

加熱された前記鋼を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程とを有し、

前記熱間圧延工程が、

板厚 1 / 2 位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延と、

板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延とを含み、

前記熱間圧延工程の間に、前記鋼を表裏の両面から加熱する、高強度厚鋼板の製造方法。

[0031] 8. 前記熱延鋼板を、3 °C / s 以上の冷却速度で、500 °C 以下の冷却停止温度まで冷却する冷却工程をさらに有する、上記 7 に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[0032] 9. 前記冷却工程で冷却された熱延鋼板を、 A_{c1} 点以下の焼戻温度で焼戻す焼戻し工程をさらに有する、上記8に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[0033] 10. 前記表裏の両面からの加熱が終了した時点における前記鋼の表面と板厚1/2位置における温度差を 30°C 以下とする、上記7～9のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[0034] 11. 前記表裏の両面からの加熱を、前記板厚1/2位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延の開始より前に行う、上記7～10のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

発明の効果

[0035] 本発明によれば、板厚1/2位置と鋼板表面の両者における集合組織が適切に制御されるので、板厚が50mmを超えるような場合においても、脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度厚鋼板を得ることができる。本発明の高強度厚鋼板は、例えば、造船分野ではコンテナ船、バルクキャリア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で、産業上極めて有用である。

図面の簡単な説明

[0036] [図1]従来の熱間圧延における、鋼板の板厚方向での温度分布を示す模式図である。

[図2]本発明の熱間圧延における、鋼板の板厚方向での温度分布を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0037] 以下、本発明を具体的に説明する。本発明の一実施形態における高強度厚鋼板においては、成分組成および集合組織が上記のように規定される。

[0038] [成分組成]

まず、本発明において鋼の成分組成を上記のように限定する理由を説明する。なお、成分組成に関する「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

[0039] 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は0.03 %以上の含有を必要とする。しかし、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 %とする。なお、C含有量は0.05 ~ 0.15 %とすることが好ましい。

[0040] 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が、0.03 %未満の含有量ではその効果がない。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、Si含有量は0.03 ~ 0.5 %とする。Si含有量は0.04 ~ 0.40 %とすることが好ましい。

[0041] Mn : 0.5 ~ 2.2 %

Mnは、強化元素として含有される。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、Mn含有量が2.2 %を超えると溶接性が劣化することに加え、鋼材コストも上昇する。そのため、Mn含有量は、0.5 ~ 2.2 %とする。

[0042] P : 0.02 %以下

Pは、鋼中の不可避的不純物であり、含有量が多くなると靱性が劣化してしまう。そのため、板厚が50 mmを超えるような厚鋼板においても良好な靱性を保つために、P含有量を0.02 %以下とする。P含有量は0.01 %以下とすることが好ましく、0.006 %以下とすることがより好ましい。一方、下限については限定されず、0 %であってもよいが、工業的には0 %超である。

[0043] S : 0.01 %以下

Sは、鋼中の不可避的不純物であり、含有量が多くなると靱性が劣化してしまう。そのため、板厚が50 mmを超えるような厚鋼板においても良好な靱性を保つために、S含有量を0.01 %以下とする。S含有量は0.005

%以下とすることが好ましく、0.003%以下とすることがより好ましい。一方、下限については限定されず、0%であってもよいが、工業的には0%超である。

[0044] 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。前記効果は、Ti含有量が0.005%以上であれば得ることができる。一方、Ti含有量が0.03%を超えると、母材および溶接熱影響部における靱性が低下する。そのため、Ti含有量は0.005~0.03%とする。Ti含有量は0.006~0.028%とすることが好ましい。

[0045] Al : 0.005~0.080%

Alは、脱酸材として添加される元素であり、その効果を得るためには0.005%以上の添加が必要である。一方、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%とする。なお、Al含有量は、0.020~0.040%とすることが好ましい。

[0046] 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、鋼を強化する元素である。しかし、N含有量が0.0050%を超えると靱性が劣化するため、N含有量は0.0050%以下とする。一方、N含有量の下限は特に限定されないが、0.0010%以上とすることが好ましく、0.0015%以上とすることがより好ましい。

[0047] 本発明の一実施形態における高強度厚鋼板の成分組成は、上記元素と、残部のFe及び不可避不純物からなる。

[0048] また、本発明の他の実施形態においては、さらに特性を向上させるため、上記成分組成が、Nb、Cu、Ni、およびCrからなる群より選択される1または2以上をさらに任意に含有することが可能である。

[0049] 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ので、靱性の改善にも有効である。その効果は0.005%以上の含有により発揮されるが、0.05%を超えて含有すると、粗大なNbCが析出することにより、かえって靱性の低下を招く。そのため、Nbを含有する場合、Nb含有量を0.005~0.05%とする。

[0050] Cu : 0.01~0.5%

Cuは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、圧延後の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮されるが、過度の含有は靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Cu含有量は0.01~0.5%とする。

[0051] Ni : 0.01~1.5%

Niは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、圧延後の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮される。一方、過度の含有は靱性や溶接性をかえって劣化させることに加え、合金のコスト増加を招く。そのため、Ni含有量は0.01~1.5%とする。

[0052] Cr : 0.01~0.5%

Crは、Cuと同様に、鋼の焼入れ性を高める元素であり、圧延後の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮されるが、過度の含有は靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Cr含有量は0.01~0.5%とする。

