

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2014 年 10 月 23 日(23.10.2014)



(10) 国際公開番号

WO 2014/171368 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) B22D 11/124 (2006.01)
C22C 38/40 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/060200
- (22) 国際出願日: 2014 年 4 月 8 日(08.04.2014)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2013-086852 2013 年 4 月 17 日(17.04.2013) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目 2 番 4 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 伊庭野 朗(IBANO Akira). 名古 秀徳(NAKO Hidenori).
- (74) 代理人: 濱田 百合子, 外(HAMADA Yuriko et al.);
〒1050003 東京都港区西新橋一丁目 7 番 1 3 号
虎ノ門イーストビルディング 10 階 栄光特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: THICK STEEL PLATE HAVING EXCELLENT ULTRALOW-TEMPERATURE TOUGHNESS

(54) 発明の名称: 極低温靱性に優れた厚鋼板

(57) Abstract: This thick steel plate includes prescribed components in the steel, and satisfies the conditions that the content of Mn inclusions present in the steel having a maximum diameter larger than 0.1 μm is 0.001-0.07 mass%, and the volume fraction of the residual austenite phase present at -196°C is 2.0-12.0 volume%.

(57) 要約: 本発明の厚鋼板は、所定の鋼中成分を含み、鋼中に存在する、最大径が 0.1 μm 超の Mn 系介在物の含有量が 0.001~0.07 質量%であり、且つ、-196°C において存在する残留オーステナイト相の分率が 2.0~12.0 体積%を満足する。



WO 2014/171368 A1

明 細 書

発明の名称： 極低温靱性に優れた厚鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、極低温靱性に優れた厚鋼板に関し、詳細には、N i 含有量が5 . 0～7 . 5 %程度に低減されても、 -196°C 以下の極低温下における靱性〔特に、板幅方向（C方向）の靱性〕が良好な厚鋼板に関するものである。以下では、上記の極低温下に曝される液化天然ガス（LNG）向けの厚鋼板（代表的には、貯蔵タンク、輸送船など）を中心に説明するが、本発明の厚鋼板はこれに限定する趣旨ではなく、 -196°C 以下の極低温下に曝される用途に用いられる厚鋼板全般に適用される。

背景技術

[0002] 液化天然ガス（LNG）の貯蔵タンクに用いられるLNGタンク用厚鋼板は、高い強度に加え、 -196°C の極低温に耐えられる高い靱性が求められる。これまで、上記用途に用いられる厚鋼板としては、9 %程度のN i（9 %N i 鋼）を含む厚鋼板が使用されてきたが、近年、N i のコストが上昇しているため、9 %未満の、少ないN i 含有量であっても、極低温靱性に優れた厚鋼板の開発が進められている。

[0003] 例えば非特許文献1には、6 %N i 鋼の低温靱性に及ぼす $\alpha-\gamma$ 2相共存域熱処理の影響について記載されている。詳細には、焼戻し処理の前に、 $\alpha-\gamma$ 2相共存域（Ac1～Ac3間）での熱処理（L処理）を加えることにより、通常の焼入れ焼戻し処理を受けた9 %N i 鋼と同等以上の、 -196°C での極低温靱性を付与できること；この熱処理はまた、C方向（板幅方向）試験片の靱性を向上させること；これらの効果は、多量の微細かつ極低温での衝撃荷重に対しても安定な残留オーステナイトの存在によるものであること、などが記載されている。しかしながら、上記方法によれば、圧延方向（L方向）の極低温靱性は優れているものの、板幅方向（C方向）の極低温靱性は、L方向に比べて劣る傾向にある。また、脆性破面率の記載はない。

