(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
2024年5月23日(23.05.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/105967 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2023/031503

(22) 国際出願日： 2023年8月30日(30.08.2023)

(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 2022-181478 2022年11月14日(14.11.2022) JP

(71) 出願人：ＪＦＥ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：矢野 智久(**YANO Tomohisa**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
▲高▼山 直樹(**TAKAYAMA Naoki**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
橘 俊一(**TACHIBANA Shunichi**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥ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一丁目６番１号ＪＦＥ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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT,

(54) **Title:** HIGH-STRENGTH EXTREMELY 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 extremely thick steel sheet and a method for manufacturing same. The high-strength extremely thick steel sheet according to the present invention has: a certain component composition; a texture in which the X-ray intensity ratio of (211) plane on the rolled surface in the position 1/2 the sheet thickness is 1.60 or more; a mixed structure in which the bainite phase is 80%-100% and the ferrite phase is 0%-20% in terms of area fraction, the mixed structure being a steel structure in the position 1/2 the sheet thickness wherein the average grain diameter of bainite crystal grains surrounded by grain boundaries with misorientation of 15 ° or more is 20 μm or less, and the equivalent circle diameter of the maximum porosity remaining in the position 1/2 the sheet thickness is 200 μm or less; a sheet thickness exceeding 100 mm; yield strength in the position 1/2 the sheet thickness of 390 MPa or more; Charpy fracture surface transition temperature in the position 1/2 the sheet thickness satisfying vTrs ≤ -100 ° C; and a Kca (-10C°) value of 8400 N/mm$^{3/2}$ or more.

(57) 要約：高強度極厚鋼板およびその製造方法を提供する。本発明の高強度極厚鋼板は、特定の成分組成を有し、板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比が１．６０以上である集合組織を有し、面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であり、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下であり、かつ、鋼板１／２位置に残存する最大ポロシティの円相当径：２００μｍ以下である、板厚１／２位置における鋼組織を有し、板厚が１００ｍｍ超であり、板厚１／２位置における降伏強度が３９０ＭＰａ以上であり、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度がｖＴｒｓ≦－１００℃であり、かつ、Ｋｃａ（－１０℃）の値が８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上である。

WO 2024/105967 A1

［続葉有］

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)）

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、例えば船舶、海洋構造物、低温貯蔵タンク、建築構造物および土木構造物等の大型構造物に使用される板厚が１００ｍｍ超えの高強度極厚鋼板であり、脆性き裂伝播停止特性に優れた高強度極厚鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 船舶、海洋構造物、低温貯蔵タンク、建築構造物および土木構造物等の大型構造物は、脆性破壊に伴う事故が起きた場合に社会経済および環境に及ぼす影響が大きい。そのため、大型構造物には安全性の向上が常に求められている。大型構造物に使用される鋼材には、特に、使用温度における靭性および強度、並びに、脆性亀裂が伝播することを防止する脆性亀裂伝播停止特性（アレスト性能）が高いレベルで要求されている。

[0003] コンテナ船およびバルクキャリアー等の船舶は、一般的な甲板を設けずにハッチカバー上にまで積荷を積載して、大きな荷重のかかる波を受けながら海洋を走行するので、構造上および使用上の理由から、繰り返し大きな曲げ応力を受ける。そのため、船体外板には、この曲げ応力に耐え得る高強度かつ厚肉な鋼板を使用することが常である。近年では、船体の大型化に伴って、使用される鋼板の高強度厚肉化が一層進んでいる。

[0004] 一般に、鋼板は高強度または厚肉となるほど、脆性亀裂伝播停止特性に劣る傾向がある。このため、近年のコンテナ船等に使用される鋼板の高強度厚肉化に際し、要求される脆性亀裂伝播停止特性を満たすことが難しくなっている。

[0005] 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、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、極低温下での脆性亀裂伝播停止特性が要求される液化天然ガス（ＬＮＧ）の貯槽タンクにおいて

は、９％Ｎｉ鋼が商業規模で使用されている。しかし、鋼中Ｎｉ量の増加は、製造コストの大幅な上昇を余儀なくさせるため、ＬＮＧ貯槽タンク以外の用途には適用が難しい。

[0006] 他方、ＬＮＧのような極低温下にまで至らない、例えば、船舶やラインパイプに使用される、板厚が５０ｍｍ未満の比較的薄手の鋼材に対しては、ＴＭＣＰ（Thermo-Mechanical Control Process）法により細粒化を図り、低温靭性を向上させる。これにより、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] 例えば、特許文献１には、ミクロ組織がフェライトおよびベイナイトの混合組織であり、または、フェライト、パーライトおよびベイナイトの混合組織であり、かつ、板厚中心部における平均結晶粒径を５～２０μｍに制御することで靭性を向上させることにより、脆性亀裂伝播停止特性を高める技術が開示されている。

[0008] 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、鋼材の表層部の組織を超微細化する技術が、例えば特許文献２および特許文献３に開示されている。

[0009] 特許文献２では、脆性亀裂が伝播する際に鋼材表層部に発生するシアリップ（すなわち塑性変形領域）が、脆性亀裂伝播停止特性の向上に効果があることに着目している。シアリップ部分の結晶粒を微細化させることによって、伝播する脆性亀裂が有する伝播エネルギーを該結晶粒で吸収することが特許文献２に開示されている。また、特許文献２では、製造方法として、熱間圧延後の制御冷却によって表層部分をAr_3変態点以下の温度に冷却した後、制御冷却を停止して表層部分をAr_3変態点以上の温度に復熱させる工程を１回以上繰り返して行う。この工程で鋼材に圧下を加えることにより、繰り返し変態を生じさせ、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、特許文献２に開示されている。

[0010] 特許文献３には、フェライト－パーライトを主体のミクロ組織とする鋼材

において脆性亀裂伝播停止特性を向上させるために、鋼材の両表面部を、円相当粒径：５μｍ以下かつアスペクト比：２以上のフェライト粒を有するフェライト組織を５０面積％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を開示している。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、特許文献３に開示されている。

[0011] 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。例えば、特許文献４および特許文献５の技術が挙げられる。

[0012] 特許文献４では、有効結晶粒の平均円相当径が、厚鋼板の表層部では２５μｍ以下、かつ板厚中心部では３５μｍ以下であり、また、圧延面、圧延方向に対する集合組織強度比が、厚鋼板の表層部では、

Ｉ｛００１｝＜１１０＞＋Ｉ｛１１２｝＜１１０＞＋Ｉ｛３３２｝＜１１３＞＞５、

Ｉ｛１１０｝＜００１＞＋Ｉ｛１１０｝＜１１０＞＋Ｉ｛００１｝＜０１０＞≦３

を満足し、かつ板厚中心部では、

Ｉ{００１}＜１１０＞＋Ｉ｛１１２｝＜１１０＞＋Ｉ｛３３２｝＜１１３＞≧３．５

を満足するように集合組織を制御する。これにより脆性亀裂伝播停止特性を高める技術が、特許文献４に開示されている。

[0013] 特許文献５では、鋼板の表裏面から板厚方向に２５％までの表裏層部とそれ以外の板厚中心部との三層に分け、該表裏層部で、板厚の５％以上２５％以下の領域において圧延面と平行な（１００）Ｘ線面強度比が１．５以上２．０未満の集合組織を有し、該板厚中心部において圧延面と平行な（１１１）または／および（２１１）Ｘ線面強度比が２．０以上の集合組織を有するように制御する。これにより、脆性亀裂伝播停止特性を高める技術が、特許文献５に開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1：国際公開第２０１１／９６４５６号

特許文献2：特開２００２－２５６３７５号公報

特許文献3：特開２０１１－１８４７５４号公報

特許文献4：特開２０１２－１７２２５８号公報

特許文献5：特開２００８－１６９４６７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] しかしながら、特許文献２、３に記載の技術は、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。そのため、実生産規模では制御が容易でなく、圧延設備および冷却設備への負荷が大きい問題がある。

[0016] また、特許文献１～５に記載の技術は、いずれも、製造条件や開示されている実験データを考慮すると、板厚８０ｍｍ程度の鋼板および鋼材が主な対象であり、１００ｍｍ超の極厚鋼板に各技術を適用する際に所定の特性が得られるかは不明である。また、船体構造において要求される、板厚方向の亀裂伝播停止特性を得られるかも不明である。しかし、１００ｍｍ超の極厚鋼板では、板厚８０ｍｍ程度の鋼板に比べて、亀裂伝播停止に必要となる特性は高くなることが予見される。

[0017] そして、船体の剛性を保持しつつ脆性き裂伝播停止特性を向上させるため、１００ｍｍ超の極厚鋼板であっても、高強度および優れた靭性を兼ね備えることも要求される。

[0018] 本発明は、上記課題に鑑みてなされたものであり、板厚が１００ｍｍを超える場合であっても、靭性および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。

[0019] ここで、本発明における「高強度」とは、高強度極厚鋼板の板厚１／２位

置における降伏強度（ＹＳ）が３９０ＭＰa以上であることを指す。本発明における「靭性に優れた」とは、高強度極厚鋼板の板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度がｖＴｒｓ≦－１００℃であることを指す。本発明における「脆性き裂伝播停止特性（アレスト特性）に優れた」とは、－１０℃でのＫｃａ値（以下、Ｋｃａ（－１０℃）の値（Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$）とも記す）が８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上であることを指す。

なお、降伏強度、ｖＴｒｓおよびＫｃａ値は、後述する実施例に記載の方法で測定できる。

課題を解決するための手段

[0020] 本発明者らは、上記課題を解決するために、板厚が１００ｍｍ超でも、強度を確保しつつ優れた靭性および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、以下の知見を得た。

[0021] 具体的には、板厚が１００ｍｍ超となる極厚鋼板における高強度を達成するためには、炭素当量（Ｃｅｑ）を０．４８０質量％以上に制御することが有効であり、これにより板厚１／２位置の鋼組織を全面的にベイナイトとすることで強度が向上し、高強度を達成する。

[0022] また、上記極厚鋼板における優れた靭性を達成するためには、板厚１／２位置における鋼組織を、方位差１５°以上の粒界に囲まれたまれたベイナイトの結晶粒が２０μｍ以下となるように制御し、鋼板中心部に残存する最大ポロシティの円相当径が２００μｍ以下となるように制御することが有効である。これにより粒径微細化効果により靭性が向上し、最も特性の低くなる板厚の１／２位置におけるシャルピー靭性がｖＴｒｓ≦－１００℃を達成する。

[0023] また、上記極厚鋼板における優れた脆性き裂伝播停止特性を達成するためには、優れた靭性を持ち、かつ板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面Ｘ線強度が１．６０以上となる集合組織とすることが有効である。これにより脆性亀裂が直進的に進展することを阻害し、Ｋｃａ（－１０℃）の値

（Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$）≧８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$を達成する。

[0024] そして、上記の靭性を得るためには、熱間圧延工程において、板厚１／２位置における温度がオーステナイト未再結晶温度域での累計圧下率：５０．０％以上に制御し、かつ、最終製品の板厚に対するスラブの厚みの比率を表す圧下比：３．２５以上となるように制御することが有効である。これにより、１００ｍｍを超える極厚鋼板であっても、板厚の影響を受けることなく、板厚１／２位置に十分な圧延応力を付与することができる。その結果、上記ベイナイトの結晶粒の平均粒径に制御でき、かつ破壊起点となる鋼板の板厚１／２位置のポロシティを圧着させることができるため、優れた靭性を達成する。

[0025] また、上記の脆性き裂伝播停止特性を得るためには、熱間圧延工程において、上記オーステナイト未再結晶温度域での累計圧下率：５０．０％以上に制御し、かつ、上記圧下比：３．２５以上となるように制御し、かつ板厚１／２位置における圧延終了温度：Ａｒ$_3$点以上となるように制御する。この制御によって、板厚１／２位置での鋼組織の結晶粒を微細にするとともに、板厚１／２位置での集合組織を制御することが有効である。これにより、優れた低温靭性を達成しつつ、オーステナイトを圧延方向に延伸させてベイナイト変態集合組織を特定の方位に揃って発達させることができる。その結果、板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度が１．６０以上となる集合組織が得られる。

[0026] 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り、本発明の要旨は次のとおりである。

［１］ 質量％で、

Ｃ：０．０４０～０．１５０％、

Ｓｉ：０．０２～０．５０％、

Ｍｎ：１．００～２．５０％、

Ｐ：０．０２０％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

Ａｌ：０．０１０～０．１００％、
Ｎ：０．００１０～０．０１００％以下、および
Ｏ：０．０１００％以下
を含有し、かつ、式（１）で定義されるＣｅｑが０．４８０～０．５６０％であり、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、

板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比が１．６０以上である集合組織を有し、

面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であり、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下であり、かつ、板厚１／２位置に残存する最大ポロシティの円相当径：２００μｍ以下である、板厚１／２位置における鋼組織を有し、

板厚が１００ｍｍ超であり、

板厚１／２位置における降伏強度が３９０ＭＰａ以上であり、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度がｖＴｒｓ≦－１００℃であり、かつ、Ｋｃａ（－１０℃）の値が８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上である、高強度極厚鋼板。

Ｃｅｑ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｃｕ／１５＋Ｎｉ／１５＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／５＋Ｖ／５　…（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％）を表し、含有しない元素は含有量を０とする。

[２]　前記成分組成に加えて、質量％で、以下のＡ群およびＢ群のうちから選ばれた１群または２群を含有する、[１]に記載の高強度極厚鋼板。

Ａ群：Ｔｉ：０．０３０％以下、Ｎｂ：０．０５０％以下、Ｃｕ：２．００％以下、Ｎｉ：２．５０％以下、およびＣｒ：２．００％以下のうちから選ばれた１種または２種以上

Ｂ群：Ｍｏ：０．５０％以下、Ｖ：０．５０％以下、Ｗ：０．５０％以下、Ｃｏ：０．５０％以下、Ｂ：０．０１００％以下、Ｃａ：０．０１００％以

下、Ｍｇ：０．０１００％以下、およびＲＥＭ：０．０２００％以下のうちから選ばれた１種または２種以上

[３] 前記集合組織は、板厚１／４位置における圧延面での（１１０）面のＸ線強度比が０．９０以上であり、

面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であり、かつ、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下である、板厚１／４位置における鋼組織を有する、[１]または[２]に記載の高強度極厚鋼板。

[４] [１]～[３]のいずれか１つに記載の高強度極厚鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼素材を、１０００～１２００℃の加熱温度に加熱し、

次いで、板厚１／２位置における圧延開始温度：（Ar_3点＋１００）℃以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率：５．０％以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト未再結晶温度域での累計圧下率：５０．０％以上、および板厚１／２位置における圧延終了温度：Ar_3点以上となる条件、

かつ、スラブの厚みを３５０ｍｍ以上とし、最終製品の板厚に対するスラブの厚みの比率を表す圧下比：３．２５以上４．００未満となる条件で、熱間圧延を施し、

次いで、板厚１／２位置における冷却開始温度：Ar_3点以上、板厚１／２位置における温度が７００～５００℃の温度域での平均冷却速度：２．０℃／s以上、かつ、板厚１／２位置における冷却停止温度：５００℃以下となる条件で冷却を施す、高強度極厚鋼板の製造方法。

[５] 前記熱間圧延では、さらに、

板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での平均圧下率／パス：３．５％以上とし、

かつ、板厚１／４位置における圧延終了温度：Ar_3点以上となる条件で施す

、[４]に記載の高強度極厚鋼板の製造方法。

発明の効果

[0027] 本発明によれば、ベイナイト相とフェライト相からなる混合組織であり、上記ベイナイトの結晶粒の平均粒径が２０μｍ以下であり、かつ、鋼板中心部に残存する最大ポロシティの円相当径が２００μｍ以下である、板厚１／２位置における鋼組織を有するので、板厚１／２位置おけるポロシティが十分に圧着した鋼板が得られる。これとともに、板厚１／２位置における上述の集合組織を有するので、脆性亀裂が直進的に進展することを阻害できる。これにより、本発明の高強度極厚鋼板は、板厚が１００ｍｍ超であっても、靭性および脆性き裂伝播停止特性に優れる。また、本発明の製造方法によれば、上記の特性を備える高強度極厚鋼板を、圧延条件を最適化することで製造できる。

[0028] 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や、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。

発明を実施するための形態

[0029] 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。

[0030] まず、本発明において高強度極厚鋼板の成分組成を限定した理由について説明する。本明細書において、成分組成に関する「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味する。

[0031] Ｃ：０．０４０～０．１５０％

Ｃは、鋼の焼き入れ性を増加させる作用を有する元素であり、所望の強度を達成するために必要である。本発明では、前記効果を得るためには、Ｃ含有量を０．０４０％以上とする。一方で、Ｃ含有量が０．１５０％を超えると、溶接性が劣化するばかりか、靭性にも悪影響がある。このため、Ｃ含有量は、０．０４０～０．１５０％の範囲とする。なお、下限について好まし

いＣ含有量は０．０５０％以上であり、より好ましくは０．０５５％以上である。また、上限について好ましいＣ含有量は０．１００％以下であり、より好ましくは０．０９０％以下である。

[0032] Ｓｉ：０．０２～０．５０％

Ｓｉは、脱酸などに必要な成分である。またＳｉは、粗大な炭化物生成を抑制することで鋼の焼入れ性を増加させる作用を有する元素であり、所望の強度を達成するためにはＳｉを０．０２％以上で含有する。一方、Ｓｉ含有量が０．５０％を超えると鋼の表面性状を損なうばかりか、靭性が極端に劣化する。このため、Ｓｉ含有量は、０．０２～０．５０％の範囲とする。なお、下限について好ましいＳｉ含有量は０．０５０％以上であり、より好ましくは０．１０％以上である。また、上限について好ましいＳｉ含有量は０．４０％以下であり、より好ましくは０．３０％以下である。

[0033] Ｍｎ：１．００～２．５０％

Ｍｎは、鋼の焼入れ性を増加させる作用を有する元素であり、所望の強度を発揮するために必要である。前記効果を得るためには、Ｍｎ含有量を１．００％以上とする。一方、Ｍｎ含有量が多いと、強度が過剰に上がるため、靭性が低下することに加え、合金コストが過度に高くなってしまう。これらの観点から、Ｍｎ含有量は２．５０％以下とする。なお、下限について好ましいＭｎ含有量は１．５０％以上であり、より好ましくは１．６５％以上である。また、上限について好ましいＭｎ含有量は２．３５％以下であり、より好ましくは２．１５％以下である。

[0034] Ｐ：０．０２０％以下、Ｓ：０．０１０％以下

Ｐ、Ｓは、鋼中の不可避的不純物である。これらの含有量が多くなると靭性が劣化する。板厚が１００ｍｍ超の極厚鋼板において、良好な靭性を保つためには、Ｐ含有量は０．０２０％以下、Ｓ含有量は０．０１０％以下に抑制する。なお、Ｐ含有量は、０．０１２％以下が好ましく、０．００６％以下がより好ましい。Ｓ含有量は、０．００６％以下が好ましく、０．００２％以下がより好ましい。

[0035] なお、Ｐ含有量およびＳ含有量の下限は特に限定しない。ただし、ＰおよびＳの過度の低減は製造コストの増加を招くため、Ｐ含有量およびＳ含有量は、それぞれ、好ましくはＰ：０．０００５％以上、Ｓ：０．０００５％以上とする。より好ましくはＰ：０．００２％以上、Ｓ：０．００１％以上とする。

[0036] ＡｌＳ：０．０１０～０．１００％

ＡｌＳは、脱酸剤として作用する元素であり、その効果を得るためにＡｌＳ含有量を０．０１０％以上にする必要がある。一方、ＡｌＳ含有量が０．１００％を超えると、靭性が低下するとともに、溶接した場合に、溶接金属部の靭性が低下する。このため、ＡｌＳ含有量は、０．０１０～０．１００％の範囲とする。なお、下限について好ましいＡｌＳ含有量は、０．０２０％以上であり、より好ましくは０．０３０％以上である。また、上限について好ましいＡｌＳ含有量は０．０７０％以下であり、より好ましくは０．０４０％以下である。

[0037] Ｎ：０．００１０～０．０１００％

Ｎは、鋼中のＡｌＳ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％以上にする必要がある。また、Ｎ含有量が０．０１００％を超えると靭性が劣化する。このため、Ｎ含有量は０．００１０～０．０１００％の範囲とする。なお、下限について好ましいＮ含有量は、０．００２０％以上であり、より好ましくは０．００２５％以上である。また、上限について好ましいＮ含有量は０．００７０％以下であり、より好ましくは０．００５５％以下である。

[0038] Ｏ：０．０１００％以下

Ｏ（酸素）は不可避的不純物として含有される元素であるが、特に低減すべき元素であるため、その含有量を規定する。Ｏは酸化物を形成し脆性破壊の発生起点となるため、靭性低下とそれに伴う脆性き裂伝播停止特性の低下などの悪影響を及ぼす。そのため、Ｏ含有量を０．０１００％以下に制限する。Ｏ含有量は、０．００５０％以下とすることが好ましく、０．００３０

％以下とすることがより好ましい。一方、Ｏ含有量の下限は特に限定されず、０％であってもよい。通常、Ｏは不純物として鋼中に不可避的に含有される元素であるため、工業的には０％超であってよい。また、Ｏを過剰に低減することは精錬コストの高騰を招くため、コストの観点からは、Ｏ含有量を０．０００９％以上とすることが好ましく、０．００２０％以上とすることがより好ましい。