[0053] また、本発明の他の実施形態においては、さらに特性を向上させるため、上記成分組成が、Mo、V、B、Ca、およびREMからなる群より選択される1または2以上をさらに任意に含有することが可能である。

[0054] Mo : 0.01~0.5%

Moは、CuやCrと同様に、鋼の焼入れ性を高める元素であり、圧延後の強度向上に加え、靱性、高温強度、耐候性などの機能向上に寄与する。これらの効果は、0.01%以上の含有によって発揮されるが、過度の含有は靱性や溶接性をかえって劣化させる。そのため、Mo含有量は0.01~0.5%とする。

[0055] 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を0.001%以上含有させることにより発揮される。一方、Vを0.10%を超えて含有すると、かえって靱性が低下する。このため、Vを含有させる場合には、V含有量を0.001~0.10%とする。

[0056] B : 0.0030%以下

Bは、微量で鋼の焼入れ性を高める効果を有する元素であり、任意に含有させることができる。しかし、B含有量が0.0030%を超えると、溶接部の靱性が低下する。そのため、B含有量を0.0030%以下とする。なお、B含有量の下限は特に限定されないが、Bを含有させる場合、良好な焼入れ性を得るという観点からは、B含有量を0.0006%以上とすることが好ましい。

[0057] Ca : 0.0050%以下

Caは、溶接熱影響部の組織を微細化して靱性を向上させる効果を有する元素であり、適量の含有であれば本発明の効果が損なわれることはない。したがって、必要に応じてCaを含有することができる。しかし、過度にCaを含有すると、粗大な介在物を形成して母材の靱性を劣化させる。そのため、Caを含有させる場合には、Ca含有量を0.0050%以下とする。一方、Ca含有量の下限值は特に限定されないが、Caを添加する場合、添加効果を十分に得るためにはCa含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。

[0058] REM : 0.0100%以下

REM（希土類金属）は、Caと同様に、溶接熱影響部の組織を微細化して靱性を向上させる効果を有する元素であり、適量の含有であれば本発明の効果が損なわれることはない。したがって、任意にREMを含有することができる。しかし、過度にREMを含有すると、粗大な介在物を形成して母材の靱性を劣化させる。そのため、REMを含有させる場合には、REM含有量を0.0100%以下とする。一方、REM含有量の下限は特に限定されないが、REMを添加する場合、添加効果を十分に得るためにはREM含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

[0059] [Ce_{eq}]

さらに、上記成分組成は、下記（1）式で定義される炭素当量Ce_{eq}が下記（2）式の条件を満足するものである。

$$Ce_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + [Cu] / 15 + [Ni] / 15 + [Cr] / 5 + [Mo] / 5 + [V] / 5 \cdots (1)$$

$$Ce_{eq} \geq 0.40 \cdots (2)$$

ここで、上記（1）式における括弧は、高強度厚鋼板における該括弧内の元素の含有量（質量%）を表し、該元素が含有されていない場合には0とする。

[0060] Ce_{eq}を0.40以上とすることにより、板厚が50mmを超えるような厚鋼板においても、強度および集合組織強度を保つことができる。一方、Ce_{eq}の上限は特に限定されないが、0.55以下とすることが好ましく、0.53以下とすることがより好ましく、0.50以下とすることがさらに好ましい。

[0061] [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き裂に対するき裂伝播停止特性を向上させるために、板厚1/2位置および鋼板表面における{113}〈110〉方位強度を規定する。板厚1/2位置および鋼板表面において、{113}〈110〉方位を発達させると、き裂進展に先立ち微視的なクラックが発生してき裂進展の抵抗となる。なお

、ここで「板厚 1 / 2 位置」とは板厚方向における中央の位置を意味し、「鋼板表面」とは、スケールを除去した後の鋼板の表面から 0.5 mm の深さの位置を意味する。

[0062] 具体的には、板厚 1 / 2 位置における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度が 4.0 以上、鋼板表面における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度が 1.7 以上の集合組織とする。前記条件を満たすように集合組織を制御することにより、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が 50 mm を超えるような厚鋼板においても、構造安全性を確保する上で目標とされる $K_{ca}(-10^\circ\text{C}) \geq 7000 \text{ N/mm}^{3/2}$ の脆性き裂伝播停止特性を得ることができる。ここで、 $K_{ca}(-10^\circ\text{C})$ は、 -10°C における脆性き裂伝播停止靱性である。なお、より優れたき裂伝播停止性能が要求される場合には、板厚 1 / 2 位置における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度を 4.1 以上、鋼板表面における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度を 1.9 以上とするとすることが好ましい。一方、板厚 1 / 2 位置における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度の上限は特に限定されず、高ければ高いほどよいが、一般的には 7.0 以下であってよい。また、鋼板表面における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度の上限についても特に限定されず、高ければ高いほどよいが、一般的には 5.0 以下であってよい。

[0063] なお、板厚 1 / 2 位置における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度と、鋼板表面における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度は、それぞれ X 線極点図法により、ランダム強度比として求めることが可能であり、具体的には、実施例に記載した方法で測定することができる。なお、前記測定においては、数%の位置誤差は許容される。

[0064] [鋼板内部の組織]

