(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11月29日(29.11.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/216665 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/JP2018/019553

(22) 国際出願日: 2018年5月21日(21.05.2018)

(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 2017-100635 2017年5月22日(22.05.2017) 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: 竹 内 佳 子 (**TAKEUCHI Yoshiko**); 〒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). 一宮 克行(**ICHIMIYA Katsuyuki**); 〒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). 長谷 和邦(**HASE Kazukuni**); 〒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: 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３６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)）

(54) Title: THICK STEEL PLATE AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称： 厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a thick steel plate having superior multilayer welded joint CTOD properties. Provided is a thick steel plate that is formed from specific components and has a component composition having Ceq as defined by the following Equation (1) of 0.45% or less and Pcm as defined by the following Equation (2) of 0.22% or less, wherein the average effective crystal size at the center of plate thickness is 20 μm or less and the number of porosities with a circle equivalent diameter of 200 μm or greater is 0.1/mm^2. Ceq (%) = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5 … (1) Pcm (%) = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr])/20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B] … (2)

(57) 要約：多層溶接継手ＣＴＯＤ特性に優れる厚鋼板を提供する。 特定の成分からなり、下記（１）式で定義されるＣｅｑが０．４５％以下、かつ、下記（２）式で定義されるＰｃｍが０．２２％以下である成分組成を有し、板厚中心における平均有効結晶粒径が２０μｍ以下、円相当径が２００μｍ以上であるポロシティの、１ｍｍ^{2}当たりの個数が０．１個／ｍｍ^{2}以下である、厚鋼板。 Ｃｅｑ（％）＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５…（１） Ｐｃｍ（％）＝［Ｃ］＋［Ｓｉ］／３０＋（［Ｍｎ］＋［Ｃｕ］＋［Ｃｒ］）／２０＋［Ｎｉ］／６０＋［Ｍｏ］／１５＋［Ｖ］／１０＋５［Ｂ］…（２）

WO 2018/216665 A1

明　細　書

発明の名称 ： 厚鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001]　本発明は、厚鋼板に関し、とくに、ＣＧＨＡＺとＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界のいずれを切り欠き位置としたＣＴＯＤ試験においても優れた特性を示し、船舶や海洋構造物、ラインパイプ、圧力容器等に好適に用いることができる多層溶接継手ＣＴＯＤ特性に優れた厚鋼板に関する。また、本発明は、前記厚鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002]　これまで、鋼の靭性の評価には主にシャルピー試験が用いられてきた。しかし、近年では破壊抵抗をより高精度に評価する方法として、き裂開口変位試験（Crack Tip Opening Displacement Test、以下、「ＣＴＯＤ試験」という。）が、構造物に使用される厚鋼板を対象に用いられることが多い。

[0003]　ＣＴＯＤ試験は、靭性評価部に疲労予き裂を導入した試験片を低温で曲げ試験し、破壊直前のき裂の開口量（塑性変形量）を測定して脆性破壊の発生抵抗を評価するものである。

[0004]　厚鋼板を構造物に適用する場合の溶接としては、多層溶接が通常用いられる。多層溶接の溶接熱影響部（以下、「多層溶接ＨＡＺ」という。）には、先行の溶接パスにより粗大な組織となった溶接線近傍の領域（ＣＧＨＡＺ：Coarse Grain Heat Affected Zone）が、次層の溶接パスによりフェライト＋オーステナイトの２相域に再加熱されて、粗大な基地組織中に島状マルテンサイト（ＭＡ：Martensite-Austenite Constituent）組織が混在して著しく靭性が低くなった領域（ＩＣＣＧＨＡＺ：Inter-Critically reheated Coarse Grain Heat Affected Zone）が含まれることが知られている。

[0005]　継手ＣＴＯＤ試験は基本的に板全厚で試験するものであるため、多層溶接ＨＡＺを対象とする場合、疲労予き裂を導入する評価領域にはＩＣＣＧＨＡＺ組織が含まれる。一方、継手ＣＴＯＤ試験により得られる継手ＣＴＯＤ特

性は、評価領域で最脆化となる領域の靭性に支配されるため、多層溶接ＨＡＺの継手ＣＴＯＤ特性は、ＣＧＨＡＺ組織だけでなくＩＣＣＧＨＡＺ組織の靭性も反映される。このため、多層溶接ＨＡＺの継手ＣＴＯＤ特性を向上させるためにはＩＣＣＧＨＡＺ組織の靭性向上が必要である。

[0006] 従来、溶接熱影響部（ＨＡＺ）の靭性向上技術として、ＴｉＮの微細分散によるＣＧＨＡＺのオーステナイト粒粗大化の抑制や、ＴｉＮのフェライト変態核としての利用が行われてきた。

[0007] また、ＲＥＭ（希土類金属）を添加して生成したＲＥＭ系酸硫化物の分散によるオーステナイト粒の粒成長抑制、Ｃａを添加して生成したＣａ系酸硫化物の分散によるオーステナイト粒の粒成長抑制、ＢＮのフェライト核生成能と酸化物分散とを組み合わせる技術も用いられてきた。

[0008] 例えば、特許文献１、特許文献２では、ＲＥＭとＴｉＮ粒子によるＨＡＺのオーステナイト組織の粗大化抑制技術が提案されている。また、特許文献３では、ＣａＳ利用によるＨＡＺ靭性向上技術と熱間圧延による母材靭性向上技術が提案されている。

[0009] また、ＩＣＣＧＨＡＺの靭性低下対策として、低Ｃ、低Ｓｉ化することによりＭＡの生成を抑制し、さらにＣｕを添加することにより母材強度を高める技術（例えば、特許文献４）が提案されている。特許文献５には、大入熱溶接熱影響部においてＢＮをフェライト変態核として利用し、ＨＡＺ組織を微細化し、ＨＡＺ靭性を向上させる技術が提案されている。

[0010] また、近年求められ始めた特性として極低温域における継手ＣＴＯＤ特性がある。例えば、特許文献６では、非金属介在物の低減と硬さを制御するために成分範囲を規定することにより、－６０℃における継手ＣＴＯＤ特性を確保する技術が提案されている。また、特許文献７では、Ｔｉ酸化物を微細に分散させ核とすることにより溶接熱影響部の組織を微細にし、－８０℃におけるＣＴＯＤ特性を向上させる技術が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特公平０３－０５３３６７号公報

特許文献2：特開昭６０－１８４６６３号公報

特許文献3：特開２０１２－１８４５００号公報

特許文献4：特開平０５－１８６８２３号公報

特許文献5：特開昭６１－２５３３４４号公報

特許文献6：特許第４７００７６９号公報

特許文献7：特許第５２０１３０１号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 継手ＣＴＯＤ特性を規定している規格（例えば、ＡＰＩ（American Petroleum Institute）規格 RP(Recommended Practice)-2Z)におけるＣＴＯＤ仕様温度は、通常、－１０℃である。一方、近年のエネルギー需要の増加に対応し新たな資源を確保するために、海洋構造物等の建造地域がこれまで資源採掘を行えていなかった寒冷域にシフトしている。このため、ＡＰＩ規格が定めるＣＴＯＤ仕様温度よりも低温のＣＴＯＤ仕様温度（以下、「特別低温ＣＴＯＤ仕様」ともいう。）に対応できる鋼材の要求が増加している。