[0039] また、本発明では、各元素を上記範囲内とし、かつ式（１）で定義されるＣｅｑ（炭素当量）（％）が以下の範囲を満足するように含有する。

Ｃｅｑ=Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｃｕ／１５＋Ｎｉ／１５＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／５＋Ｖ／５…（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％）を表し、含有しない元素は含有量を０とする。

[0040] Ｃｅｑ：０．４８０～０．５６０％

本発明の極厚鋼板における焼入性を向上し、かつ、高強度と集合組織の発達に伴う脆性き裂伝播停止特性の向上とを実現するためには、式（１）で表すＣｅｑの値を０．４８０％以上に調整する。これより鋼板の焼き入れ性が上昇し、冷却速度が最も小さくなる板厚１／２位置であっても鋼組織が全面的にベイナイトとなり、強度向上を得られる。一方、Ｃｅｑの値が０．５６０％を超えると、焼き入れ性過多となり地の組織の強度が過度に上昇し、かつ脆性破壊起点となるＭＡ（マルテンサイト）の生成量が増加する。その結果、溶接性および母材（鋼板）の靭性を確保できなくなる。このためＣｅｑは０．５６０％以下とする。Ｃｅｑの値は、好ましくは０．４９０％以上とし、より好ましくは０．５００％以上とする。またＣｅｑの値は、好ましくは０．５４０％以下とし、より好ましくは０．５３０％以下とする。

[0041] 以上が本発明の基本の成分組成であり、残部はＦｅおよび不可避的不純物である。

この基本の成分組成を有し、かつ、上記の式（１）を満足することで、本発明の高強度極厚鋼板は目的とする特性を得られる。

[0042] 本発明では、さらに特性を向上させるため、基本の成分組成に加えて、必要に応じて後述のＡ群およびＢ群のうちから選ばれた１群または２群を含有することが可能である。なお、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｗ、Ｃｏ、Ｂ、Ｃａ、Ｍｇ、ＲＥＭの各成分は必要に応じて含有できるので、これらの成分は０％であってもよい。

[0043] Ａ群：Ｔｉ：０．０３０％以下、Ｎｂ：０．０５０％以下、Ｃｕ：２．００％以下、Ｎｉ：２．５０％以下、およびＣｒ：２．００％以下のうちから選ばれた１種または２種以上

Ｔｉ：０．０３０％以下

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靭性を向上させる効果を有する。その効果を得るためには、Ｔｉ含有量を０．００５％以上にすることが好ましい。一方、Ｔｉ含有量が０．０３０％を超えると、母材および溶接熱影響部の靭性が低下を招く場合がある。そのため、Ｔｉを含有する場合には、Ｔｉ含有量は０．０３０％以下とすることが好ましく、０．０２５％以下とすることがより好ましい。Ｔｉ含有量は、０．０１０％以上とすることがより好ましい。

[0044] Ｎｂ：０．０５０％以下

Ｎｂは、鋼の焼入れ性を増加させると共にオーステナイト域の圧延（熱間圧延）において未再結晶温度域を拡大させる効果を有する。その効果を得るためには、Ｎｂ含有量を０．００５％以上にすることが好ましい。一方で、Ｎｂ含有量が０．０５０％を超えると、粗大なＮｂＣが析出して、靭性の低下を招く場合がある。そのため、Ｎｂを含有する場合には、Ｎｂ含有量は０．０５０％以下とすることが好ましく、０．０４０％以下とすることがより好ましい。Ｎｂ含有量は、０．０１０％以上とすることがより好ましい。

[0045] Ｃｕ：２．００％以下

Ｃｕは、鋼の焼入れ性を高める元素である。Ｃｕは、圧延後の強度向上に直接寄与する。これとともに、靭性、高温強度、および耐候性などの機能向上のためにＣｕを含有させることができる。この元素による上記効果を得る

ためには、Ｃｕ含有量を０．０１％以上とするのが好ましい。一方、Ｃｕ含有量が２．００％を超えると、溶接性、靭性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｃｕを含有する場合には、Ｃｕ含有量は２．００％以下とすることが好ましく、１．００％以下とすることがより好ましい。Ｃｕ含有量は、０．０５％以上とすることがより好ましく、０．１０％以上とすることがさらに好ましい。

[0046] Ｎｉ：２．５０％以下

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。これとともに、靭性、高温強度、および耐候性などの機能向上のためにＮｉを含有させることができる。この元素による上記効果を得るためには、Ｎｉ含有量を０．０１％以上とするのが好ましい。一方、Ｎｉ含有量が２．５０％を超えると、溶接性、靭性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｎｉを含有する場合には、Ｎｉ含有量を２．５０％以下とすることが好ましく、２．００％以下とすることがより好ましい。Ｎｉ含有量は、０．１０％以上とすることがより好ましい。

[0047] Ｃｒ：２．００％以下

Ｃｒは、鋼の焼入れ性を高める元素である。Ｃｒは、圧延後の強度向上に直接寄与する。これとともに、靭性、高温強度、および耐候性などの機能向上のためにＣｒを含有させることができる。この元素による上記効果を得るには、Ｃｒ含有量を０．０１％以上とするのが好ましい。一方、Ｃｒ含有量が２．００％を超えると、溶接性、靭性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｃｒを含有する場合には、Ｃｒ含有量を２．００％以下とすることが好ましく、１．００％以下とすることがより好ましい。Ｃｒ含有量は、０．０５％以上とすることがより好ましく、０．１０％以上とすることがさらに好ましい。

[0048] Ｂ群：Ｍｏ：０．５０％以下、Ｖ：０．５０％以下、Ｗ：０．５０％以下、Ｃｏ：０．５０％以下、Ｂ：０．０１００％以下、Ｃａ：０．０１００％以下、Ｍｇ：０．０１００％以下、およびＲＥＭ：０．０２００％以下のう

ちから選ばれた１種または２種以上

Ｍｏ：０．５０％以下

Ｍｏは、鋼の焼入れ性を高める元素である。Ｍｏは、圧延後の強度向上に直接寄与する。これとともに、靭性、高温強度、および耐候性などの機能向上のためにＭｏを含有させることができる。この元素による上記効果を得るには、Ｍｏ含有量を０．０１％以上とするのが好ましい。一方、Ｍｏ含有量が０．５０％を超えると、溶接性、靭性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｍｏを含有する場合には、Ｍｏ含有量を０．５０％以下とすることが好ましく、０．３０％以下とすることがより好ましい。Ｍｏ含有量は、０．０３％以上とすることがより好ましい。

[0049] Ｖ：０．５０％以下

Ｖは、Ｖ（ＣＮ）として析出する析出強化によって、鋼の強度を向上させる元素である。この効果は、Ｖ含有量を０．００１％以上にすることにより発揮される。しかし、Ｖ含有量が０．５０％を超えると、靭性が低下する場合がある。そのため、Ｖを含有する場合には、Ｖ含有量を０．５０％以下とすることが好ましく、０．３０％以下とすることがより好ましい。Ｖ含有量は、０．００５％以上とすることがより好ましく、０．０１０％以上とすることがさらに好ましい。

[0050] Ｗ：０．５０％以下

Ｗは、鋼板の強度を向上させる作用を有する元素である。この効果を得るためにはＷ含有量を０．００１％以上とすることが好ましい。一方、Ｗ含有量が０．５０％を超えると、溶接性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｗを含有する場合には、Ｗ含有量を０．５０％以下とすることが好ましく、０．３０％以下とすることがより好ましい。Ｗ含有量は、０．００５％以上とすることがより好ましい。

[0051] Ｃｏ：０．５０％以下

Ｃｏは、鋼板の強度を向上させる作用を有する元素である。この効果を得るためにはＣｏ含有量を０．００１％以上とすることが好ましい。一方、Ｃ

ｏ含有量が０．５０％を超えると、溶接性の劣化や合金コストの上昇を招く。そのため、Ｃｏを含有する場合には、Ｃｏ含有量を０．５０％以下とすることが好ましく、０．４０％以下とすることがより好ましく、０．３０％以下とすることがさらに好ましい。Ｃｏ含有量は、０．００５％以上とすることがより好ましい。

[0052] Ｂ：０．０１００％以下

Ｂは、微量で鋼の焼入れ性を高める元素である。しかし、０．０１００％を超えてＢを含有すると溶接部の靭性を低下させる。そのため、Ｂを含有する場合には、Ｂ含有量は０．０１００％以下とすることが好ましく、０．００３０％以下とすることがより好ましい。鋼板の強度を向上させるため、Ｂ含有量は０．０００１％以上とすることが好ましく、０．０００５％以上とすることがより好ましく、０．００１０％以上とすることがさらに好ましい。

[0053] Ｃａ：０．０１００％以下

Ｃａは、溶接熱影響部の組織を微細化し、靭性を向上させる。この効果を得るために、Ｃａを含有する場合には、Ｃａ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましく、０．００２０％以上とすることがより好ましい。一方、Ｃａ含有量が０．０１００％を超えると、粗大な介在物を形成し、靭性を劣化させる。そのため、Ｃａを含有する場合には、Ｃａ含有量を０．０１００％以下とすることが好ましく、０．０５０％以下とすることがより好ましい。

[0054] Ｍｇ：０．０１００％以下

Ｍｇは、Ｃａと同様、溶接熱影響部の組織を微細化し、靭性を向上させる。この効果を得るために、Ｍｇを含有する場合には、Ｍｇ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましく、０．００２０％以上とすることがより好ましい。一方、Ｍｇ含有量が０．０１００％を超えると、粗大な介在物を形成し、靭性を劣化させる。そのため、Ｍｇを含有する場合には、Ｍｇ含有量を０．０１００％以下とすることが好ましく、０．００５０％以下とするこ

とがより好ましい。

[0055] ＲＥＭ：０．０２００％以下

ＲＥＭ（希土類金属）は、Ｃａと同様、溶接熱影響部の組織を微細化し、靭性を向上させる。この効果を得るために、ＲＥＭを含有する場合には、ＲＥＭ有量を０．０００５％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く、０．０１００％以上とすることがさらに好ましい。一方、ＲＥＭ含有量が０．０２００％を超えると、粗大な介在物を形成し、靭性を劣化させる。そのため、ＲＥＭを含有する場合には、ＲＥＭ含有量を０．０２００％以下とすることが好ましい。