板厚 1 / 2 位置におけるベイナイトの面積分率を 85% 以上とすることが好ましい。組織をこのように制御することにより 脆性き裂伝播特性に有利な $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位を高めることができる。なお、前記ベイナイトの面積分率は、90% 以上とすることがより好ましい。一方、前記ベイナイ

トの面積分率の上限は特に限定されず、100%であってよい。なお、ベイト以外の残部は、特に限定されることなく、任意の組織とすることができる。それら残部組織の面積分率の合計は、15%以下とすることが好ましい。前記面積分率は、実施例に記載の方法で測定することができる。

[0065] [母材靱性]

上記のように成分組成と集合組織を制御することにより、優れた母材靱性を有する高強度厚鋼板を得ることができる。優れた母材靱性を有することは、き裂の進展を抑制する上で重要である。具体的には、板厚1/4位置での、 -40°C におけるシャルピー吸収エネルギー： $vE(-40^{\circ}\text{C})$ を250J以上とすることが好ましく、280J以上とすることがより好ましく、300J以上とすることがより好ましい。一方、前記 $vE(-40^{\circ}\text{C})$ の上限は特に限定されないが、一般的には、420J以下であってよく、400J以下であってもよい。

[0066] さらに、高強度厚鋼板の表面から5mmの位置（深さ）における $vE(-40^{\circ}\text{C})$ を250J以上とすることが好ましく、280J以上とすることがより好ましく、300J以上とすることがより好ましい。一方、前記 $vE(-40^{\circ}\text{C})$ の上限は特に限定されないが、一般的には、420J以下であってよく、400J以下であってもよい。

[0067] 本発明においては、後述するように、熱間圧延工程の間に鋼を表裏の両面から加熱することによって、鋼板表面から5mm位置と板厚1/2位置とにおける $vE(-40^{\circ}\text{C})$ の両者を250J以上とすることができる。

[0068] また、板厚1/4位置におけるシャルピー破面遷移温度は -40°C 以下とすることが好ましい。前記シャルピー破面遷移温度の下限は、特に限定されないが、一般的には、 -130°C 以上であってよい。

[0069] [脆性き裂伝播停止靱性]

上述したように、本発明の高強度厚鋼板においては集合組織を制御することによって $Kca(-10^{\circ}\text{C})$ が $7000\text{N}/\text{mm}^{3/2}$ 以上という、優れた脆性き裂伝播停止特性を実現することができる。 $Kca(-10^{\circ}\text{C})$ は、750

$0\text{ N/mm}^{3/2}$ 以上とすることが好ましく、 $8000\text{ N/mm}^{3/2}$ 以上とすることがより好ましく、 $9000\text{ N/mm}^{3/2}$ 以上とすることがさらに好ましい。一方、 $Kca(-10^\circ\text{C})$ の値は高いほど好ましいため、その上限は特に限定されないが、一般的には、 $13000\text{ N/mm}^{3/2}$ 以下であってよい。なお、前記 $Kca(-10^\circ\text{C})$ の値は温度勾配型ESSO試験によって測定することができ、具体的には実施例に記載した方法で得ることができる。

[0070] [引張強さ]

本発明の高強度厚鋼板の引張強さ(TS)は、特に限定されないが、板厚1/4位置における引張強さTSを 570 MPa 以上とすることが好ましく、 580 MPa 以上とすることがより好ましく、 590 MPa 以上とすることがさらに好ましい。一方、TSの上限についても特に限定されないが、一般的には、板厚1/4位置における引張強さTSが 700 MPa 以下であってよい。

[0071] [板厚]

本発明の高強度厚鋼板の板厚は特に限定されず、任意の値とすることができる。しかし、板厚が厚いほど本発明の効果が顕著となるため、板厚は、 50 mm 以上とすることが好ましく、 50 mm 超とすることがより好ましく、 60 mm 以上とすることがさらに好ましく、 70 mm 以上とすることがさらに好ましい。一方、板厚の上限についても特に限定されないが、一般的には 100 mm 以下であってよい。

[0072] [製造方法]

次に、本発明の一実施形態における高強度厚鋼板の製造方法を説明する。

[0073] 本発明の高強度厚鋼板は、上述した成分組成を有する鋼を特定の条件で熱間圧延することによって製造することができる。具体的には、次の(1)および(2)の工程を順次行う。

(1) 鋼を $1000\sim 1200^\circ\text{C}$ の加熱温度に加熱する加熱工程。

(2) 加熱された前記鋼を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程。

そして、前記(2)熱間圧延工程においては、次の(2-1)および(2-

2) の工程を順次行う。

(2-1) 板厚 1 / 2 位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延 (再結晶域圧延)。

(2-2) 板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延 (未再結晶域圧延)。

[0074] また、前記 (2) 熱間圧延工程の後に、次の (3) の工程を任意に行うこともできる。

(3) 前記熱延鋼板を、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で、 500°C 以下の冷却停止温度まで冷却する冷却工程。

[0075] さらに、前記 (3) 冷却工程の後に、次の (4) の工程を任意に行うこともできる。

(4) 前記冷却工程で冷却された熱延鋼板を、 A_{c1} 点以下の焼戻温度で焼戻す焼戻し工程。

[0076] 以下、上記各工程における条件の限定理由について説明する。

[0077] [加熱工程]