[0013] 発明者の検討によれば、特許文献１～６に記載されているような従来の技術では、近年求められている特別低温ＣＴＯＤ仕様向けの多層溶接継手に要求される継手ＣＴＯＤ特性を十分満足させることはできなかった。

[0014] 例えば、特許文献１、２で提案されているＲＥＭとＴｉＮ粒子によるＨＡＺのオーステナイト組織の粗大化抑制技術は、溶接時に高温に達するボンド部ではＴｉＮが溶解してしまうため、オーステナイト粒の粒成長抑制に対して十分な効果を発揮できない。

[0015] 一方、ＲＥＭ系酸硫化物やＣａ系酸硫化物はオーステナイト粒成長抑制には有効である。しかし、ＨＡＺのオーステナイト粒粗大化抑制による靭性向上の効果のみでは上記の低温仕様温度での継手ＣＴＯＤ特性を満足することはできない。

[0016] また、ＢＮのフェライト核生成能は、大入熱溶接で溶接熱影響部の冷却速

度が遅く、ＨＡＺがフェライト主体となる組織の場合には有効であった。しかし、厚鋼板の場合、母材に含有される合金成分量が比較的高くなる一方で、多層溶接は入熱量が比較的小さいので、ＨＡＺ組織がベイナイト主体となり、ＢＮの効果が得られない。

[0017] また、特許文献３で提案されている技術によれば、通常仕様温度（－１０℃）での継手ＣＴＯＤ特性を満足することができる。しかし、上記の低温仕様温度での継手ＣＴＯＤ特性については検討されていない。

[0018] 特許文献４においても同様に、上記の低温仕様温度での継手ＣＴＯＤ特性については検討されておらず、母材成分組成の低減によるＩＣＣＧＨＡＺ靭性の向上のみでは特別低温ＣＴＯＤ仕様を満足することはできないと考えられる。また、ＩＣＣＧＨＡＺの靭性を向上させるために母材の合金元素含有量を低減することは、母材の特性を損なう場合があるため、海洋構造物などに使用される厚鋼板には適用しがたい。

[0019] 特許文献５で提案されている技術は、大入熱溶接の場合ように溶接熱影響部における冷却速度が遅く、ＨＡＺがフェライト主体の組織となる場合には効果を発揮する。しかし、厚鋼板の場合、母材に含有される合金成分の量が比較的多く、また、多層溶接では入熱量が比較的小さい。そのため、厚鋼板の多層溶接においては、ＨＡＺ組織がベイナイト主体となり、前記効果が得られない。

[0020] 一方、特許文献６および７で提案されている技術は低温域での継手ＣＴＯＤ特性を満足するために提案された技術であるため、有効だと考えらえるが、その効果を発揮するために必要とされるP_{CTOD}値を満足する成分を得るのが非常に難しい。

[0021] このように、厚鋼板の多層溶接熱影響部で、ＣＧＨＡＺとＩＣＣＧＨＡＺの靭性を安定的に向上させる技術が確立されているとは言いがたく、ＣＧＨＡＺやＩＣＣＧＨＡＺが混在するボンド部を切欠位置とする継手ＣＴＯＤ特性を向上させることは困難であった。

[0022] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、多層溶接継手ＣＴＯＤ

特性に優れる厚鋼板を提供することを目的とする。また本発明は、前記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

[0023] 発明者等は上記課題を解決するために、ＣＴＯＤ特性を向上させる手法について再度考え直すこととした。

[0024] 脆性破壊を抑制する方法としては、主に次の（１）～（４）が挙げられる。

（１）鋼板内に存在する欠陥の低減。

（２）成分の濃化などにより硬化した相の低減。

（３）粗大な介在物の低減。

（４）有効結晶粒の微細化。

[0025] 上記（１）～（４）のそれぞれについて検討を行って得た知見について、以下、説明する。

[0026] （１）鋼板内の欠陥については、スラブ製造過程で発生したポロシティ（気孔）が圧延時に完全に圧着されずに残存してしまい、そこから破壊が発生することが考えられる。検討の結果、板厚中心温度：１０５０℃以上という高温域で、１パスあたりの平均圧下率が１０％以上での圧延を、当該温度域における累積圧下率が２０％以上となるように圧延を行うことが、確実にポロシティを低減させるうえで有効であることを見出した。

[0027] （２）成分の濃化により発生してしまう硬化相を低減するためには、特に濃化しやすいＣやＰの含有量を厳密に管理することが有効であることを見出した。また、添加する合金元素の量が多いと濃化が起こりやすくなる。そこで、炭素当量Ｃｅｑおよび溶接割れ感受性指数Ｐｃｍを特定の範囲に制御することによって、多層溶接ＨＡＺの基地組織の靭性を向上できることが分かった。

[0028] （３）通常、スラブの板厚中心の元素偏析部には、合金元素が濃化することで粗大な介在物が低密度で分散してしまうという問題がある。しかし、板厚中心温度が１０５０℃未満９５０℃以上において累積圧下率が３０％以上の

圧延を行うことで、板厚中心に加わる歪みを増加させ、粗大介在物を伸長、分断し、細かな介在物を高密度に分散させることができることを見出した。その結果、介在物によるＨＡＺ靭性向上効果を確保することができるとともに、特別ＣＴＯＤ仕様にも対応可能な良好なＣＴＯＤ特性を実現することができる。

[0029] （４）ＢＳ規格（British Standards）EN10225(2009)やＡＰＩ規格RP-2Z(2005)で要求される、溶接時の母材の変態領域／未変態領域の境界であるＳＣ／ＩＣＨＡＺ（Sub-Critically reheated HAZ/Inter-Critically reheated HAZ）境界の継手ＣＴＯＤ特性についても検討を行った。その結果、ＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界の継手ＣＴＯＤ特性に対しては母材靭性が支配的となるため、ＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界で試験温度－６０℃における継手ＣＴＯＤ特性を満足させるためには、母材ミクロ組織の有効結晶粒径を２０μｍ以下として、結晶粒微細化により母材靭性を向上させる必要があることを見出した。

[0030] 本発明は、以上の知見を踏まえ、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

[0031] １．質量％で、

Ｃ　：０．０１～０．０７％、

Ｓｉ：０．５％以下、

Ｍｎ：１．０～２．０％、

Ｐ　：０．０１％以下、

Ｓ　：０．０００５～０．００５０％、

Ａｌ：０．０３０％以下、

Ｎｉ：０．５～２．０％、

Ｔｉ：０．００５～０．０３０％、

Ｎ　：０．００１５～０．００６５％、

Ｏ　：０．００１０～０．００５０％、および

Ｃａ：０．０００５～０．００６０％を含み、

残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなり、

下記（１）式で定義されるＣｅｑが０．４５％以下、かつ、

下記（２）式で定義されるＰｃｍが０．２２％以下である成分組成を有し、

板厚中心における平均有効結晶粒径が２０μｍ以下であり、

円相当径が２００μｍ以上であるポロシティの、１ｍｍ^{2}当たりの個数が０．１個／ｍｍ^{2}以下である、厚鋼板。

Ｃｅｑ（％）＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５…（１）

Ｐｃｍ（％）＝［Ｃ］＋［Ｓｉ］／３０＋（［Ｍｎ］＋［Ｃｕ］＋［Ｃｒ］）／２０＋［Ｎｉ］／６０＋［Ｍｏ］／１５＋［Ｖ］／１０＋５［Ｂ］…（２）

（ただし、上記（１）および（２）式における括弧は、括弧内の元素の含有量（質量％）を表し、当該元素が含有されない場合にはゼロとする）

[0032] ２．前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．０５～２．０％、

Ｃｒ：０．０５～０．３０％、

Ｍｏ：０．０５～０．３０％、

Ｎｂ：０．００５～０．０３５％、

Ｖ　：０．０１～０．１０％、

Ｗ　：０．０１～０．５０％、

Ｂ　：０．０００５～０．００２０％、

ＲＥＭ：０．００２０～０．０２００％、および

Ｍｇ：０．０００２～０．００６０％からなる群より選択される１または２以上を含む、上記１に記載の厚鋼板。

[0033] ３．上記１または２に記載の成分組成を有する鋼片を１０５０℃以上１２００℃以下に加熱し、

加熱された前記鋼片を熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、板厚中心温度が７００～５５０℃間における平均冷却速