[0056] ＜集合組織＞

板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比：１．６０以上

板厚が１００ｍｍ超の極厚鋼板は、脆性き裂伝播停止特性を向上させるためには、板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比を１．６０以上とする必要がある。（２１１）面のＸ線強度比が１．６０未満の場合、脆性亀裂が直進的に進展しやすくなり、その結果、板厚の脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比を１．６０以上とする。脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の（２１１）面のＸ線強度比は、１．７０以上とすることが好ましく、１．８０以上とすることがより好ましい。

[0057] なお、上記の（２１１）面のＸ線強度比の上限は特に規定しない。圧延能率および製造負荷の観点から、上記の（２１１）面のＸ線強度比は２．５０以下とすることが好ましく、２．３０以下とすることがより好ましい。

[0058] ここで、（２１１）面のＸ線強度比とは、対象材（すなわち高強度極厚鋼板）の（２１１）結晶面の集積度を表す数値である。（２１１）面のＸ線強度比は、後述の実施例に記載のように、対象材の（２１１）反射のＸ線回折強度（$I_{(211)}$）と、集合組織のないランダムな標準試料の（２１１）反射のＸ線回折強度（$I_{0(211)}$）との比（すなわち、$I_{(211)}／I_{0(211)}$）として

算出される。

[0059] ＜板厚１／２位置の鋼組織＞

本発明では、板厚１／２位置における鋼組織は、面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織とし、かつ、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下とし、かつ、板厚１／２位置（板厚中心部）に残存する最大ポロシティの円相当径：２００μｍ以下とする。

[0060] ［板厚１／２位置におけるベイナイト相の面積分率：８０～１００％］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／２位置におけるベイナイト相の面積分率が８０～１００％である必要がある。ベイナイト相の面積分率が８０％未満の場合、硬質な組織の分率が低下し、かつ（２１１）面の集合組織が十分に発達しないため、強度および脆性き裂伝播停止特性が低下する。したがって、板厚１／２位置におけるベイナイト相の面積分率を８０％以上とする。強度および脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の面積分率は、８５％以上とすることが好ましく、９０％以上とすることがより好ましい。

[0061] ［板厚１／２位置におけるフェライト相の面積分率：０～２０％］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／２位置におけるフェライト相の面積分率が０～２０％である必要がある。フェライト相の面積分率が２０％超えの場合、硬質な組織の分率が低下し、かつ（２１１）面の集合組織が十分に発達しないため、強度および脆性き裂伝播停止特性が低下する。したがって、板厚１／２位置におけるフェライト相の面積分率を２０％以下とする。強度および脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の面積分率は、１５％以下とすることが好ましく、１０％以下とすることがより好ましい。

[0062] ［板厚１／２位置におけるベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／２位置におけるベイナイトの結晶粒

の平均粒径が２０μｍ以下である必要がある。この平均粒径が２０μｍ超えの場合、粒径粗大化に伴い結晶粒の劈開破面の破面単位が大きくなるため、靭性および脆性き裂伝播停止特性が低下する。したがって、板厚１／２位置における結晶粒の平均粒径を２０μｍ以下とする。靭性および脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の平均粒径は、１９μｍ以下とすることが好ましく、１８μｍ以下とすることがより好ましい。

なお、上記の平均粒径の下限は特に規定しない。圧延能率の観点から、上記の平均粒径は５μｍ以上とすることが好ましく、１０μｍ以上とすることがより好ましい。

[0063] ［板厚１／２位置に残存するポロシティの円相当径：２００μｍ以下］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／２位置に残存する最大ポロシティの円相当径が２００μｍ以下である必要がある。最大ポロシティの円相当径が２００μｍ超えの場合、ポロシティが破壊起点となり靭性が著しく低下する。したがって、板厚１／２位置における残存する最大ポロシティの円相当径は２００μｍ以下とする。靭性をさらに高めるためには、上記の円相当径は、１５０μｍ以下とすることが好ましく、１００μｍ以下とすることがより好ましい。なお、上記の円相当径の下限は特に規定しない。圧延能率の観点から、上記の円相当径は２５μｍ以上とすることが好ましく、５０μｍ以上とすることがより好ましく、７０μｍ以上とすることがさらに好ましい。

[0064] なお、本発明では、上述の鋼組織及び集合組織に加えて、さらに、以下に説明する構成を有していてもよい。

[0065] ＜板厚１／４位置の鋼組織＞（好適条件）

本発明では、板厚１／４位置における鋼組織は、面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であることが望ましい。また、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下であることが望ましい。

[0066] ［板厚１／４位置におけるベイナイト相の面積分率：８０～１００％］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／４位置におけるベイナイト相の面積

分率が８０～１００％であることが望ましい。ベイナイト相の面積分率が８０％未満の場合、硬質な組織の分率が低下し、かつ（１１０）面の集合組織が十分に発達しないため、強度および脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、板厚１／４位置におけるベイナイト相の面積分率を８０％以上であることが望ましい。強度および脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の面積分率は、８５％以上とすることが好ましく、９０％以上とすることがより好ましい。

[0067] ［板厚１／４位置におけるフェライト相の面積分率：０～２０％］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／４位置におけるフェライト相の面積分率が０～２０％であることが望ましい。フェライト相の面積分率が２０％超えの場合、硬質な組織の分率が低下し、かつ（１１０）面の集合組織が十分に発達しないため、強度および脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、板厚１／４位置におけるフェライト相の面積分率を２０％以下であることが望ましい。強度および脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の面積分率は、１５％以下とすることが好ましく、１０％以下とすることがより好ましい。

[0068] ［板厚１／４位置におけるベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下］

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／４位置におけるベイナイトの結晶粒の平均粒径が２０μｍ以下であることが望ましい。この平均粒径が２０μｍ超えの場合、粒径粗大化に伴い結晶粒の劈開破面の破面単位が大きくなるため、脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、板厚１／４位置におけるベイナイトの結晶粒の平均粒径が２０μｍ以下であることが望ましい。脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の平均粒径は、１９μｍ以下とすることが好ましく、１６μｍ以下とすることがより好ましい。

[0069] なお、上記の平均粒径の下限は特に規定しない。圧延能率の観点から、上記の平均粒径は５μｍ以上とすることが好ましく、１０μｍ以上とすることがより好ましい。

[0070] ＜集合組織＞（好適条件）

［板厚１／４位置における圧延面での（１１０）面のＸ線強度比：０．９０以上］

板厚が１００ｍｍ超の極厚鋼板は、脆性き裂伝播停止特性を向上させるためには、板厚１／４位置における圧延面での（１１０）面のＸ線強度比を０．９０以上とすることが望ましい。（１１０）面のＸ線強度比が０．９０未満の場合、板厚１／２位置における集合組織との方位差が小さくなり脆性き裂が分散せず直進的に進展しやすくなり、その結果、板厚の脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、板厚１／４位置における圧延面での（１１０）面のＸ線強度比を０．９０以上とする。脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、上記の（１１０）面のＸ線強度比は、１．００以上とすることが好ましく、１．１０以上とすることがより好ましい。

[0071] なお、上記の（１１０）面のＸ線強度比の上限は特に規定しない。圧延能率の観点から、上記の（１１０）面のＸ線強度比は１．５０以下とすることが好ましく、１．３０以下とすることがより好ましい。

[0072] ここで、（１１０）面のＸ線強度比とは、対象材（高強度極厚鋼板）の（１１０）結晶面の集積度を表す数値である。（１１０）面のＸ線強度比は、後述の実施例に記載のように、対象材の（１１０）反射のＸ線回折強度（$I_{(110)}$）と、集合組織のないランダムな標準試料の（１１０）反射のＸ線回折強度（$I_{0(110)}$）との比（すなわち、$I_{(110)}/I_{0(110)}$）として算出される。

[0073] ＜強度＞

板厚１／２位置における降伏強度：３９０ＭＰａ以上

本発明の高強度極厚鋼板は、板厚の１／２の深さ（すなわち板厚１／２位置）から採取したΦ１４ｍｍのＪＩＳ　１４Ａ号引張試験片を用いて測定した降伏強度が３９０ＭＰａ以上である。コンテナ船及びバルクキャリアー等の船舶は、この曲げ応力に耐え得る高強度かつ厚肉な鋼板母材を使用することが常であり、降伏強度が３９０ＭＰａ未満の場合には、使用に適さない。

[0074] ＜シャルピー破面遷移温度＞

板厚１／２位置におけるｖＴｒｓ：－１００℃以下

板厚が１００ｍｍ超の極厚鋼板は、脆性き裂伝播停止特性を向上させるためには、板厚１／２位置におけるｖＴｒｓを－１００℃以下とする必要がある。ｖＴｒｓ：－１００℃よりも遷移温度が高い場合には、板厚の脆性き裂伝播停止特性が低下する。そのため、本発明の高強度極厚鋼板は、板厚１／２位置におけるｖＴｒｓを－１００℃以下とする。脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、ｖＴｒｓを－１１０℃以下とすることが好ましく、ｖＴｒｓを－１２０℃以下とすることがより好ましい。なお、ｖＴｒｓの下限は特に規定しない。圧延能率の観点から、上記ｖＴｒｓは－１６０℃以上とすることが好ましく、－１５０℃以上とすることがより好ましい。

[0075] ｖＴｒｓは、後述の実施例に記載のように、高強度極厚鋼板の板厚１／２位置からＪＩＳ　４号の衝撃試験片を採取し、シャルピー試験を実施することで評価できる。

[0076] ＜脆性き裂伝播停止特性＞

Ｋｃａ（－１０℃）の値：８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上

板厚が１００ｍｍ超の極厚鋼板は、船体の脆性き裂伝播を防止するために、Ｋｃａ（－１０℃）の値を８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上とする必要がある。脆性き裂伝播停止特性をさらに高めるためには、－１０℃におけるＫｃａ値を９０００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上とすることが好ましい。なお、該Ｋｃａ値の上限は特に規定しない。圧延能率の観点から、－１０℃におけるＫｃａ値は２５０００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以下とすることが好ましく、２００００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以下とすることがより好ましい。

[0077] Ｋｃａ値は、後述の実施例に記載のように、温度勾配型標準ＥＳＳＯ試験することで評価できる。

[0078] 以上説明したように、上記の成分組成の調整や集合組織や特定の位置での靭性の制御（すなわち、板厚１／２位置の鋼組織の微細化）により、１００ｍｍ超の板厚であっても、本発明の高強度極厚鋼板は、高強度、高靭性およ

び高い（優れた）脆性き裂伝播停止特性を有する。

[0079] 本発明の高強度極厚鋼板の板厚の上限は特に規定しない。圧延能率の観点から、板厚の上限は、１８０ｍｍ以下とすることが好ましい。

[0080] 次に、本発明の一実施形態における高強度極厚鋼板の製造方法について説明する。

[0081] 本発明の高強度極厚鋼板は、上述の成分組成を有する鋼素材に対し、以下に説明する特定の条件で加熱工程、熱間圧延工程および冷却工程を行うことによって、製造される。