加熱温度： $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$

熱間圧延に先立って、上記成分組成を有する鋼を加熱する。その際、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時間を十分に確保することができない。一方、加熱温度が 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。そのため、加熱温度は $1000\sim1200^{\circ}\text{C}$ とする。なお、鋼板の靱性向上の観点からは、前記加熱温度を $1000\sim1170^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましく、 $1050\sim1170^{\circ}\text{C}$ とすることがより好ましい。

[0078] なお、前記加熱工程に供される鋼は、特に限定されことなく、任意の方法で製造することができる。例えば、上記成分組成を有する溶鋼を転炉等で溶製し、連続鋳造によって得た鋼片 (スラブ) を用いることができる。

[0079] [熱間圧延]

次いで、熱間圧延を行う。熱間圧延工程においては、まず、(2-1)板厚 1 / 2 位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延（再結晶域圧延）を行い、次いで、(2-2)板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延（未再結晶域圧延）を行う。前記熱間圧延工程における圧延終了温度は、特に限定されないが、 A_{r3} 点以上とすることが好ましい。

[0080] 上記熱間圧延における累積圧下率は特に限定されないが、(2-1)板厚 1 / 2 位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延における累積圧下率（再結晶温度域累積圧下率）を 12%以上とすることが好ましい。前記再結晶温度域累積圧下率の上限は特に限定されないが、圧延負荷の観点から 60%以下とすることが好ましい。また、(2-2)板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延における累積圧下率（未再結晶域累積圧下率）を 45%以上とすることが好ましい。前記未再結晶温度域累積圧下率の上限は特に限定されないが、圧延負荷の観点から 90%以下とすることが好ましい。集合組織制御の観点からは、このように累積圧下率を制御することが好ましい。

[0081] 本発明においては、前記(2)熱間圧延工程の途中に、前記鋼を表裏の両面から加熱する。前記加熱により、板厚方向における温度分布を制御し、鋼板表面と内部とにおける温度差を小さくすることができ、その結果、上述した板厚中央部と鋼板表面における集合組織を得ることができる。また、前記両面からの加熱を行うことにより、鋼板表面から 5 mm 位置と板厚 1 / 2 位置とにおける vE (-40°C) を、いずれも 250 J 以上とすることができる。

[0082] 前記表裏の両面からの加熱は、当該加熱が終了した時点における前記鋼の表面と板厚 1 / 2 位置における温度差が 30°C 以下となるように行うことが好ましい。これにより、板厚中央をより低い温度で圧延しつつ、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。前記温度差は、 20°C 以下とすることがより好ましく、 10°C 以下とすることがさらに好ましい。一方、前記温度差は、小さければ小さいほど好ましいため、下限は特に限定され

ず、 0°C 以上であってよい。

[0083] なお、上記加熱を行うタイミングは特に限定されず、熱間圧延工程の途中であればよい。しかし、集合組織制御の観点からは、加熱終了時より後に行われる熱間圧延の累積圧下率が45%以上となるタイミングで該加熱を行うことが好ましく、未再結晶域圧延開始前に行うことがより好ましく、再結晶域圧延終了後かつ未再結晶域圧延開始前に行うことがさらに好ましい。未再結晶域圧延開始前に加熱を行う場合には、温度制御の観点からは、該加熱が終了してから30秒以内に未再結晶域圧延を開始することが好ましい。

[0084] 前記熱間圧延工程における加熱は、特に限定されることなく、誘導加熱や炉加熱など、任意の方法で行うことができる。

[0085] 未再結晶域圧延の途中で鋼板表面と板厚1/2位置の間の温度差が大きくなる場合には、さらに未再結晶域圧延の途中で、表面のみ加熱することも可能である。

[0086] [冷却工程]

冷却速度： $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

冷却停止温度： 500°C 以下

圧延が終了した鋼板は、圧延時に発達させた集合組織の保持という観点からは、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で、 500°C 以下の冷却停止温度まで冷却することが好ましい。冷却速度の上限は特に限定されないが、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。また、冷却停止温度の下限は特に限定されないが、 0°C 以上とすることが好ましい。また、前記冷却工程における冷却開始温度は、 A_{r3} 点以上とすることが好ましい。

[0087] [焼戻し工程]

焼戻温度： A_{c1} 点以下

前記冷却工程の後に焼戻処理を行う場合は、 A_{c1} 点以下の焼戻し温度で焼戻しを行うことが好ましい。焼戻温度が A_{c1} 点より高いと、圧延時に発達させた集合組織が失われる場合があるためである。焼戻し温度の下限は特に限定されないが、 400°C 以上とすることが好ましい。

[0088] なお、以上の説明において、板厚 1 / 2 位置の温度は、放射温度計で測定した鋼板表面温度からの伝熱計算、もしくは事前に測定した中心温度に基づく計算により求める。また、圧延後の冷却条件における温度は、板厚 1 / 2 位置における温度とする。

[0089] (実施例)

次に、本発明の実施例について説明する。

表 1 に示す各成分組成を有する溶鋼を転炉で溶製し、連続鑄造法でスラブとした。次いで、前記スラブを加熱した後、板厚：50～100mmとなるよう熱間圧延した。前記加熱と熱間圧延の条件は、表 2 に示した通りとした。その後、表 2 に示した条件で冷却を行い、その後、放冷して高強度厚鋼板を得た。一部の鋼板については、冷却後に表 2 に示した温度で焼戻しを行った。