度が３～５０℃／ｓｅｃとなる条件で、６００℃以下の冷却停止温度まで冷却する、厚鋼板の製造方法であって、

前記熱間圧延が、

（１）板厚中心温度：１０５０℃以上における、１パスあたりの平均圧下率：１０％以上での、累積圧下率２０％以上の圧延、

（２）板厚中心温度：１０５０℃未満９５０℃以上における、累積圧下率：３０％以上の圧延、および

（３）板厚中心温度：９５０℃未満における、１パスあたりの平均圧下率：８％以上での、累積圧下率：６０％以上の圧延からなる、厚鋼板の製造方法。

[0034] ４．さらに、前記冷却後、７００℃以下の温度で焼戻し処理を行う、上記３に記載の厚鋼板の製造方法。

発明の効果

[0035] 本発明によれば、多層溶接継手ＣＴＯＤ特性に優れる厚鋼板を得ることができる。なお、本発明において多層溶接継手ＣＴＯＤ特性に優れるとは、切欠位置ＣＧＨＡＺ（ボンド）およびＳＣ／ＩＣＨＡＺのそれぞれにおいて、試験温度－６０℃で、亀裂開口変位量（δ）が０．３０ｍｍ以上であることとする。

発明を実施するための形態

[0036] 以下、本発明の各構成要件の限定理由について説明する。

[0037] ［成分組成］

はじめに、本発明において厚鋼板および鋼片の成分組成を上記範囲に限定する理由を説明する。なお、成分組成に関する「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味するものとする。

[0038] Ｃ：０．０１～０．０７％

Ｃは、鋼の強度を向上させる元素であり、０．０１％以上の含有を必要とする。一方、Ｃを過剰に含有すると、Ｃが濃化した部分の硬度が高くなり継手ＣＴＯＤ特性が低下する。しかし、Ｃ含有量が０．０７％以下であれば、

Ｃが濃化しても継手ＣＴＯＤ特性が低下しない。そのため、Ｃ含有量は０．０７％以下好ましくは０．０５％以下、より好ましくは０．４５％以下とする。

[0039] Ｓｉ：０．５％以下

Ｓｉは、不純物として不可避的に含まれる元素であり、また、強度を向上させる作用を有している。しかし、０．５％を超えてＳｉを過剰に含有すると継手ＣＴＯＤ特性が低下する。そのため、Ｓｉ含有量を０．５％以下好ましくは０．２％以下、より好ましくは０．１５％未満とする。一方、継手ＣＴＯＤ特性を向上させるという観点からは、Ｓｉ含有量は低ければ低いほど好ましいため、Ｓｉ含有量の下限は特に限定されず、０％であってもよい。しかし、過度の低減はコストの増加を招くため、Ｓｉ含有量は０．００５％以上とすることが好ましい。

[0040] Ｍｎ：１．０～２．０％

Ｍｎは、鋼の焼入れ性の向上を介して強度を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るために、Ｍｎ含有量を１．０％以上、好ましくは１．２％以上とする。一方、Ｍｎを過剰に添加すると継手ＣＴＯＤ特性が著しく低下する。そのため、Ｍｎ含有量を２．０％以下、好ましくは１．８％以下とする。

[0041] Ｐ：０．０１％以下

Ｐは、不純物として鋼中に不可避的に含有される元素であり、鋼の靭性を低下させる。そのため、Ｐ含有量はできる限り低減することが望ましい。特に本発明においては、低温における継手ＣＴＯＤ特性を確保するために通常よりも厳しくＰ含有量を管理する必要があり、具体的には、Ｐ含有量を０．０１％以下、好ましくは０．０８０％以下とする。一方、Ｐ含有量の下限は特に限定されず０％であってよいが、過度の低減は製造コストの増加を招く。そのため、Ｐ含有量は０．００１％以上とすることが好ましい。

[0042] Ｓ：０．０００５～０．００５０％

Ｓは、多層溶接ＨＡＺの靭性を向上させる介在物を形成するために必要な

元素である。そのため、Ｓ含有量は０．０００５％以上とする。一方、０．００５０％を超える含有は、継手ＣＴＯＤ特性を低下させるため、Ｓ含有量は０．００５０％以下、好ましくは０．００４５％以下とする。

[0043] Ａｌ：０．０３０％以下

Ａｌが過剰に含まれると継手ＣＴＯＤ特性が低下する。特に、Ａｌ含有量が０．０３０％を超えると低温域での継手ＣＴＯＤ特性が低下する。そのため、Ａｌ含有量は０．０３０％以下とする。一方、Ａｌ含有量の下限は特に限定されず０％であってよいが、過度の低減は製造コストの増加を招く。そのため、Ａｌ含有量は０．００１％以上とすることが好ましい。

[0044] Ｎｉ：０．５～２．０％

Ｎｉは、母材と継手の両方の靭性を大きく劣化させることなく厚鋼板を高強度化することができる元素である。前記効果を得るためには、０．５％以上の含有を必要とする。そのため、Ｎｉ含有量は０．５％以上とする。一方、Ｎｉ含有量が２．０％を超えると強度上昇の効果が飽和するとともに、コスト増加が問題となる。そのため、Ｎｉ含有量は２．０％以下、好ましくは１．８％以下とする。

[0045] Ｔｉ：０．００５～０．０３０％

Ｔｉは、ＴｉＮとして鋼中に析出する。析出したＴｉＮは、ＨＡＺにおけるオーステナイト粒の粗大化を抑制する作用を有しているため、ＨＡＺ組織が微細化し、靭性が向上する。前記効果を得るために、Ｔｉ含有量を０．００５％以上とする。一方、Ｔｉ含有量が０．０３０％を超えると、固溶Ｔｉや粗大ＴｉＣの析出により、かえって溶接熱影響部靭性が低下する。そのため、Ｔｉ含有量は０．０３０％以下、好ましくは０．０２５％以下とする。

[0046] Ｎ：０．００１５～０．００６５％

Ｎは、ＴｉＮとして鋼中に析出する。析出したＴｉＮは、ＨＡＺにおけるオーステナイト粒の粗大化を抑制する作用を有しているため、ＨＡＺ組織が微細化し、靭性が向上する。前記効果を得るために、Ｎ含有量を０．００１５％以上とする。一方、Ｎ含有量が０．００６５％を超えると、かえって溶