[0082] 以下に、各工程について詳細に説明する。各工程における温度は、別段の記載がない限り、鋼素材および熱延板の板厚中心部（すなわち板厚１／２位置）における温度を指すものとする。例えば、鋼板断面内の温度分布を伝熱解析により計算し、その結果を鋼板の表面温度によって補正することで求めることができる。

[0083] ＜加熱工程＞

まず、上述の成分組成を有する鋼素材を、１０００～１２００℃の加熱温度に加熱する。

[0084] ［鋼素材の加熱温度：１０００～１２００℃］

鋼素材の加熱温度が１０００℃未満では、加熱温度が低すぎて変形抵抗が高くなり、熱間圧延機への負荷が増大する。そのため、後に続く熱間圧延工程の実施が困難になる。よって、上記の加熱温度を１０００℃以上とする。一方、鋼素材の加熱温度が１２００℃を超える高温では、オーステナイト粒が粗大化し、その結果、靭性が低下し、所望の脆性亀裂伝播停止特性が得られない。また、鋼板の強度が低下する。さらに、酸化が著しくなって酸化ロスが増大し、歩留りが低下するおそれがある。このような理由から、上記の加熱温度を１２００℃以下とする。なお、上記の加熱温度は、１０５０℃以上が好ましく、１０８０℃以上がより好ましい。上記の加熱温度は、１１５０℃以下が好ましく、１１３０℃以下がより好ましい。

[0085] ＜熱間圧延工程＞

次いで、加熱工程で加熱された鋼素材に、板厚１／２位置における圧延開始温度：（Ａｒ$_3$点＋１００）℃以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率：５．０％以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト未再結晶温度域での累計圧下率：５０．０％以上、および板厚１／２位置における圧延終了温度：Ａｒ$_3$点以上となる条件、かつ、スラブの厚みは３５０ｍｍ以上とし、最終製品の板厚に対するスラブの厚みの比率を表す圧下比：３．２５以上４．００未満となる条件で、熱間圧延を施す。

[0086] ［圧延開始温度：（Ａｒ$_3$点＋１００）℃以上］

上述の加熱工程で加熱された鋼素材を熱間圧延するに際し、板厚１／２位置における熱間圧延を開始する温度が（Ａｒ$_3$点＋１００）℃未満では、熱間圧延工程終了後の熱延板において再結晶が十分に起こらない。そのため、オーステナイト粒径が細かくならず、靭性が低下する。その結果、所望の脆性亀裂伝播停止特性が得られない。そのため、圧延開始温度は（Ａｒ$_3$点＋１００）℃以上とする。後述の未再結晶領域において熱間圧延を行う時間を確保する観点からは、圧延開始温度は（Ａｒ$_3$点＋１５０）℃以上とすることが好ましく、（Ａｒ$_3$点＋２００）℃以上とすることがより好ましい。圧延開始温度の上限は、上述した鋼素材の加熱温度に従えばよい。すなわち、圧延開始温度は、１１５０℃以下とすることが好ましく、１１３０℃以下とすることがより好ましい。

[0087] なお、Ａｒ$_3$点（Ａｒ$_3$変態点）（℃）は、以下の式（３）にしたがって求めることができる。

Ａｒ$_3$点（℃）＝９１０－２７３×Ｃ－７４×Ｍｎ－５７×Ｎｉ－１６×Ｃｒ－９×Ｍｏ－５×Ｃｕ …（３）

ここで、式（３）中、各元素記号は該元素の鋼中含有量（質量％）を表し、含有されない元素については０とする。

[0088] ［オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率：５．０％以上］

板厚中心部（板厚１／２位置）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５．０％以上とする熱間圧延を行う。この温度域での累積圧下率が５．０％未満であると、オーステナイトの細粒化が不十分であり、靭性が向上せず、その結果、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度：－１００℃以下が達成されない。この温度域での累積圧下率は、好ましくは１０％以上であり、より好ましくは１５％以上である。

[0089] この温度域での累積圧下率の上限は特に限定されない。上記細粒化の向上効果が飽和するため、この温度域での累積圧下率は４５％以下とすることが好ましく、４０％以下とすることがより好ましい。

[0090] なお、本発明の成分組成の場合、オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率は、１１００～９５０℃の温度域での累積圧下率を５．０％以上とすることが好ましい。

[0091] [オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率：５０．０％以上]

さらに、板厚中心部（板厚１／２位置）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を５０．０％以上とする熱間圧延を行う。この温度域での累積圧下率を５０．０％以上とすることにより、オーステナイト相を圧延する時に発達した圧延集合組織が、オーステナイトからベイナイトに変態する。この時に、バリアント選択によって選択された滑り系にそって相変態することで、板厚中心部における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比が１．６０以上となる集合組織を得られる。

[0092] 一方、この温度域での累積圧下率が５０％未満であると、オーステナイトが圧延方向に十分延伸せずにベイナイト変態時の核生成サイトが減少し、これにより、粗大なベイナイトが生成して粒径微細化ができなくなる。その結果、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度（ｖＴｒｓ）：－１００℃以下が達成されない。また、板厚中心部における圧延面での（２１１）面集積度が１．６０以上となる集合組織も得られない。

[0093] したがって、この温度域での累積圧下率は、５０．０％以上とする。該累積圧下率は、好ましくは５５％以上であり、より好ましくは６０％以上である。

[0094] この温度域での累積圧下率の上限は特に限定されない。圧延能率を阻害しない観点から、この温度域での累積圧下率は７５％以下であることが好ましく、７０％以下とすることがより好ましい。

[0095] なお、本発明の成分組成の場合、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率は、９５０℃未満７００℃以上の温度域での累積圧下率を５０．０％以上とすることが好ましい。

[0096] ［板厚１／２位置における圧延終了温度：Ａｒ$_3$点以上］

熱間圧延工程は、板厚１／２位置における圧延終了温度が、Ａｒ$_3$点（℃）以上の温度で終了する必要がある。熱間圧延に際して鋼板の温度がＡｒ$_3$点（℃）未満となると、フェライトへの相変態が開始し、（２１１）面のＸ線強度を高めるベイナイトの分率が低下するため、（２１１）面のＸ線強度比が低下する。その結果、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。更に、低温ほど変形抵抗が増加するため、熱間圧延機への負荷が大きくなるといった問題が生じる。なお、この圧延終了温度は、後工程の冷却開始温度をＡｒ$_3$点（℃）以上とする観点から、（Ａｒ$_3$点＋１０）℃以上であることが好ましい。

[0097] この圧延終了温度の上限は特に限定されない。圧延能率の観点から、圧延終了温度は（Ａｒ$_3$点＋６０）℃以下とすることが好ましく、（Ａｒ$_3$点＋５０）℃以下とすることがより好ましい。

[0098] [圧下比：３．２５以上４．００未満]

本発明では、熱間圧延工程終了後の熱延板の厚みが次のようになっていることが重要である。具体的には、スラブの厚みは３５０ｍｍ以上とし、かつ、最終製品の板厚に対するスラブの厚みの比率（圧下比）が３．２５以上となるように、熱間圧延工程での圧延を制御する。

[0099] 上記の圧下比が３．２５未満であると、鋼組織の細粒化が不十分であるために靭性が向上しない。その結果、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度：－１００℃以下が達成されない。また、上記の圧下比が３．２５未満であると、板厚１／２位置にかかる圧延応力が不十分となり鋼板内部に

生じたポロシティが閉鎖する方向に変形が進まず、圧延が完了した時点でも粗大なポロシティが残存し破壊起点となる。そのため、鋼板内部に生じたポロシティが圧着せず靭性が著しく低下する。上記の圧下比は、３．４０以上が好ましく、３．５０以上がより好ましい。

[0100] 一方、上記の圧下比が４．００以上であると鋼組織が過度に細粒化して焼き入れ性が低下し、冷却速度が低位となる１００ｍｍ越えの極厚鋼板における板厚１／２位置のベイナイトの面積分率を高めることができない。その結果、（２１１）面のＸ線強度比が低下し、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。また、強度が低下する。よって、上記の圧下比は４．００未満であることが必要である。上記の圧下比は、３．８０以下が好ましく、３．７０以下がより好ましい。

[0101] 本発明では、上述の熱間圧延条件で熱間圧延を行うことで、上記の作用効果を得ることができる。より作用効果を有効に得る観点から、さらに、以下の熱間圧延条件を規定することも有効である。

具体的には、板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での平均圧下率／パス：３．５％以上とし、かつ、板厚１／４位置における圧延終了温度：Ar_3点℃以上とする。

[0102] ［オーステナイト再結晶温度域での平均圧下率／パス：３．５％以上］（任意条件）

板厚中心部（板厚１／２位置）の温度がオーステナイト再結晶温度域での圧延の平均圧下率／パスを３．５％以上とする熱間圧延を行うと、より板厚１／２位置のポロシティを圧着させる効果を得ることができる。この温度域での平均圧下率／パスが３．５％未満であると、ポロシティ圧着に有効な高温での圧延時に十分に圧延応力を付与することができずに、圧延終了時にポロシティが残存しやすくなる。これが破壊起点となって板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度：－１００℃以下が達成しにくくなる。この温度域での平均圧下率／パスは、好ましくは４．０％以上であり、より好ましくは５．０％以上である。

[0103] この温度域での平均圧下率／パスの上限は特に限定されない。製造負荷の観点化から、この温度域での平均圧下率／パスは、１０％以下とすることが好ましく、８．０％以下とすることがより好ましい。

[0104] ［板厚１／４における圧延終了温度：Ａｒ$_3$点以上］（任意条件）

熱間圧延工程では、板厚１／４における圧延終了温度が、板厚１／４位置でＡｒ$_3$点（℃）以上の温度で終了すると、より脆性亀裂伝播停止特性向上効果を有効に得ることができる。熱間圧延に際して熱延板の板厚１／４位置の温度がＡｒ$_3$点（℃）未満となると、板厚１／４位置で加工フェライトが生成し、（１１０）面のＸ線強度を高めるベイナイトの分率が低下するため、板厚１／４位置の（１１０）面のＸ線強度比が低下する。その結果、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。更に、低温ほど変形抵抗が増加するため、熱間圧延機への負荷が大きくなるといった問題が生じる。なお、この圧延終了温度はＡｒ$_3$点＋２０）℃以上であることが好ましい。

[0105] この圧延終了温度の上限は特に限定されない。圧延能率の観点から、この圧延終了温度は、（Ａｒ$_3$点＋５０）℃以下とすることが好ましく、（Ａｒ$_3$点＋４０）℃以下とすることがより好ましい。