[0090] 前記熱間圧延の途中には、一部の比較例を除いて、鋼を表裏の両面から加熱した。前記加熱は、再結晶域圧延終了後、未再結晶域圧延開始前に行った。また、その際、未再結晶域圧延は、加熱終了から 30 秒以内に開始した。前記加熱は、雰囲気炉を用いた炉加熱および高周波による誘導加熱で実施した。

[0091]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%) [*]																備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	Cu	Ni	Cr	Mo	N	B	Ca	REM	Ceq
A	0.08	0.20	2.0	0.005	0.004	0.010	-	0.011	-	-	-	-	-	0.0034	-	-	-	0.41
B	0.15	0.11	1.7	0.007	0.005	0.040	-	0.007	-	-	-	-	-	0.0010	-	-	-	0.43
C	0.04	0.25	1.9	0.010	0.007	0.006	0.011	0.018	-	-	-	0.45	-	0.0025	-	-	-	0.45
D	0.12	0.33	1.8	0.002	0.001	0.026	-	0.008	-	-	-	-	-	0.0033	-	-	0.008	0.42
E	0.19	0.18	1.3	0.001	0.008	0.060	-	0.020	0.01	0.40	-	-	-	0.0046	-	-	-	0.44
F	0.13	0.40	0.6	0.007	0.002	0.040	-	0.027	-	0.50	1.45	0.50	0.30	0.0026	-	-	-	0.52
G	0.03	0.08	2.2	0.008	0.005	0.070	-	0.015	-	-	0.50	0.20	-	0.0048	-	-	-	0.47
H	0.10	0.33	1.8	0.004	0.004	0.007	-	0.006	0.05	-	-	-	-	0.0009	0.0014	-	-	0.41
I	0.06	0.44	2.0	0.015	0.008	0.050	-	0.024	-	-	-	-	0.13	0.0044	-	-	-	0.42
J	0.04	0.47	2.2	0.020	0.007	0.075	0.040	0.016	-	0.30	0.25	-	-	0.0038	-	0.0011	-	0.44
K	0.07	0.20	1.9	0.006	0.004	0.040	-	0.017	-	1.50	-	-	-	0.0017	-	-	-	0.49
L	0.09	0.35	0.9	0.009	0.003	0.020	0.033	0.009	-	0.50	1.40	0.35	-	0.0067	-	-	-	0.44
M	0.37	0.43	0.5	0.011	0.004	0.047	-	0.027	-	-	-	-	-	0.0047	0.0010	-	-	0.45
N	0.08	0.07	2.1	0.013	0.005	0.070	-	0.053	-	-	-	-	-	0.0039	-	-	-	0.43
Q	0.11	0.10	1.5	0.031	0.003	0.030	-	0.018	-	-	1.20	-	-	0.0004	-	-	-	0.44
P	0.14	0.27	2.0	0.004	0.007	0.140	-	0.023	-	-	-	-	-	0.0045	-	-	-	0.47
Q	0.06	0.88	1.7	0.003	0.008	0.010	-	0.011	-	0.45	0.35	0.10	-	0.0010	-	-	0.0030	0.42

* 残部はFeおよび不可避不純物。

[0092] [表2]

表2

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱工程	熱間圧延工程				冷却工程		焼戻工程	備考	
			加熱 温度 (℃)	再結晶域 累積圧下率*1 (%)	未再結晶域 累積圧下率*2 (%)	表面から の加熱	仕上温度 (℃)	温度差*3 (℃)	冷却 速度 (℃/s)	冷却停止 温度 (℃)		焼戻温度 (℃)
1	A	60	1030	30	50	あり	755	8	7.8	340	-	本発明例
2	B	80	1100	40	55	あり	758	13	5.1	400	-	本発明例
3	C	80	1150	25	70	あり	778	18	5.8	370	-	本発明例
4	D	100	1130	30	60	あり	768	13	3.1	330	-	本発明例
5	E	50	1120	60	60	あり	771	3	8.7	480	-	本発明例
6	F	60	1170	30	45	あり	758	12	8.5	200	500	本発明例
7	G	70	1090	50	50	あり	725	10	7.1	340	-	本発明例
8	H	90	1180	35	50	あり	785	23	4.7	320	-	本発明例
9	I	100	1040	20	50	あり	766	17	3.2	300	-	本発明例
10	J	50	1100	40	50	あり	740	9	9.1	150	580	本発明例
11	D	80	1050	15	70	あり	762	13	5.3	450	-	本発明例
12	I	60	1190	45	45	あり	766	12	7.4	380	-	本発明例
13	K	90	1150	40	45	あり	768	16	4.8	350	-	比較例
14	L	70	1180	30	60	あり	752	11	6.7	360	-	比較例
15	M	50	1100	50	50	あり	788	8	8.0	230	600	比較例
16	N	90	1160	20	60	あり	758	18	4.2	380	-	比較例
17	O	80	1070	40	55	あり	722	16	5.6	320	-	比較例
18	P	100	1100	30	50	あり	756	19	3.4	350	-	比較例
19	Q	60	1010	45	60	あり	768	11	7.9	400	-	比較例
20	A	50	1100	60	40	なし	801	50	9.4	430	-	比較例
21	B	70	1300	30	55	あり	768	18	0.2(空冷)	-	-	比較例
22	F	80	1020	10	70	なし	799	50	5.1	340	-	比較例
23	H	90	1030	40	30	なし	805	46	4.6	670	-	比較例
24	I	60	1270	30	50	あり	767	14	7.9	90	500	比較例
25	J	90	1300	40	30	あり	748	18	4.8	380	-	比較例
26	C	55	1140	50	55	なし	808	48	9.0	130	830	比較例
27	D	70	1070	45	60	なし	824	60	6.3	390	-	比較例
28	Q	80	1120	30	45	あり	87	17	5.4	700	-	比較例
29	H	60	1300	30	50	あり	766	6	0.2(空冷)	-	-	比較例
30	J	60	1130	25	70	なし	779	54	8.6	140	900	比較例