接熱影響部靭性が低下する。そのため、Ｎ含有量は０．００６５％以下、好ましくは０．００５５％以下とする。

[0047] Ｏ：０．００１０～０．００５０％

Ｏは、多層溶接ＨＡＺの靭性を向上させる介在物を形成するために必要な元素である。そのため、Ｏ含有量は０．００１０％以上とする。一方、０．００５０％を超える含有は、かえって継手ＣＴＯＤ特性を低下させる。そのため、Ｏ含有量は０．００５０％以下、好ましくは０．００４５％以下とする。

[0048] Ｃａ：０．０００５～０．００６０％

Ｃａは、多層溶接ＨＡＺの靭性を向上させる介在物を形成するために必要な元素である。そのため、Ｃａ含有量は０．０００５％以上、好ましくは０．０００７％以上とする。一方、０．００６０％を超える含有は、かえって継手ＣＴＯＤ特性を低下させる。そのため、Ｃａ含有量は０．００６０％以下、好ましくは０．００５０％以下とする。

[0049] 本発明の一実施形態における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ものとすることができる。

[0050] また、本発明の他の実施形態においては、強度、靭性調整、継手靭性などのさらなる向上を目的として、上記成分組成に加え、Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｖ、Ｗ、Ｂ、ＲＥＭ、およびＭｇからなる群より選択される１または２以上を、以下に示す含有量でさらに任意に含有することができる。

[0051] Ｃｕ：０．０５～２．０％

Ｃｕは、母材、継手靭性を大きく劣化させることなく厚鋼板を高強度化することができる元素である。Ｃｕを添加する場合、前記効果を得るためにＣｕ含有量を０．０５％以上、好ましくは０．１％以上とする。一方、Ｃｕ含有量が２．０％を超えると、スケール直下に生成するＣｕ濃化層に起因する鋼板割れが問題となる。そのため、Ｃｕを添加する場合、Ｃｕ含有量を２．０％以下、好ましくは１．５％以下とする。

[0052] Ｃｒ：０．０５～０．３０％

Ｃｒは、鋼の焼入れ性の向上を介して強度を向上させる効果を有する元素である。Ｃｒを添加する場合、前記効果を得るためにＣｒ含有量を０．０５％以上とする。一方、Ｃｒを過剰に添加すると継手ＣＴＯＤ特性が低下するため、Ｃｒを添加する場合、Ｃｒ含有量を０．３０％以下とする。

[0053] Ｍｏ：０．０５～０．３０％

Ｍｏは、鋼の焼入れ性の向上を介して強度を向上させる効果を有する元素である。Ｍｏを添加する場合、前記効果を得るためにＭｏ含有量を０．０５％以上とする。一方、Ｍｏを過剰に添加すると継手ＣＴＯＤ特性が低下するため、Ｍｏを添加する場合、Ｍｏ含有量を０．３０％以下とする。

[0054] Ｎｂ：０．００５～０．０３５％

Ｎｂは、オーステナイト相の未再結晶温度域を広げる元素である。そのため、未再結晶域圧延を効率的に行い、微細組織を得るために、Ｎｂの添加は有効である。Ｎｂを添加する場合、前記効果を得るためにＮｂ含有量を０．００５％以上とする。一方、Ｎｂ含有量が０．０３５％を超えると継手ＣＴＯＤ特性が低下するため、Ｎｂ添加する場合、Ｎｂ含有量を０．０３５％以下とする。

[0055] Ｖ：０．０１～０．１０％

Ｖは、母材の強度を向上させる元素であり、０．０１％以上の添加で効果を発揮する。そのため、Ｖを添加する場合、Ｖ含有量を０．０１％以上、好ましくは０．０２％以上とする。一方、Ｖ含有量が０．１０％を超えるとＨＡＺ靭性が低下するため、Ｖを添加する場合、Ｖ含有量を０．１０％以下、好ましくは０．０５％以下とする。

[0056] Ｗ：０．０１～０．５０％

Ｗは、母材の強度を向上させる元素であり、０．０１％以上の添加で効果を発揮する。そのため、Ｗを添加する場合、Ｗ含有量を０．０１％以上、好ましくは０．０５％以上とする。一方、Ｗ含有量が０．５０％を超えるとＨＡＺ靭性が低下するため、Ｗを添加する場合、Ｗ含有量を０．５０％以下、好ましくは０．３５％以下とする。

[0057] Ｂ：０．０００５～０．００２０％

Ｂは、極微量の含有で焼入れ性を向上させ、それにより鋼板の強度を向上させることができる元素である。Ｂを添加する場合、前記効果を得るため、Ｂ含有量を０．０００５％以上とする。一方、Ｂ含有量が０．００２０％を超えるとＨＡＺ靭性が低下するため、Ｂを添加する場合、Ｂ含有量を０．００２０％以下とする。

[0058] ＲＥＭ：０．００２０～０．０２００％

ＲＥＭ（希土類金属）は、酸硫化物系介在物を形成することでＨＡＺのオーステナイト粒成長を抑制し、ＨＡＺ靭性を向上させる。ＲＥＭを添加する場合、前記効果を得るために、ＲＥＭ含有量を０．００２０％以上とする。一方、ＲＥＭ含有量が０．０２００％を超えると、母材靭性およびＨＡＺ靭性がかえって低下する。そのため、ＲＥＭを添加する場合、ＲＥＭ含有量を０．０２００％以下とする。

[0059] Ｍｇ：０．０００２～０．００６０％

Ｍｇは、酸化物系介在物を形成することで溶接熱影響部においてオーステナイト粒の成長を抑制し、溶接熱影響部靭性を改善する元素である。Ｍｇを添加する場合、前記効果を得るために、Ｍｇ含有量を０．０００２％以上とする。一方、Ｍｇ含有量が０．００６０％を超えると添加効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できずに経済的に不利となる。そのため、Ｍｇを添加する場合、Ｍｇ含有量を０．００６０％以下とする。

[0060] 上記厚鋼板および鋼片の成分組成は、さらに以下に述べる条件を満足する必要がある。

[0061] Ｃｅｑ：０．４５％以下

下記（１）式で定義される炭素当量Ｃｅｑが増加すると、ＨＡＺ組織中の島状マルテンサイトやベイナイトといった靭性の劣る組織量が増加し、その結果、ＨＡＺ靭性が劣化する。Ｃｅｑが０．４５％より大きいと、ＨＡＺの基地組織自体の靭性劣化のため、介在物によるＨＡＺ靭性向上技術を用いても必要な継手ＣＴＯＤ特性を満足できない。そのため、Ｃｅｑを０．４５％

以下とする。一方、Ｃｅｗの下限は特に限定されないが、０．２５％以上とすることが好ましく、０．３０％以上とすることがより好ましい。

Ｃｅｑ（％）＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５…（１）

[0062] Ｐｃｍ：０．２２％以下

下記（２）式で定義される溶接割れ感受性指数Ｐｃｍが増加すると、ＨＡＺ組織中の島状マルテンサイトやベイナイトなど靭性の劣る組織が増加し、その結果、ＨＡＺ靭性が劣化する。Ｐｃｍが０．２２％を超えると、ＨＡＺの基地組織自体の靭性劣化のため、必要な継手ＣＴＯＤ特性を得ることができない。そのため、Ｐｃｍを０．２２％以下とする。一方、Ｐｃｍの下限は特に限定されないが、０．１０％以上とすることが好ましく、０．１２％以上とすることがより好ましい。