[0106] ＜冷却工程＞

次いで、熱間圧延工程で熱間圧延された熱延板に、板厚１／２位置における冷却開始温度：Ａｒ$_3$点以上、板厚１／２位置における温度が７００～５００℃の温度域での平均冷却速度：２．０℃／s以上、かつ、板厚１／２位置における冷却停止温度：５００℃以下となる条件で冷却を施す。

[0107] ［冷却開始温度：Ａｒ$_3$点以上］

上述の熱間圧延工程を経て得られた熱延板に対し、板厚１／２位置における温度がＡｒ$_3$点（℃）以上の温度で冷却を開始する必要がある。冷却開始温度がＡｒ$_3$点（℃）を下回ると、鋼中に多量のフェライトが生成するため、強度を高めることができない。その結果、（２１１）面のＸ線強度比が低下し、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。そのため、この冷却開始温度はＡｒ$_3$点（℃）以上とする。冷却開始温度は（Ａｒ$_3$点＋１０）℃以上と

することが好ましく、また（Ａｒ$_3$点＋４０）℃以下とすることが好ましい。

[0108] ［７００～５００℃の温度域での平均冷却速度：２．０℃／ｓ以上］

板厚１／２位置の温度が７００℃から冷却停止温度（５００℃以下）になるまでの温度域における平均冷却速度が２．０℃／ｓ未満であると、徐冷により鋼中に多量のフェライトが生成するため、ベイナイトの体積率を高めることができない。その結果、（２１１）面のＸ線強度比が低下し、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。また、強度が低下する。

[0109] 一方で、この平均冷却速度を測定する温度範囲は、大部分のオーステナイト組織の変態が起こり、鋼板の特性に大きく寄与する効果を得る観点から、７００～５００℃の温度域とする。

[0110] すなわち、本発明では、板厚１／２位置における７００～５００℃の温度域での平均冷却速度を２．０℃／ｓ以上とする。これにより、ベイナイトの分率を向上させる効果を得られ、強度が向上し、かつ、（２１１）面の集合組織が発達し、脆性き裂伝播停止特性が向上する。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは３．０℃／ｓ以上とする。

[0111] なお、該平均冷却速度の上限は特に限定されない。過度の急冷による冷却コストの増大を回避する観点から、該平均冷却速度は、２０℃／ｓ以下とすることが好ましく、１０℃／ｓ以下とすることがより好ましい。

[0112] 上記の７００～５００℃の温度域の範囲外の平均冷却速度は、ベイナイト生成に大きく影響を与えないため特に規定しない。製造能率の観点から、０．５～０．１℃／ｓとすることが好ましい。

[0113] ［冷却停止温度：５００℃以下］

冷却工程は、板厚１／２位置における温度が５００℃以下になるまで行う必要がある。換言すれば、冷却停止温度が５００℃以下の温度となるまで行う必要がある。冷却停止温度が５００℃を超えると、鋼中に多量のフェライトが生成するため、ベイナイトの面積分率を高めることができない。その結果、（２１１）面のＸ線強度比が低下し、優れた脆性亀裂伝播停止特性が得られなくなる。また、強度が低下する。冷却停止温度は、好ましくは４５０

℃以下であり、より好ましくは４００℃以下である。一方、冷却停止温度の下限は限定されないが、冷却停止温度が低すぎると鋼板の形状が悪くなる。そのため、冷却停止温度は、好ましくは２００℃以上であり、より好ましくは３００℃以上である。

実施例

[0114] 次に、本発明を実施例に基づいて具体的に説明する。なお、以下の実施例は本発明の好適な一例を示すものであり、本発明はこの実施例に限定されない。

[0115] 表１に供試鋼の成分成分を示し、表２に製造条件を示した。表１に示す各成分組成の溶鋼（鋼記号：Ａ～ＡＧ）を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材とした。その後、表２に示す製造条件で加熱工程、熱間圧延工程、および冷却工程をこの順に行い、表３に示す板厚の高強度極厚鋼板（鋼記号：１～４２）を製造した。なお、表１中の空欄は、意図的に元素を添加しないことを表しており、元素を含有しない（すなわち０％）場合だけでなく、元素を不可避的に含有する場合も含む。

[0116]

[表1]

鋼記号	成分組成（質量%）																				Ceq	Ar_3点（℃）
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Cu	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	B	Ca	Mg	REM	
A	0.092	0.22	2.35	0.005	0.003	0.032	0.0027	0.0013														0.484	711
B	0.146	0.33	1.92	0.007	0.006	0.042	0.0033	0.0035	0.011		0.16	0.24										0.493	714
C	0.042	0.17	1.87	0.006	0.005	0.022	0.0041	0.0018		0.027	0.45	1.37	0.28									0.531	675
D	0.074	0.49	1.42	0.005	0.003	0.053	0.0024	0.0019	0.005			0.86	0.53	0.22								0.518	725
E	0.061	0.04	2.10	0.003	0.006	0.029	0.0038	0.0010		0.014	0.27		0.32		0.11							0.515	731
F	0.082	0.15	2.47	0.011	0.001	0.057	0.0036	0.0023	0.022	0.006	0.29	0.42		0.08								0.557	679
G	0.097	0.20	1.01	0.006	0.004	0.062	0.0060	0.0028	0.014		0.33	1.66	0.43		0.05	0.22						0.494	706
H	0.070	0.13	1.98	0.017	0.002	0.049	0.0046	0.0026		0.005			0.73				0.38					0.546	733
I	0.091	0.33	2.05	0.002	0.002	0.074	0.0035	0.0011				0.33	0.11	0.02				0.008				0.481	713
J	0.073	0.07	1.78	0.004	0.008	0.026	0.0028	0.0058	0.013	0.023	0.77	0.63			0.12				0.004			0.487	719
K	0.085	0.19	1.57	0.008	0.001	0.039	0.0027	0.0035			0.51		0.42		0.18					0.0065		0.501	761
L	0.063	0.31	1.98	0.007	0.005	0.097	0.0044	0.0009		0.009	0.23	1.37									0.0108	0.500	667
M	0.092	0.06	1.87	0.002	0.003	0.013	0.0073	0.0027	0.007			0.71	0.18	0.13						0.0042		0.513	702
N	0.057	0.13	1.50	0.004	0.007	0.034	0.0096	0.0035	0.011	0.036	0.30		0.84					0.003				0.495	768
O	0.110	0.43	2.19	0.009	0.002	0.062	0.0012	0.0034				0.35					0.27					0.498	698
P	0.057	0.25	1.71	0.006	0.001	0.081	0.0025	0.0096		0.025	0.42	1.86							0.045			0.494	660
Q	0.083	0.35	2.14	0.012	0.006	0.051	0.0051	0.0005					0.22	0.05	0.08							0.510	725
R	0.158	0.18	1.84	0.009	0.002	0.079	0.0020	0.0063			0.21	0.20										0.492	718
S	0.028	0.10	1.58	0.011	0.005	0.058	0.0036	0.0057	0.013	0.017	0.35	0.28	0.66		0.09							0.483	757
T	0.097	0.01	1.70	0.004	0.001	0.024	0.0032	0.0039					0.50	0.02						0.0023		0.484	750
U	0.080	0.53	2.22	0.001	0.007	0.042	0.0034	0.0020		0.002		0.69			0.04							0.504	685
V	0.052	0.09	2.54	0.003	0.008	0.065	0.0023	0.0035		0.032	0.16							0.002				0.486	707
W	0.115	0.13	0.98	0.002	0.003	0.027	0.0030	0.0016	0.015		0.13	0.76	0.61	0.18								0.496	751
X	0.101	0.29	1.65	0.022	0.005	0.069	0.0072	0.0067	0.016			1.41			0.12							0.494	680
Y	0.065	0.35	1.98	0.008	0.013	0.026	0.0037	0.0029		0.021	0.33		0.48	0.11								0.535	735
Z	0.077	0.15	1.69	0.004	0.004	0.105	0.0035	0.0008		0.024	0.67		0.55		0.05		0.11					0.523	752
AA	0.073	0.42	1.72	0.010	0.002	0.080	0.0108	0.0011	0.024	0.010		1.02	0.42								0.0081	0.512	698
AB	0.075	0.28	1.88	0.011	0.005	0.062	0.0004	0.0055	0.020	0.012	0.10	0.12	0.45			0.13						0.493	736
AC	0.085	0.08	2.09	0.002	0.003	0.031	0.0038	0.0106			0.33		0.16	0.09					0.005			0.505	727
AD	0.148	0.41	2.49	0.015	0.007	0.043	0.0035	0.0021														0.563	685
AE	0.070	0.30	2.20	0.020	0.005	0.047	0.0050	0.0018														0.437	728
AF	0.132	0.19	2.28	0.009	0.006	0.046	0.0050	0.0012	0.008			0.71	0.15									0.589	662
AG	0.061	0.23	1.56	0.011	0.002	0.031	0.0021	0.0037		0.028	0.18	0.63	0.48									0.471	733

[0117]

[表2]