*1 板厚1/2位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延における累積圧下率。
 *2 板厚1/2位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延における累積圧下率。
 *3 加熱終了時における鋼板表面と、板厚1/2位置における温度の差。

[0093] 得られた高強度厚鋼板のそれぞれについて、以下の方法により、靱性、引張強さ、集合組織、組織、および脆性き裂伝播停止特性を評価した。評価結果を表3に示す。

[0094] [靱性]

得られた高強度厚鋼板の靱性を評価するために、シャルピー衝撃試験を行って、各鋼板の（１）鋼板表面から5 mmの位置、（２）板厚1/4位置、および（３）板厚1/2位置の3カ所の、-40℃におけるシャルピー吸収

エネルギー νE (-40°C) を測定した。前記シャルピー衝撃試験には、JIS (日本工業規格) に規定された4号衝撃試験片 (長さ55 mm、幅10 mm、厚さ10 mm) を用い、前記試験片は、該試験片の長手方向が鋼板の圧延方向と平行となるように採取した。なお、前記鋼板表面から5 mmの位置における νE (-40°C) を測定するために用いる試験片は、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、該鋼板の表面から採取した。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。

[0095] [引張強さ]

得られた高強度厚鋼板の板厚 $1/4$ 位置から、試験片の長手方向が圧延方向と垂直になるように、JIS 4号試験片を採取した。前記試験片を用いて、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を行い、板厚 $1/4$ 位置における引張強さ (TS) を求めた。

[0096] [集合組織]

得られた高強度厚鋼板の集合組織を評価するため、(1) 板厚 $1/2$ 位置および(2) 鋼板表面における $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度を、以下の方法で測定した。まず、前記鋼板の表面に形成されているスケールを除去した後、(1) 板厚 $1/2$ 位置および(2) 鋼板の表面から0.5 mmの深さの位置が測定位置となるように、板厚厚さ1 mmのサンプルを採取した。次いで、採取されたサンプルの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。なお、板厚表面のサンプルについては、鋼板の表面に近い側の面を研磨した。得られた試験片のそれぞれについて、Mo線源を用いた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) 正極点図を求めた。得られた正極点図から3次元結晶方位密度関数を算出することによって、 $\{113\} \langle 110 \rangle$ 方位強度のランダム強度に対する比を算出した。

[0097] [組織]

圧延方向と平行な面が観察面となるように、板厚 1 / 2 位置から試料を採取した。前記試料の表面を鏡面研磨した後、エッチングにより現出させた金属組織の光学顕微鏡写真を撮影し、画像解析によりベイナイトの面積分率を評価した。

[0098] [脆性き裂伝播停止特性]

脆性き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、前記高強度厚鋼板の -10°C における K_{Ic} 値（以下、 $K_{Ic}(-10^{\circ}\text{C})$ とも記す）を求めた。前記温度勾配型 E S S O 試験には、全厚試験片を用いた。

[0099] 表 3 に示した結果から分かるように、本発明の条件を満たす高強度厚鋼板は、鋼板表面から 5 mm 位置、板厚 1 / 2 位置、および板厚 1 / 4 位置における $vE(-40^{\circ}\text{C})$ が 250 J 以上であり、 $K_{Ic}(-10^{\circ}\text{C})$ が 700 $\text{ON}/\text{mm}^{3/2}$ 以上と、優れた脆性き裂伝播停止特性を備えていた。一方、本発明の条件を満たさない比較例の高強度厚鋼板は、板厚 1 / 4 位置における $vE(-40^{\circ}\text{C})$ 、 $K_{Ic}(-10^{\circ}\text{C})$ の少なくとも一方が劣っていた。

[0100]

[表3]