Ｐｃｍ（％）＝［Ｃ］＋［Ｓｉ］／３０＋（［Ｍｎ］＋［Ｃｕ］＋［Ｃｒ］）／２０＋［Ｎｉ］／６０＋［Ｍｏ］／１５＋［Ｖ］／１０＋５［Ｂ］…（２）

[0063] なお、上記（１）および（２）式における括弧は、括弧内に示された元素の含有量（質量％）を表し、当該元素が含有されない場合にはゼロとする。

[0064] ［平均有効結晶粒径］

平均有効結晶粒径：２０μｍ以下

本発明では、厚鋼板の板厚中心におけるミクロ組織の平均有効結晶粒径を２０μｍ以下とする。偏析が存在しやすい板厚中心の結晶粒を上記のように微細化して母材靭性を向上させることにより、ＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界の継手ＣＴＯＤ特性を向上させることができる。一方、平均有効結晶粒径は小さいほど有利となるため、その下限は特に限定されないが、通常は、１μｍ程度が下限となる。ここで「有効結晶粒径」とは、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結晶粒の円相当直径として定義される。また、前記板厚中心における平均有効結晶粒径は、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0065] ［ポロシティの個数密度］

ポロシティの個数密度：０．１個／ｍｍ^{2}以下

上述したように、鋼板内にポロシティが残存していると破壊起点となるため、ＣＴＯＤ特性が悪化する。特に、円相当径が２００μｍ以上であるポロシティの、１ｍｍ^{2}当たりの個数（以下、単に「ポロシティの個数密度」という）が０．１個／ｍｍ^{2}を超えると、ＣＴＯＤ試験における亀裂開口変位量（δ）が不十分な値となる可能性が極端に高くなる。そのため、前記ポロシティの個数密度を０．１個／ｍｍ^{2}以下とすることが重要である。なお、ここでポロシティの個数密度とは、厚鋼板の板幅方向に平行な断面（圧延方向に垂直な断面）における、全厚×全幅での平均個数密度を指すものとする。前記ポロシティの個数密度は、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0066] ［板厚］

本発明における「厚鋼板」とは、本技術分野における通常の定義に従い、厚さ６ｍｍ以上の鋼板を指すものとする。前記厚鋼板の板厚は、２０ｍｍ以上とすることが好ましく、３０ｍｍ以上とすることがより好ましい。一方、板厚の上限は特に限定されず任意の厚さとすることができるが、１００ｍｍ以下とすることが好ましい。

[0067] ［製造方法］

次に、本発明の一実施形態における厚鋼板の製造方法について説明する。本発明の厚鋼板は、上記成分組成を有する鋼片を、上述した条件で熱間圧延し、次いで冷却することによって製造することができる。前記冷却の後、さらに任意に焼き戻し処理を行うこともできる。

[0068] 以下、前記各工程について説明する。なお、以下の説明における温度は、特に断らない限り板厚中心温度とする。なお、前記板厚中心温度は、後述する実施例のように実測することもできるが、実際の製造ラインなどにおいては、放射温度計で測定した鋼板表面温度から伝熱計算によって求めてもよい。

[0069] ［鋼片］

鋼片としては、上述した成分組成を有するものであれば、任意のものを用いることができる。前記鋼片は、例えば、連続鋳造によって製造することができる。

[0070] 加熱温度：１０５０～１２００℃

熱間圧延に先だって、前記鋼片を１０５０℃以上１２００℃以下の加熱温度まで加熱する。前記加熱温度が１０５０℃より低くいと、後述する熱間圧延の条件を満足することができず、十分な効果が得られない。そのため、前記加熱温度を１０５０℃以上、好ましくは１０７０℃以上とする。一方、前記加熱温度が１２００℃よりも高くいと、オーステナイト粒が粗大になり熱間圧延後に所望の細粒組織が得られなくなる。そのため、前記加熱温度を１２００℃以下、好ましくは１１７０℃以下とする。

[0071] ［熱間圧延］

次いで、加熱された前記鋼片を熱間圧延して熱延鋼板とする。その際、再結晶温度域と未再結晶温度域の両者における圧延条件を制御することが重要である。具体的には、前記熱間圧延は下記（１）～（３）の３段階からなる：

（１）板厚中心温度：１０５０℃以上における、１パスあたりの平均圧下率：１０％以上での、累積圧下率２０％以上の圧延、

（２）板厚中心温度：１０５０℃未満９５０℃以上における、累積圧下率：３０％以上の圧延、および

（３）板厚中心温度：９５０℃未満における、１パスあたりの平均圧下率：８％以上での、累積圧下率：６０％以上の圧延。

[0072] 前記熱間圧延においては、上記（１）～（３）の圧延を順次行えばよい。以下、上記各段階における圧延条件の限定理由を説明する。なお、上記各温度域における累積圧下率は、当該温度域内での圧下率の累積値を指すものとする。

[0073] （１）板厚中心温度：１０５０℃以上

まず、前記鋼片は、再結晶温度域のうち高温域である１０５０℃以上の温

度域において圧延される。なお、鋼片の加熱温度が１２００℃以下であるため、熱間圧延における板厚中心温度も１２００℃以下となる。この温度域における圧延条件は、１パスあたりの平均圧下率：１０％以上、累積圧下率：２０％以上とする。これにより、残存していた場合に破壊の起点になりうるポロシティを大きく低減することができる。この温度域における１パスあたりの平均圧下率の上限は特に限定されないが、３０％以下とすることが好ましく、２５％以下とすることがより好ましい。また、この温度域における累積圧下率の上限も特に限定されないが、８０％以下とすることが好ましく、７０％以下とすることがより好ましい。

[0074] （２）板厚中心温度：１０５０℃未満９５０℃以上

次に、１０５０℃未満９５０℃以上の温度域での圧延が行われる。この温度域における圧延条件は、累積圧下率：３０％以上とする。この温度域で圧延を行う目的は、再結晶によりその後の組織を細かくするとともに、粗大な介在物を微細化・分散させるためである。９５０℃未満での圧延では再結晶が起こり難くなり、オーステナイト粒の微細化が不十分となるため、９５０℃以上で圧延する必要がある。この温度域における累積圧下率の上限は特に限定されないが、７０％以下とすることが好ましく、６０％以下とすることがより好ましい。

[0075] （３）板厚中心温度：９５０℃未満

次いで、未再結晶温度域にあたる９５０℃未満において圧延を行う。この温度域における圧延条件は、１パスあたりの平均圧下率：８％以上、累積圧下率：６０％以上とする。本発明における鋼は、９５０℃未満での圧延では再結晶が起こり難い。そのため、圧延によって導入された歪みは再結晶に消費されずに蓄積され、後の冷却工程における変態核として機能する。その結果、最終的に得られる厚鋼板の組織を微細化することができる。この温度域における累積圧下率が６０％未満であると、鋼板全体の結晶粒微細化効果が不十分となる。また、この温度域における１パスあたりの平均圧下率が８％未満であると、板厚中央部に十分な圧下が掛からず、特に板厚中央部の結晶

粒微細化効果が不十分となる。そのため、上記条件を満たさない場合、板厚方向の位置による特性の不均一性がより顕著となってしまう。この温度域における１パスあたりの平均圧下率の上限は特に限定されないが、２５％以下とすることが好ましく、２０％以下とすることがより好ましい。また、この温度域における累積圧下率の上限も特に限定されないが、９０％以下とすることが好ましく、８０％以下とすることがより好ましい。