鋳造No.	鋼記号	鋳造工程 スラブ厚(mm)	加熱工程 スラブ加熱温度(℃)	熱間圧延工程 圧延開始温度(℃)	オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率(%)	オーステナイト再結晶温度域での平均圧下率／パス(%)	オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率(%)	板厚1/2位置での圧延終了温度(℃)	板厚1/4位置での圧延終了温度(℃)	圧下比	冷却工程 700～500℃の平均冷却速度(℃/s)	冷却開始温度(℃)	冷却停止温度(℃)
1	A	430	1070	950	20	5.1	62	751	725	3.31	2.2	715	380
2	B	430	1050	970	12	3.6	67	728	718	3.44	2.6	724	330
3	C	430	1050	920	41	5.8	51	716	692	3.44	2.5	693	320
4	D	380	1090	1010	39	3.2	55	767	746	3.62	3.7	733	320
5	E	380	1080	950	25	5.2	63	775	753	3.62	3.8	739	290
6	F	390	1070	940	27	5.2	58	729	703	3.25	3.0	692	290
7	G	380	1040	950	42	5.9	52	714	700	3.62	3.3	712	380
8	H	390	1120	1030	35	6.0	53	773	763	3.25	2.7	746	400
9	I	380	1090	980	10	4.9	68	748	735	3.45	2.8	724	370
10	J	430	1060	980	18	4.2	63	766	756	3.31	2.8	723	390
11	K	460	1050	900	22	6.5	61	786	761	3.29	2.1	765	410
12	L	460	1070	1000	31	4.2	56	690	673	3.29	2.2	680	430
13	M	440	1140	1030	17	4.7	63	723	693	3.26	2.3	708	360
14	N	430	1080	950	37	5.4	52	797	748	3.31	2.5	778	360
15	O	450	1070	980	8	5.4	66	720	710	3.33	2.2	705	390
16	P	390	1120	990	15	4.3	67	688	678	3.55	3.3	669	360
17	Q	460	1050	910	32	4.0	55	748	731	3.29	2.2	732	410
18	R	390	1080	970	36	6.1	58	752	722	3.71	3.9	730	390
19	S	390	1120	1020	41	6.4	50	802	789	3.39	3.1	768	330
20	T	440	1090	1000	19	4.2	62	781	755	3.26	2.7	757	400
21	U	390	1070	960	33	4.2	56	712	698	3.39	3.1	691	340
22	V	430	1110	1020	25	5.9	61	744	731	3.44	2.6	718	300
23	W	460	1050	980	22	3.5	61	775	760	3.29	2.0	755	430
24	X	390	1130	990	22	5.7	62	711	701	3.39	2.8	685	300
25	Y	440	1110	1010	17	5.7	63	755	735	3.26	2.2	741	360
26	Z	460	1050	940	31	3.8	56	781	771	3.29	2.2	765	370
27	AA	440	1120	1000	28	5.6	62	741	711	3.67	2.4	710	320
28	AB	420	1070	950	39	5.2	55	764	754	3.65	2.3	743	410
29	AC	410	1140	1020	18	4.1	63	750	726	3.28	2.5	734	330
30	AD	410	1090	940	45	4.9	51	711	687	3.73	2.8	690	350
31	AE	430	1050	970	28	5.7	58	751	741	3.31	3.2	729	370
32	AF	390	1080	950	36	4.9	52	687	672	3.25	2.7	681	330
33	AG	440	1100	930	34	6.1	55	776	752	3.38	2.6	741	390
34	C	340	1080	940	22	6.3	55	698	683	2.83	2.7	687	300
35	E	390	1270	970	31	4.1	59	779	759	3.55	3.7	736	320
36	D	430	950	800	0	0.0	70	746	716	3.31	2.7	730	380
37	K	350	1100	940	3	1.6	69	791	774	3.33	2.5	768	350
38	A	420	1110	970	52	5.8	38	759	748	3.36	2.7	722	370
39	O	370	1080	950	37	4.1	53	665	646	3.36	3.5	660	330
40	Q	440	1090	940	27	3.6	58	762	746	3.26	0.3	733	440
41	G	430	1070	980	22	6.4	61	740	723	3.31	2.9	689	350
42	J	370	1060	970	20	4.7	63	750	727	3.36	2.9	721	560

[0118] 得られた各高強度極厚鋼板について、以下に説明する方法で、（１）強度、（２）靭性、（３）集合組織、（４）鋼組織、（５）脆性き裂伝播停止特性を評価した。

[0119] （１）強度

得られた高強度極厚鋼板の板厚１／２位置より、試験片の長手軸の方向が圧延方向と垂直となるように、Φ１４のＪＩＳ　１４Ａ号試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）の規定に準拠して引張試験を行い、降伏

強度（ＹＳ）、引張強さ（ＴＳ）を測定した。

ここでは、降伏強度が３９０ＭＰａ以上を高強度であると評価した。また、引張強さが５７０ＭＰａ以上を高強度であると評価した。

[0120] （２）靭性

靭性の評価は、板厚１／２位置のシャルピー破面遷移温度で行った。

得られた高強度極厚鋼板の板厚１／２位置より、試験片の長手軸の方向が圧延方向と平行となるように、ＪＩＳ４号衝撃試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ２２４２（２００５）の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を行って、－４０℃～－１６０℃の範囲におけるシャルピー破面遷移温度（ｖＴｒｓ）を求めた。なお、１試験温度につき３本試験し、３本の脆性破面率の平均値から計算した。

ここでは、ｖＴｒｓ≦－１００℃を低温靭性に優れると評価した。

[0121] （３）集合組織

集合組織の評価は、鋼板の板厚１／２位置における（２１１）面のＸ線強度比を測定して行った。

得られた高強度極厚鋼板から、板厚１／２位置を板厚中心として板厚１ｍｍ、圧延方向と平行な方向に２２ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に２５ｍｍとする寸法の板状のサンプルを採取し、該サンプルの表面に平行な面を機械研磨および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線源を用いたＸ線回折装置を使用して、Ｘ線回折測定を実施し、（２１１）面のＸ線強度比を求めた。

[0122] また、鋼板の板厚１／４位置における（１１０）面のＸ線強度比を測定した。

得られた高強度極厚鋼板から、板厚１／４位置を板厚中心として板厚１ｍｍ、圧延方向と平行な方向に２２ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に２５ｍｍとする寸法の板状のサンプルを採取し、該サンプルの表面に平行な面を機械研磨および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線源を用いたＸ線回折装置を使用して、Ｘ線回折測定

を実施し、（１１０）面のＸ線強度比を求めた。

[0123] （４）鋼組織

［鋼組織］

板厚１／２位置の鋼組織は、次の通り測定した。

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央、板厚１／２位置から試料を採取した。試料の寸法は板厚方向に２０ｍｍ、圧延方向と平行な方向に１０ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に１ｍｍとした。この試料の圧延方向に垂直な面を鏡面研磨した後、ナイタール腐食により現出させた金属組織の光学顕微鏡写真を撮影した。撮影部は板厚１／２位置で倍率は２００倍とした。得られた写真から白い塊状として現出した組織をフェライト、残部をベイナイトとして画像解析によって面積分率を計算することによりベイナイト相およびフェライト相の面積分率を評価した。

[0124] また、板厚１／４位置の鋼組織は、次の通り測定した。

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央、板厚１／４位置から試料を採取した。試料の寸法は板厚方向に２０ｍｍ、圧延方向と平行な方向に１０ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に１ｍｍとした。この試料の圧延方向に垂直な面を鏡面研磨した後、ナイタール腐食により現出させた金属組織の光学顕微鏡写真を撮影した。撮影部は板厚１／４位置で倍率は２００倍とした。得られた写真を画像解析することによりベイナイト相およびフェライト相の面積分率を評価した。

[0125] ［ベイナイトの結晶粒の平均粒径］

板厚１／２位置のベイナイトの結晶粒の平均粒径は、次の通り測定した。

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央、板厚１／２位置から試料を採取した。試料の寸法は板厚方向に２０ｍｍ、圧延方向と平行な方向に１０ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に１ｍｍとした。この試料の圧延方向に垂直な面を鏡面研磨した後、板厚１／２位置を下記の条件でＥＢＳＰ解析を行った。得られた結晶方位マップより、隣接する結晶粒との方位差が１５°以上の大角粒界で囲まれた組織の円相当直径を求め、下記の解析領

域における円相当直径の平均値を平均有効結晶粒径とした。

（ＥＢＳＰ条件）

・加速電圧：２０ＫＶ、照射電流：５０ｎＡ

・ビーム径：５０ｎｍ

・解析領域：板厚中心の１ｍｍ×１ｍｍ領域

・ステップサイズ：０．４μｍ

また、板厚１／４位置のベイナイトの結晶粒の平均粒径は、次の通り測定した。

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央、板厚１／４位置から試料を採取した。試料の寸法は板厚方向に２０ｍｍ、圧延方向と平行な方向に１０ｍｍ、かつ圧延方向と垂直な方向に１ｍｍとした。この試料の圧延方向に垂直な面を鏡面研磨した後、板厚１／４位置を下記の条件でＥＢＳＰ解析を行った。得られた結晶方位マップより、隣接する結晶粒との方位差が１５°以上の大角粒界で囲まれた組織の円相当直径を求め、下記の解析領域における円相当直径の平均値を平均有効結晶粒径とした。

（ＥＢＳＰ条件）

・加速電圧：２０ＫＶ、照射電流：５０ｎＡ

・ビーム径：５０ｎｍ

・解析領域：板厚中心の１ｍｍ×１ｍｍ領域

・ステップサイズ：０．４μｍ

[0126] ［最大ポロシティの円相当径］

鋼板内部の欠陥の検出には、非破壊で検査できるため超音波探傷が用いられることが多いが、本実施例では正確に欠陥部の状態を確認するために直接観察をおこなって、ポロシティの個数密度を測定した。まず、圧延材の板厚１／２位置において板幅方向に対して平行に観察用のサンプルを１～２断面採取し、鏡面研磨仕上げとした。次いで、作製したサンプルを光学顕微鏡にて観察して写真を撮影した。倍率は４００倍とした。得られた写真を画像解析して、存在するポロシティ個々の円相当径を求め、最大ポロシティの円相

当径を算出した。

[0127] （５）脆性き裂伝播停止特性

脆性き裂伝播停止特性の評価は、Ｋｃａ値を求めて行った。

脆性亀裂伝播停止特性を評価するため、温度勾配型標準ＥＳＳＯ試験を行い、－１０℃におけるＫｃａ値（Ｋｃａ（－１０℃）の値（Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$））を求めた。

試験体は、得られた高強度極厚鋼板から３本ずつ採取した。試験体のサイズは、全厚×Ｌ：５００×Ｗ：５００（ｍｍ）とした。３体試験の結果から、Ｋｃａ値を求めた。

ここでは、Ｋｃａ（－１０℃）の値が８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上のものを脆性き裂伝播停止特性に優れると評価した。

[0128] 表３にこれらの試験結果を示した。

[0129]

[表3]