表3

No.	鋼種	板厚 (mm)	靱性			引張強さ 1/4t位置 TS (MPa)	集合組織 [113] <110> 方位強度		組織 ベイナイト 面積分率 (%)	脆性き裂伝播停止特性 K _{ICa} (-10°C) (N/mm ^{3/2})	備考
			表層 * vE(-40°C) (J)	1/4t位置 vE(-40°C) (J)	1/2t位置 vE(-40°C) (J)		1/2t位置	表面			
1	A	60	372	343	352	635	4.6	2.1	92	11800	本発明例
2	B	80	288	298	278	643	4.3	2.0	83	9700	本発明例
3	C	80	326	324	335	652	4.3	1.8	86	8100	本発明例
4	D	100	352	362	322	584	4.8	2.7	95	12000	本発明例
5	E	50	288	331	317	673	4.6	2.2	81	9200	本発明例
6	F	60	298	254	259	633	4.2	2.3	96	11300	本発明例
7	G	70	315	299	284	640	4.3	2.2	91	9300	本発明例
8	H	90	303	304	276	593	4.5	2.4	83	7600	本発明例
9	I	100	284	264	253	614	4.1	1.8	89	7300	本発明例
10	J	50	339	375	356	648	4.9	2.4	94	9100	本発明例
11	D	80	352	312	301	643	4.3	2.3	88	8200	本発明例
12	I	60	347	336	338	651	4.5	2.1	93	9600	本発明例
13	K	90	28	34	27	623	4.2	1.8	95	3300	比較例
14	L	70	57	43	34	632	4.3	2.1	87	3600	比較例
15	M	50	43	32	33	668	4.8	2.5	32	4500	比較例
16	N	90	26	19	24	599	4.2	1.7	86	2000	比較例
17	O	80	55	48	28	651	4.5	1.8	90	3800	比較例
18	P	100	18	27	29	616	4.6	1.7	94	1800	比較例
19	Q	60	53	61	41	635	4.3	2.1	86	3700	比較例
20	A	50	288	316	324	629	3.2	1.4	86	5500	比較例
21	B	70	127	24	26	672	3.1	1.1	9	3600	比較例
22	F	80	283	360	327	641	3.3	1.3	93	4200	比較例
23	H	90	374	334	318	634	2.4	1.2	88	5700	比較例
24	I	60	133	33	25	623	3.5	1.8	85	3200	比較例
25	J	90	87	36	16	625	2.5	1.0	88	4000	比較例
26	C	55	327	286	271	644	3.0	1.3	84	4300	比較例
27	D	70	298	311	303	662	4.1	1.3	87	5800	比較例
28	O	80	79	28	21	633	4.3	1.8	82	2700	比較例
29	H	60	274	298	282	674	2.7	1.1	26	2900	比較例
30	J	60	352	270	266	658	3.3	1.4	90	4600	比較例

* 鋼板表面から5mmの位置における値

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.03~0.20%、

Si : 0.03~0.5%、

Mn : 0.5~2.2%、

P : 0.02%以下、

S : 0.01%以下、

Ti : 0.005~0.03%、

Al : 0.005~0.080%、および

N : 0.0050%以下を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

かつ下記(1)式で定義されるCeqが下記(2)式の条件を満足する成分組成を有し、

板厚1/2位置における{113}<110>方位強度が4.0以上、鋼板表面における{113}<110>方位強度が1.7以上の集合組織を有する、高強度厚鋼板。

記

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

$$Ceq \geq 0.40 \dots (2)$$

ここで、上記(1)式における括弧は、前記高強度厚鋼板における該括弧内の元素の含有量(質量%)を表し、該元素が含有されていない場合には0とする

[請求項2]

板厚が50~100mmであり、

Kca(−10℃)が7000N/mm^{3/2}以上、

板厚1/4位置におけるvE(−40℃)が250J以上、かつ

板厚1/4位置における引張強さTSが570MPa以上である、

請求項1に記載の高強度厚鋼板。

[請求項3] 板厚 1 / 2 位置における組織に占めるベイナイトの面積分率が 85 % 以上である、請求項 1 または 2 に記載の高強度厚鋼板。

[請求項4] 前記成分組成が、質量%で、
Nb : 0.005 ~ 0.05 %、
Cu : 0.01 ~ 0.5 %、
Ni : 0.01 ~ 1.5 %、および
Cr : 0.01 ~ 0.5 % からなる群より選択される 1 または 2 以上をさらに含有する、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] 前記成分組成が、質量%で、
Mo : 0.01 ~ 0.5 %、
V : 0.001 ~ 0.10 %、
B : 0.0030 % 以下、
Ca : 0.0050 % 以下、および
REM : 0.0100 % 以下からなる群より選択される 1 または 2 以上をさらに含有する、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] 鋼板表面から 5 mm 位置と板厚 1 / 2 位置とにおける vE (- 40 °C) が、いずれも 250 J 以上である、請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板。

[請求項7] 請求項 1 ~ 6 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、

請求項 1、4、および 5 のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼を 1000 ~ 1200 °C の加熱温度に加熱する加熱工程と、