[0076] ［冷却］

上記熱間圧延終了後、得られた熱延鋼板を冷却する。前記冷却は、以下に述べる条件を満たす限り、任意の方法で行うことができ、例えば、水冷によって行うことができる。

[0077] 平均冷却速度：３～５０℃／ｓｅｃ

前記冷却において、板厚中心温度が７００～５５０℃間における平均冷却速度（以下、単に「平均冷却速度」という）を３～５０℃／ｓｅｃとする。前記平均冷却速度が３℃／ｓｅｃ未満であると、母材組織に粗大なフェライト相が生じるためＳＣ／ＩＣＨＡＺのＣＴＯＤ特性が劣化する。一方、前記平均冷却速度が５０℃／ｓｅｃよりも大きいと、母材強度の増加によりＳＣ／ＩＣＨＡＺのＣＴＯＤ特性が劣化する。

[0078] 冷却停止温度：６００℃以下

前記冷却では、前記熱延鋼板を、板厚中心温度で６００℃以下の冷却停止温度となるまで冷却する。前記冷却停止温度が６００℃より高いと、冷却による変態強化が不十分となり、母材強度が不足する。一方、冷却停止温度の下限は特に限定されず、任意の温度まで冷却することができるが、通常は、室温または冷却に使用する水の温度を冷却停止温度の下限とすればよい。

[0079] ［焼戻し処理］

冷却停止後、さらに任意に焼戻し処理を行うことができる。焼戻し処理により、母材の強度を低下させ、靭性をさらに向上させることができる。その際、焼戻し温度が７００℃よりも高いと、粗大フェライト相が生成して、ＳＣＨＡＺの靭性が劣化する。そのため、焼戻し温度は７００℃以下とする。

なお、焼戻し温度は６５０℃以下とすることが好ましい。一方、前記焼戻し温度の下限は特に限定されないが、３００℃以上とすることが好ましい。

実施例

[0080] 次に、実施例に基づいて本発明をさらに具体的に説明する。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、該実施例によって何ら限定されるものではない。

[0081] 表１に示す成分組成の鋼片を用いて、表２に示す製造条件で厚鋼板を製造した。なお、熱間圧延時には、圧延される鋼材の長手方向、幅方向、および板厚方向の中心位置に熱電対を取り付け、板厚中心温度を実測した。

[0082] 得られた厚鋼板のそれぞれについて、平均有効結晶粒径、ポロシティの個数密度、および降伏強度を以下の方法で測定した。

[0083] ［平均有効結晶粒径］

得られた鋼板から、該鋼板の長手方向、幅方向、および板厚方向における中心が測定位置となるようにサンプルを採取した。次いで、前記サンプルの表面を鏡面研磨した後、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。

[0084] （ＥＢＳＰ条件）

・解析領域：板厚中心の１ｍｍ×１ｍｍ領域

・ステップサイズ：０．４μｍ

[0085] ［ポロシティの個数密度］

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、正確に欠陥部の状態を確認するため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、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た。粒径が２０

０μｍ以上のポロシティの数を測定面積（板厚×板幅）で割ることで、円相当径が２００μｍ以上であるポロシティの、１ｍｍ^{2}当たりの個数を求めた。

[0086] ［降伏強度］

ＥＮ１０００２－１に従って引張試験を行い、厚鋼板の板厚（ｔ）の１／４位置における降伏強度（ＹＳ）を求めた。前記引張試験には、板厚の１／４位置から板幅方向に平行となるよう採取した、平行部直径１４ｍｍ、平行部長さ７０ｍｍの丸棒引張試験片を使用した。前記引張試験において上降伏点が現れた場合は上降伏応力を降伏強度とした。また、上降伏点が現れなかった場合には０．２％耐力を降伏強度とした。

[0087] 次に、上記厚鋼板のそれぞれを用いて多層盛溶接継手を作成した。得られた多層盛溶接継手のそれぞれについて継手ＣＴＯＤ試験を行い、ＣＧＨＡＺにおける亀裂開口変位量およびＳＣ／ＩＣＨＡＺにおける亀裂開口変位量を測定した。多層盛溶接継手の作成条件と、継手ＣＴＯＤ試験の条件を以下に説明する。

[0088] ［多層盛溶接継手］

厚鋼板の前記多層盛溶接継手は、Ｋ形開先（一端が直線形状、他端が折れ曲がり形状である開先）、入熱量５．０ｋＪ／ｍｍのサブマージアーク溶接（多層溶接）により作成した。

[0089] ［継手ＣＴＯＤ試験］

継手ＣＴＯＤ試験は、ＢＳ規格ＥＮ１０２２５（２００９）に準拠して行い、試験温度－６０℃における亀裂開口変位量［ＣＴＯＤ値（δ）］を評価した。前記継手ＣＴＯＤ試験には、断面がｔ×ｔ（ｔは板厚）の正方形である試験片を用いた。

[0090] 前記継手ＣＴＯＤ試験では、切欠位置をＫ開先の直線形状側のＣＧＨＡＺとした試験と、ＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界とした試験を行い、ＣＧＨＡＺのδとＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界のδを、それぞれ測定した。なお、厚鋼板のそれぞれについて、切欠位置ごとに３本の試験片を用いて試験を行い、測定値の平均値をδとした。

[0091] 前記試験後、試験片破面で、疲労予亀裂の先端がＥＮ１０２２５（２００９）で規定するＣＧＨＡＺと、ＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界のそれぞれにあることを確認した。なお、多層溶接の継手ＣＴＯＤ試験の場合、切欠位置がＣＧＨＡＺであっても、一定量のＩＣＣＧＨＡＺが含まれるため、試験結果には、ＣＧＨＡＺとＩＣＣＧＨＡＺの両方の靭性が反映される。

[0092] 表２に測定結果を併記した。本発明の条件を満たす厚鋼板（発明例）は、ＣＧＨＡＺのＣＴＯＤ値とＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界のＣＴＯＤ値の両者が０．３０ｍｍ以上と、優れた継手ＣＴＯＤ特性を備えていた。これに対して、本発明の条件を満たさない厚鋼板（比較例）は、ＣＧＨＡＺのＣＴＯＤ値とＳＣ／ＩＣＨＡＺ境界のＣＴＯＤ値の一方または両方が０．３０ｍｍ未満であり、発明例に比べて継手ＣＴＯＤ特性に劣っていた。

[0093]

[表1]