製造No.	板厚 (mm)	板厚1/2位置でのB分率 (面積%)	板厚1/2位置でのF分率 (面積%)	板厚1/2位置でのBの平均粒径 (μm)	板厚1/4位置でのB分率 (面積%)	板厚1/4位置でのF分率 (面積%)	板厚1/4位置でのBの平均粒径 (μm)	最大ポロシティの円相当径 (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (℃)	板厚1/2位置での(211)面のX線強度比	板厚1/4位置での(110)面のX線強度比	Kca (N/mm$^{3/2}$)	備考
1	130	81	19	20	83	17	18	102	417	585	-113	2.03	1.02	12600	発明例
2	125	84	16	12	95	5	11	90	450	597	-135	2.32	1.01	14500	発明例
3	125	90	10	19	97	3	17	93	506	652	-105	1.70	0.97	9000	発明例
4	105	93	7	20	98	2	16	197	525	674	-101	1.98	0.92	8500	発明例
5	105	93	7	15	100	0	12	78	513	651	-124	2.04	1.19	16800	発明例
6	120	100	0	19	100	0	16	183	527	685	-105	1.94	1.04	9600	発明例
7	105	95	5	19	78	22	19	110	483	614	-110	2.01	0.82	8600	発明例
8	120	93	7	18	97	3	17	165	521	683	-104	1.84	1.19	8700	発明例
9	110	92	8	12	99	1	11	112	472	590	-107	2.21	0.97	8900	発明例
10	130	100	0	17	100	0	14	134	456	577	-119	2.17	1.13	16000	発明例
11	140	97	3	16	100	0	15	147	478	624	-114	2.15	0.97	13900	発明例
12	140	99	1	19	100	0	18	131	460	587	-112	2.06	1.20	12500	発明例
13	135	87	13	19	89	11	16	170	487	633	-102	2.10	0.95	9700	発明例
14	130	88	12	20	75	25	16	119	501	642	-104	1.93	0.80	8400	発明例
15	135	96	4	16	99	1	14	123	492	610	-126	2.24	1.00	17400	発明例
16	110	98	2	19	100	0	16	82	483	582	-114	2.18	1.02	14100	発明例
17	140	97	3	17	100	0	14	165	490	641	-116	2.06	1.12	13900	発明例
18	105	92	8	16	96	4	16	46	499	632	-73	2.11	1.01	3500	比較例
19	115	91	9	20	92	8	19	132	369	493	-102	1.78	1.19	8700	比較例
20	135	84	16	18	89	11	18	136	372	505	-100	1.88	1.06	8500	比較例
21	115	93	7	17	97	3	15	119	457	589	-68	1.95	1.09	2300	比較例
22	125	89	11	17	91	9	17	101	516	640	-92	2.07	1.04	7000	比較例
23	140	83	17	16	88	12	16	132	362	488	-105	1.75	1.20	8500	比較例
24	115	83	17	20	87	13	19	146	491	608	-84	2.16	1.02	5700	比較例
25	135	95	5	16	98	2	13	159	509	703	-90	2.04	1.04	6400	比較例
26	140	98	2	17	100	0	16	144	500	674	-78	1.79	1.08	3200	比較例
27	120	87	13	14	91	9	14	84	489	613	-91	2.10	0.96	7000	比較例
28	115	81	19	12	81	19	9	76	375	487	-102	1.78	1.06	7900	比較例
29	125	93	7	18	94	6	15	166	488	621	-87	2.16	1.10	6400	比較例
30	110	100	0	17	100	0	15	50	555	731	-68	1.82	0.91	4900	比較例
31	130	71	29	18	82	18	16	132	340	488	-110	1.28	0.75	7500	比較例
32	120	100	0	20	100	0	18	176	574	735	-73	1.89	1.08	2500	比較例
33	130	66	34	19	78	22	20	112	366	498	-103	1.37	0.85	6100	比較例
34	120	81	19	25	82	18	22	273	512	643	-75	1.78	1.11	2700	比較例
35	110	93	7	27	100	0	25	68	360	681	-65	1.84	1.01	1500	比較例
36	130	85	15	31	91	9	28	129	418	512	-82	1.88	1.09	4200	比較例
37	105	95	5	33	100	0	27	115	498	653	-85	2.26	0.95	6400	比較例
38	125	82	18	38	94	6	33	108	457	581	-70	1.49	0.93	1200	比較例
39	110	63	37	19	75	25	23	126	483	605	-105	1.53	0.85	7300	比較例
40	135	68	32	18	70	30	18	143	377	485	-102	1.52	0.71	6600	比較例
41	130	73	27	16	75	25	15	138	375	562	-107	1.45	0.80	7300	比較例
42	110	71	29	15	73	27	13	127	373	503	-103	1.55	0.73	6900	比較例

*1：B：ベイナイト相、F：フェライト相

[0130] 表３に示された結果から、次のことが分かった。本発明例（製造Ｎｏ．１～１７）の場合、成分組成および製造条件が本発明範囲内であり、かつ板厚１／２位置の集合組織が（２１１）面のＸ線強度比：１．６０以上を満足し、かつ上述の板厚１／２位置の鋼組織も得られていた。これにより、板厚１／２位置における降伏強度が３９０ＭＰａ以上、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度が－１００℃以下、かつＫｃａ（－１０℃）の値が８

４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上の特性を得られた。

[0131] 一方、比較例（製造Ｎｏ．１８～４２）の場合、成分組成および製造条件のいずれか１つ以上で本発明範囲外となったため、板厚１／２位置における集合組織および鋼組織を得られず、板厚１／２位置での目標特性を満足しなかった。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０４０～０．１５０％、

Ｓｉ：０．０２～０．５０％、

Ｍｎ：１．００～２．５０％、

Ｐ：０．０２０％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

Ａｌ：０．０１０～０．１００％、

Ｎ：０．００１０～０．０１００％以下、および

Ｏ：０．０１００％以下

を含有し、かつ、式（１）で定義されるＣｅｑが０．４８０～０．５６０％であり、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、

板厚１／２位置における圧延面での（２１１）面のＸ線強度比が１．６０以上である集合組織を有し、

面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であり、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下であり、かつ、板厚１／２位置に残存する最大ポロシティの円相当径：２００μｍ以下である、板厚１／２位置における鋼組織を有し、

板厚が１００ｍｍ超であり、

板厚１／２位置における降伏強度が３９０ＭＰａ以上であり、板厚１／２位置におけるシャルピー破面遷移温度がｖＴｒｓ≦－１００℃であり、かつ、Ｋｃａ（－１０℃）の値が８４００Ｎ／ｍｍ$^{3/2}$以上である、高強度極厚鋼板。

Ｃｅｑ＝Ｃ＋Ｍｎ／６＋Ｃｕ／１５＋Ｎｉ／１５＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／５＋Ｖ／５　…（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％）を表し、含有しない元素は含有量を０とする。

[請求項2] 前記成分組成に加えて、質量％で、以下のＡ群およびＢ群のうちから選ばれた１群または２群を含有する、請求項１に記載の高強度極厚鋼板。

Ａ群：Ｔｉ：０．０３０％以下、Ｎｂ：０．０５０％以下、Ｃｕ：２．００％以下、Ｎｉ：２．５０％以下、およびＣｒ：２．００％以下のうちから選ばれた１種または２種以上

Ｂ群：Ｍｏ：０．５０％以下、Ｖ：０．５０％以下、Ｗ：０．５０％以下、Ｃｏ：０．５０％以下、Ｂ：０．０１００％以下、Ｃａ：０．０１００％以下、Ｍｇ：０．０１００％以下、およびＲＥＭ：０．０２００％以下のうちから選ばれた１種または２種以上

[請求項3] 前記集合組織は、板厚１／４位置における圧延面での（１１０）面のＸ線強度比が０．９０以上であり、

面積分率で、ベイナイト相：８０～１００％およびフェライト相：０～２０％からなる混合組織であり、かつ、方位差１５°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒の平均粒径：２０μｍ以下である、板厚１／４位置における鋼組織を有する、請求項１または２に記載の高強度極厚鋼板。

[請求項4] 請求項１～３のいずれか１項に記載の高強度極厚鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼素材を、１０００～１２００℃の加熱温度に加熱し、

次いで、板厚１／２位置における圧延開始温度：（$Ａｒ_3$点＋１００）℃以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での累積圧下率：５．０％以上、板厚１／２位置における温度がオーステナイト未再結晶温度域での累計圧下率：５０．０％以上、および板厚１／２位置における圧延終了温度：$Ａｒ_3$点以上となる条件

、

かつ、スラブの厚みを３５０ｍｍ以上とし、最終製品の板厚に対するスラブの厚みの比率を表す圧下比：３．２５以上４．００未満となる条件で、熱間圧延を施し、

次いで、板厚１／２位置における冷却開始温度：Ａｒ$_3$点以上、板厚１／２位置における温度が７００～５００℃の温度域での平均冷却速度：２．０℃／s以上、かつ、板厚１／２位置における冷却停止温度：５００℃以下となる条件で冷却を施す、高強度極厚鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記熱間圧延では、さらに、

板厚１／２位置における温度がオーステナイト再結晶温度域での平均圧下率／パス：３．５％以上とし、

かつ、板厚１／４位置における圧延終了温度：Ａｒ$_3$点以上となる条件で施す、請求項４に記載の高強度極厚鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2023/031503

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C21D 8/02***(2006.01)i; ***C22C 38/06***(2006.01)i; ***C22C 38/58***(2006.01)i
FI: C22C38/00 301A; C21D8/02 B; C22C38/06; C22C38/58

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; C21D8/02; C22C38/06; C22C38/58

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2023
Registered utility model specifications of Japan 1996-2023
Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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 2017-186614 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 12 October 2017 (2017-10-12)	1-5
A	WO 2022/097589 A1 (JFE STEEL CORP.) 12 May 2022 (2022-05-12)	1-5
A	WO 2017/047088 A1 (JFE STEEL CORP.) 23 March 2017 (2017-03-23)	1-5
A	WO 2020/262638 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 30 December 2020 (2020-12-30)	1-5
P, A	KR 10-2023-0094389 A (POSCO CO., LTD.) 28 June 2023 (2023-06-28)	1-5

☐ 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	Date of mailing of the international search report
10 November 2023	**21 November 2023**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2023/031503

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2017-186614 A	12 October 2017	(Family: none)	
WO 2022/097589 A1	12 May 2022	KR 10-2023-0041045 A	
		CN 116194602 A	
WO 2017/047088 A1	23 March 2017	KR 10-2018-0038029 A	
		CN 108026618 A	
		CN 110878404 A	
WO 2020/262638 A1	30 December 2020	JP 2021-4407 A	
		JP 2021-59753 A	
		JP 2021-161507 A	
		KR 10-2021-0127736 A	
		CN 113614271 A	
		CN 116752044 A	
KR 10-2023-0094389 A	28 June 2023	WO 2023/121179 A1	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2023/031503

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 301A; C21D8/02 B; C22C38/06; C22C38/58

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

C22C38/00; C21D8/02; C22C38/06; 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	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０２３年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２３年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２３年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2017-186614 A (新日鐵住金株式会社) 12.10.2017 (2017-10-12)	1-5
A	WO 2022/097589 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 12.05.2022 (2022-05-12)	1-5
A	WO 2017/047088 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 23.03.2017 (2017-03-23)	1-5
A	WO 2020/262638 A1 (日本製鉄株式会社) 30.12.2020 (2020-12-30)	1-5
P, A	KR 10-2023-0094389 A (POSCO CO., LTD.) 28.06.2023 (2023-06-28)	1-5

☐ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☑ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、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	国際調査報告の発送日
10.11.2023	21.11.2023

名称及びあて先
日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）
川口　由紀子 4K 5798

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2023/031503

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2017-186614 A	12.10.2017	（ファミリーなし）	
WO 2022/097589 A1	12.05.2022	KR 10-2023-0041045 A	
		CN 116194602 A	
WO 2017/047088 A1	23.03.2017	KR 10-2018-0038029 A	
		CN 108026618 A	
		CN 110878404 A	
WO 2020/262638 A1	30.12.2020	JP 2021-4407 A	
		JP 2021-59753 A	
		JP 2021-161507 A	
		KR 10-2021-0127736 A	
		CN 113614271 A	
		CN 116752044 A	
KR 10-2023-0094389 A	28.06.2023	WO 2023/121179 A1	