加熱された前記鋼を熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程とを有し、

前記熱間圧延工程が、

板厚 1 / 2 位置がオーステナイト再結晶温度域での熱間圧延と、

板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延とを含み、

前記熱間圧延工程の間に、前記鋼を表裏の両面から加熱する、高強度厚鋼板の製造方法。

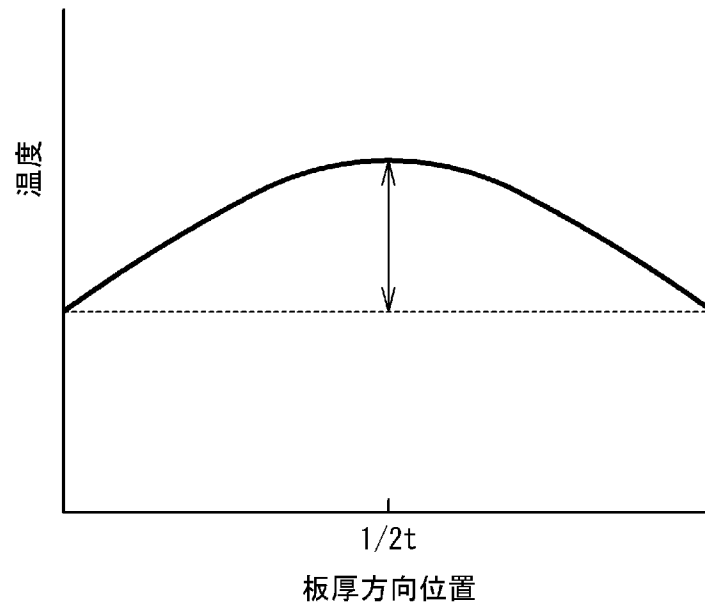
[請求項8] 前記熱延鋼板を、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で、 500°C 以下の冷却停止温度まで冷却する冷却工程をさらに有する、請求項7に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記冷却工程で冷却された熱延鋼板を、 A_{c1} 点以下の焼戻温度で焼戻す焼戻し工程をさらに有する、請求項8に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

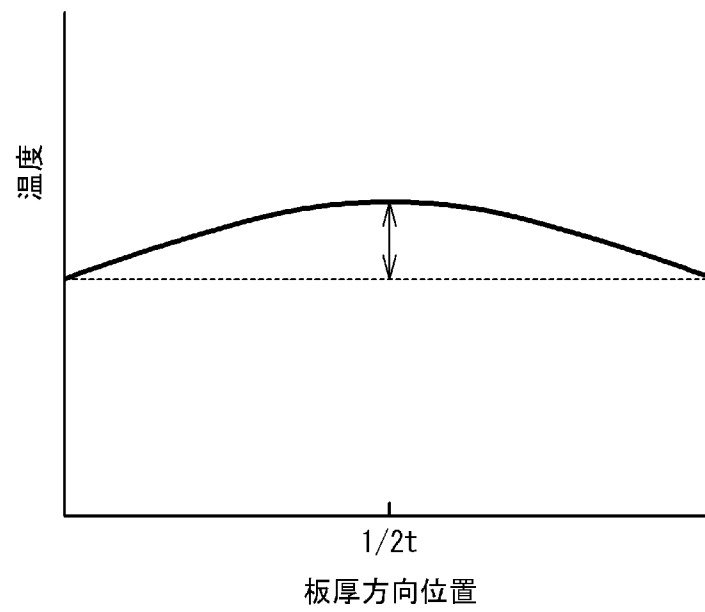
[請求項10] 前記表裏の両面からの加熱が終了した時点における前記鋼の表面と板厚 1 / 2 位置における温度差を 30°C 以下とする、請求項7～9のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[請求項11] 前記表裏の両面からの加熱を、前記板厚 1 / 2 位置がオーステナイト未再結晶温度域での熱間圧延の開始より前に行う、請求項7～10のいずれか一項に記載の高強度厚鋼板の製造方法。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/027513

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.
X A	WO 2013/099177 A1 (JFE Steel Corp.), 04 July 2013 (04.07.2013), claims; paragraphs [0026] to [0054]; examples & CN 104024456 A & KR 10-2014-0113974 A & TW 201333218 A1	1-6 7-11
X A	WO 2013/099318 A1 (JFE Steel Corp.), 04 July 2013 (04.07.2013), claims; paragraphs [0033] to [0058]; examples & EP 2799584 A1 claims; paragraphs [0034] to [0062]; examples & CN 104024462 A & KR 10-2014-0097463 A & JP 2013-151732 A	1-6 7-11

☒ 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
16 October 2017 (16.10.17)

Date of mailing of the international search report
24 October 2017 (24.10.17)

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/JP2017/027513

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/155440 A1 (JFE Steel Corp.), 02 October 2014 (02.10.2014), & CN 105102650 A & KR 10-2015-0126697 A & TW 201446976 A	1-11
A	JP 2013-151743 A (JFE Steel Corp.), 08 August 2013 (08.08.2013), (Family: none)	1-11
A	JP 2008-169468 A (Nippon Steel Corp.), 24 July 2008 (24.07.2008), (Family: none)	1-11

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
X A	WO 2013/099177 A1（J F E スチール株式会社）2013.07.04, 請求の範囲, [0026]-[0054], 実施例 & CN 104024456 A & KR 10-2014-0113974 A & TW 201333218 A1	1-6 7-11
X A	WO 2013/099318 A1（J F E スチール株式会社）2013.07.04, 請求の範囲, [0033]-[0058], 実施例 & EP 2799584 A1, Claims, [0034]-[0062], Examples & CN 104024462 A & KR 10-2014-0097463 A & JP 2013-151732 A	1-6 7-11

☒ 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

1 6 . 1 0 . 2 0 1 7

国際調査報告の発送日

2 4 . 1 0 . 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）

田口 裕健

4 K

4 6 6 3

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	WO 2014/155440 A1 (J F E スチール株式会社) 2014. 10. 02, & CN 105102650 A & KR 10-2015-0126697 A & TW 201446976 A	1-11
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)	1-11
A	JP 2008-169468 A (新日本製鐵株式会社) 2008. 07. 24, (ファミリーなし)	1-11