表1

鋼種	成分組成（質量%）＊																				Ceq（%）	Pcm（%）	区分
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Ti	N	O	Ca	Cu	Cr	Mo	Nb	V	W	B	REM	Mg			
A	0.06	0.15	1.7	0.008	0.0016	0.016	0.7	0.007	0.0024	0.0024	0.0027	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.39	0.16	適合鋼
B	0.04	0.26	1.4	0.004	0.0023	0.024	1.2	0.011	0.0045	0.0039	0.0031	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.35	0.14	適合鋼
C	0.05	0.05	1.8	0.007	0.0019	0.003	1.4	0.020	0.0030	0.0038	0.0006	–	0.05	–	–	–	–	–	–	–	0.45	0.17	適合鋼
D	0.07	0.07	2.0	0.008	0.0023	0.014	0.6	0.012	0.0053	0.0026	0.0044	–	–	–	0.007	–	–	–	–	–	0.44	0.18	適合鋼
E	0.03	0.27	1.1	0.007	0.0028	0.023	2.0	0.016	0.0027	0.0015	0.0007	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.35	0.13	適合鋼
F	0.05	0.38	1.5	0.005	0.0037	0.018	1.7	0.008	0.0021	0.0019	0.0051	0.07	–	–	–	0.05	–	–	–	–	0.43	0.17	適合鋼
G	0.06	0.16	1.2	0.006	0.0018	0.022	0.6	0.006	0.0037	0.0042	0.0055	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.30	0.14	適合鋼
H	0.01	0.46	1.4	0.006	0.0007	0.004	1.1	0.027	0.0041	0.0015	0.0031	–	–	0.15	–	–	–	–	–	–	0.35	0.12	適合鋼
J	0.02	0.01	1.8	0.007	0.0044	0.014	1.7	0.015	0.0023	0.0019	0.0014	–	–	0.06	–	–	0.12	0.0011	–	–	0.45	0.15	適合鋼
K	0.05	0.48	1.0	0.005	0.0027	0.023	2.0	0.027	0.0016	0.0028	0.0024	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.35	0.15	適合鋼
L	0.07	0.36	1.4	0.004	0.0037	0.028	1.7	0.024	0.0037	0.0018	0.0033	–	0.07	–	–	–	–	–	0.008	–	0.43	0.18	適合鋼
M	0.06	0.28	1.7	0.007	0.0024	0.002	0.7	0.018	0.0062	0.0017	0.0014	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.39	0.17	適合鋼
N	0.03	0.17	1.9	0.006	0.0041	0.020	0.5	0.024	0.0027	0.0025	0.0034	–	–	–	–	0.05	–	–	–	0.002	0.39	0.14	適合鋼
O	0.15	0.35	1.2	0.007	0.0023	0.013	1.4	0.006	0.0021	0.0035	0.0022	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.44	0.25	比較鋼
P	0.22	0.20	1.0	0.005	0.0011	0.027	0.6	0.007	0.0034	0.0027	0.0042	0.20	–	–	–	–	–	–	–	–	0.44	0.30	比較鋼
Q	0.02	0.26	2.3	0.008	0.0015	0.021	0.5	0.018	0.0028	0.0024	0.0021	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.44	0.15	比較鋼
R	0.04	0.27	1.4	0.015	0.0066	0.001	0.8	0.011	0.0051	0.0018	0.0021	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.33	0.13	比較鋼
S	0.03	0.14	1.2	0.007	0.0022	0.036	1.8	0.028	0.0034	0.0041	0.0044	–	–	–	0.013	–	–	–	–	–	0.35	0.12	比較鋼
T	0.05	0.11	1.3	0.006	0.0016	0.017	1.7	0.007	0.0026	0.0066	0.0033	–	–	–	–	–	0.11	–	–	–	0.38	0.15	比較鋼
U	0.04	0.26	1.5	0.008	0.0027	0.021	1.1	0.013	0.0073	0.0037	0.0014	–	0.15	–	–	–	–	–	–	–	0.39	0.15	比較鋼
W	0.06	0.44	1.4	0.007	0.0016	0.012	0.7	0.071	0.0042	0.0027	0.0055	–	–	–	–	–	–	–	0.008	–	0.34	0.16	比較鋼
X	0.04	0.11	1.7	0.008	0.0017	0.016	0.5	0.027	0.0060	0.0034	0.0021	–	–	0.41	–	–	–	–	–	–	0.44	0.16	比較鋼
Y	0.05	0.34	1.2	0.006	0.0018	0.007	1.9	0.015	0.0022	0.0041	0.0015	–	–	–	–	0.17	–	–	–	–	0.41	0.17	比較鋼
Z	0.06	0.42	1.9	0.006	0.0022	0.025	1.8	0.025	0.0045	0.0023	0.0015	–	0.20	–	–	–	–	–	–	–	0.54	0.21	比較鋼
AA	0.03	0.57	1.8	0.005	0.0018	0.015	0.8	0.005	0.0019	0.0026	0.0013	–	–	–	0.07	–	–	–	–	0.004	0.38	0.15	比較鋼
AB	0.06	0.15	1.6	0.006	0.0021	0.007	1.1	0.034	0.0035	0.0024	0.0026	–	–	–	–	–	0.41	–	–	–	0.40	0.16	比較鋼
AC	0.07	0.05	1.7	0.005	0.0016	0.003	1.7	0.007	0.0022	0.0017	0.0022	0.08	–	0.06	–	–	–	0.0014	–	–	0.48	0.20	比較鋼
AD	0.06	0.08	1.8	0.004	0.0015	0.025	1.2	0.015	0.0028	0.0027	–	–	0.08	–	–	–	–	–	–	–	0.44	0.18	比較鋼

＊残部はFeおよび不可避不純物

[0094] [表2]

表2

No.	鋼種	板厚 (mm)	製造条件									測定結果					区分
			加熱	熱間圧延					冷却		焼戻し	厚鋼板(母材)			多層盛溶接継手		
			加熱温度 (℃)	1050℃以上		1050℃未満 950℃以上	950℃未満		平均冷却速度 *1 (℃/sec)	冷却停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	ポロシティの個数密度 *2 (個/mm^2)	板厚中心における平均有効結晶粒径 (μm)	板厚1/4位置における YS (MPa)	−60℃における CGHAZ の δ (mm)	−60℃における SC/ICHAZ 境界の δ (mm)	
				累積圧下率 (%)	1パスあたりの平均圧下率 (%)	累積圧下率 (%)	累積圧下率 (%)	1パスあたりの平均圧下率 (%)									
1	A	68	1150	25	13	35	65	10	6	561	—	0.06	13	426	0.65	0.71	本発明例
2	B	50	1100	40	15	30	70	13	13	502	—	0.04	18	436	0.88	0.57	本発明例
3	C	90	1050	20	20	30	60	8	3	477	—	0.08	14	473	0.39	0.87	本発明例
4	D	42	1070	35	14	35	75	10	15	156	650	0.06	19	487	1.62	1.06	本発明例
5	E	46	1090	45	18	40	65	12	10	58	—	0.07	13	401	0.94	0.68	本発明例
6	F	33	1150	50	11	35	80	10	46	553	—	0.01	6	496	1.27	0.94	本発明例
7	G	55	1120	30	15	35	70	15	15	361	—	0.05	11	367	0.66	1.33	本発明例
8	H	46	1180	35	20	50	65	8	8	207	500	0.03	17	394	0.81	0.77	本発明例
9	J	46	1150	35	14	30	75	13	12	484	—	0.08	8	433	0.62	0.68	本発明例
10	K	65	1100	40	15	40	60	10	9	196	—	0.04	16	409	0.34	0.56	本発明例
11	L	55	1200	40	16	35	65	17	6	430	600	0.06	18	480	0.45	0.76	本発明例
12	M	46	1100	35	11	50	65	9	20	544	—	0.06	11	454	1.02	0.67	本発明例
13	N	45	1200	60	17	30	60	19	15	71	450	0.04	12	427	0.74	0.88	本発明例
14	O	42	1150	35	15	35	75	12	13	377	—	0.05	15	497	0.19	0.27	比較例
15	P	24	1200	50	14	40	80	15	41	495	—	0.03	18	508	0.27	0.39	比較例
16	Q	57	1100	35	15	45	60	10	7	181	—	0.07	16	501	0.22	0.81	比較例
17	R	68	1060	30	16	30	65	16	10	384	—	0.01	12	356	0.12	0.72	比較例
18	S	59	1180	40	11	30	65	12	12	517	—	0.06	18	442	0.15	0.11	比較例
19	T	50	1070	45	15	40	70	13	10	473	—	0.05	17	436	0.24	0.67	比較例
20	U	23	1150	55	10	35	80	10	25	273	—	0.04	13	470	0.23	0.68	比較例
21	W	62	1100	35	11	40	60	8	6	141	500	0.03	14	354	0.15	0.38	比較例
22	X	27	1120	65	15	45	65	16	20	465	—	0.03	13	496	0.26	0.55	比較例
23	Y	69	1170	30	13	30	65	9	4	577	—	0.07	17	486	0.14	0.26	比較例
24	Z	51	1080	35	12	35	70	16	10	325	—	0.02	19	587	0.28	0.22	比較例
25	AA	46	1050	30	13	45	70	10	13	246	—	0.03	17	384	0.18	0.09	比較例
26	AB	51	1160	25	15	40	65	14	15	54	450	0.08	15	427	0.24	0.17	比較例
27	AC	34	1080	20	11	35	70	12	21	477	—	0.04	10	515	0.16	0.12	比較例
28	B	85	1070	0	0	15	75	10	5	369	—	1.23	26	392	0.61	0.21	比較例
29	D	51	1080	15	12	50	70	15	15	375	500	0.81	14	488	0.42	0.12	比較例
30	E	84	1150	30	15	40	60	13	0.1	481	—	0.03	28	403	0.77	0.25	比較例
31	J	98	1100	50	14	30	30	4	3	378	—	0.08	34	470	0.66	0.16	比較例
32	K	47	1100	35	13	10	80	9	20	558	—	0.05	24	425	0.42	0.18	比較例
33	L	27	1170	55	18	40	75	12	46	256	850	0.06	15	501	0.37	0.24	比較例
34	N	73	1150	30	3	35	60	10	7	237	—	0.40	11	472	0.79	0.23	比較例
35	M	60	1270	25	16	30	65	11	6	569	—	0.03	33	513	0.24	0.13	比較例
36	AD	55	1100	35	13	30	60	9	9	337	—	0.06	58	497	0.04	0.02	比較例
37	F	60	1140	20	11	30	65	8	12	116	310	0.03	19	458	0.64	0.52	本発明例

*1 板厚中心温度が700～550℃間における平均冷却速度。

*2 円相当径が200μm以上であるポロシティの、1mm^{2}当たりの個数。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ　：０．０１～０．０７％、

Ｓｉ：０．５％以下、

Ｍｎ：１．０～２．０％、

Ｐ　：０．０１％以下、

Ｓ　：０．０００５～０．００５０％、

Ａｌ：０．０３０％以下、

Ｎｉ：０．５～２．０％、

Ｔｉ：０．００５～０．０３０％、

Ｎ　：０．００１５～０．００６５％、

Ｏ　：０．００１０～０．００５０％、および

Ｃａ：０．０００５～０．００６０％を含み、

残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなり、

下記（１）式で定義されるＣｅｑが０．４５％以下、かつ、

下記（２）式で定義されるＰｃｍが０．２２％以下である成分組成を有し、

板厚中心における平均有効結晶粒径が２０μｍ以下であり、

円相当径が２００μｍ以上であるポロシティの、１ｍｍ^{2}当たりの個数が０．１個／ｍｍ^{2}以下である、厚鋼板。

Ｃｅｑ（％）＝［Ｃ］＋［Ｍｎ］／６＋（［Ｃｕ］＋［Ｎｉ］）／１５＋（［Ｃｒ］＋［Ｍｏ］＋［Ｖ］）／５…（１）

Ｐｃｍ（％）＝［Ｃ］＋［Ｓｉ］／３０＋（［Ｍｎ］＋［Ｃｕ］＋［Ｃｒ］）／２０＋［Ｎｉ］／６０＋［Ｍｏ］／１５＋［Ｖ］／１０＋５［Ｂ］…（２）

（ただし、上記（１）および（２）式における括弧は、括弧内の元素の含有量（質量％）を表し、当該元素が含有されない場合にはゼロとする）

[請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．０５～２．０％、

Ｃｒ：０．０５～０．３０％、

Ｍｏ：０．０５～０．３０％、

Ｎｂ：０．００５～０．０３５％、

Ｖ　：０．０１～０．１０％、

Ｗ　：０．０１～０．５０％、

Ｂ　：０．０００５～０．００２０％、

ＲＥＭ：０．００２０～０．０２００％、および

Ｍｇ：０．０００２～０．００６０％からなる群より選択される１または２以上を含む、請求項１に記載の厚鋼板。

[請求項3] 請求項１または２に記載の成分組成を有する鋼片を１０５０℃以上１２００℃以下に加熱し、

加熱された前記鋼片を熱間圧延して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を、板厚中心温度が７００～５５０℃間における平均冷却速度が３～５０℃／ｓｅｃとなる条件で、６００℃以下の冷却停止温度まで冷却する、厚鋼板の製造方法であって、

前記熱間圧延が、

（１）板厚中心温度：１０５０℃以上における、１パスあたりの平均圧下率：１０％以上での、累積圧下率２０％以上の圧延、

（２）板厚中心温度：１０５０℃未満９５０℃以上における、累積圧下率：３０％以上の圧延、および

（３）板厚中心温度：９５０℃未満における、１パスあたりの平均圧下率：８％以上での、累積圧下率：６０％以上の圧延からなる、厚鋼板の製造方法。

[請求項4] さらに、前記冷却後、７００℃以下の温度で焼戻し処理を行う、請求項３に記載の厚鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/019553

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. 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)
Int.Cl. C22C38/00-38/60

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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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	WO 2014/141632 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 18 September 2014 & US 2016/0040274 A1 & EP 2975148 A1 & CN 105008574 A & KR 10-2015-0119285 A	1-4
A	WO 2016/009595 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 21 January 2016 & KR 10-2017-0007815 A & CN 106574316 A	1-4
A	JP 2010-106298 A (JFE STEEL CORPORATION) 13 May 2010 (Family: none)	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
01 August 2018 (01.08.2018)	14 August 2018 (14.08.2018)
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/JP2018/019553

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 2007-302908 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 22 November 2007 (Family: none)	1-4
A	JP 2008-95152 A (NIPPON STEEL CORP.) 24 April 2008 (Family: none)	1-4
A	JP 4-165015 A (KOBE STEEL, LTD.) 10 June 1992 (Family: none)	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０１９５５３

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

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（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-38/60

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	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８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	WO 2014/141632 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2014.09.18 & US 2016/0040274 A1 & EP 2975148 A1 & CN 105008574 A & KR 10-2015-0119285 A	1-4
A	WO 2016/009595 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2016.01.21 & KR 10-2017-0007815 A & CN 106574316 A	1-4
A	JP 2010-106298 A（ＪＦＥスチール株式会社）2010.05.13（ファミリーなし）	1-4

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
０１．０８．２０１８	１４．０８．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官（権限のある職員）	４Ｋ	５２７６
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	静野　朋季 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５		

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2007-302908 A（住友金属工業株式会社）2007.11.22（ファミリーなし）	1-4
A	JP 2008-95152 A（新日本製鐵株式会社）2008.04.24（ファミリーなし）	1-4
A	JP 4-165015 A（株式会社神戸製鋼所）1992.06.10（ファミリーなし）	1-4