- [0004] 上記非特許文献1と同様の技術が、特許文献1および特許文献2に記載されている。これらのうち、特許文献1には、Niを4.0～10%含有し、オーステナイト粒度などが所定範囲に制御された鋼を熱間圧延してから A_{c1} ～ A_{c3} 間に加熱し、次いで冷却する処理（上記非特許文献1に記載のL処理に相当）を1回または2回以上繰り返した後、 A_{c1} 変態点以下の温度で焼戻す方法が記載されている。また、特許文献2には、Niを4.0～10%含有し、熱間圧延前のAINの大きさを $1\mu\text{m}$ 以下にした鋼に対し、上記特許文献1と同様の熱処理（L処理→焼戻し処理）を行なう方法が記載されている。これらの方法に記載の -196°C での衝撃値（ vE_{-196} ）は、おそらく、L方向のものと推察され、C方向の上記靱性値は不明である。また、これらの方法では強度について考慮されておらず、脆性破面率の記載はない。
- [0005] また、非特許文献2には、上記のL処理（二相域焼入れ処理）とTMCPを組合わせたLNGタンク用6%Ni鋼の開発について記載されている。この文献によれば、圧延方向（L方向）の靱性が高い値を示すことは記載されているものの、板幅方向（C方向）の靱性値は記載されていない。
- [0006] 特許文献3には、0.3～10%のNiと、所定量のMgを含み、所定粒径のMg含有酸化物粒子が適切に分散された、570MPa級以上の溶接部靱性に優れた高靱性高張力鋼が記載されている。上記特許文献3には、Mg含有酸化物の制御によって加熱オーステナイト粒径が微細化され、母材および溶接熱影響部（HAZ）の靱性が向上すること；そのためには、脱酸元素添加前のO（酸素）量と、Mgと他の脱酸元素との添加順序が重要であり、溶存酸素量が0.001～0.02%の溶鋼にMg、Ti、Alを同時に添加した後、鑄造して鋼片とするか、またはMg、Ti、Alの添加に際し、Alを最後に添加した後、鑄造して鋼片とすることが記載されている。上記特許文献3の実施例には、C方向の靱性値（破面遷移温度 $vTrs$ ）が記載されており、9%Ni鋼の上記特性は良好である（破面遷移温度 $vTrs \leq -196^{\circ}\text{C}$ ）が、5%近傍のNi鋼の上記特性は -140°C であり、更なる改善が求められている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：日本国特開昭49－135813号公報

特許文献2：日本国特開昭51－13308号公報

特許文献3：日本国特開2001－123245号公報

非特許文献

[0008] 非特許文献1：矢野ら，「6％Ni鋼の低温靱性に及ぼす $\alpha-\gamma$ 2相共存域熱処理の影響」，鉄と鋼，第59年（1973）第6号，p752～763

非特許文献2：古谷ら，「LNGタンク用6％Ni鋼の開発」，CAMP－ISSIJ，Vol. 23（2010），p1322

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 上述したように、これまで、Ni含有量が5.0～7.5％程度のNi鋼において－196℃での極低温靱性に優れた技術は提案されているものの、C方向での極低温靱性は、十分に検討されていない。特に、母材強度が高い（詳細には、引張り強度 $TS > 690 \text{ MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590 \text{ MPa}$ ）高強度下での極低温靱性の更なる向上（C方向での極低温靱性向上）が強く求められている。

[0010] また、上述した文献には、脆性破面率について検討されたものはない。脆性破面率は、シャルピー衝撃試験において荷重が加わった際に生じる脆性破壊の割合を示したものである。脆性破壊が発生した部位では、破壊に至るまでに鋼材に吸収されるエネルギーが著しく小さくなり、容易に破壊が進行するようになるため、極低温靱性向上技術においては、汎用のシャルピー衝撃値（ vE_{-196} ）の向上のみならず、脆性破面率を10％以下とすることも極めて重要な要件となっている。しかしながら、上記のように母材強度が高い高強度厚鋼板において、脆性破面率の上記要件を満足する技術は、未だ提案されていない。

[0011] 本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、Ni含有量が5.0～7.5%程度のNi鋼において-196℃での極低温靱性（特にC方向の極低温靱性）に優れており、脆性破面率 $\leq$ 10%を実現できる高強度厚鋼板を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0012] 上記課題を解決し得た本発明に係る極低温靱性に優れた厚鋼板は、質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.40%以下（0%を含まない）、Mn：0.50～2.0%、P：0.007%以下（0%を含まない）、S：0.007%以下（0%を含まない）、Al：0.005～0.050%、Ni：5.0～7.5%、N：0.010%以下（0%を含まない）を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、鋼中に存在する、最大径が0.1 μ m超のMn系介在物の含有量が0.001～0.07質量%であり、且つ、-196℃において存在する残留オーステナイト相の分率が2.0～12.0体積%であるところに要旨を有するものである。

[0013] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にCu：1.0%以下（0%を含まない）を含有する。

[0014] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にCr：1.20%以下（0%を含まない）、およびMo：1.0%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

[0015] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にTi：0.025%以下（0%を含まない）、Nb：0.100%以下（0%を含まない）、およびV：0.50%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種を含有する。

[0016] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にB：0.0050%以下（0%を含まない）を含有する。

[0017] 本発明の好ましい実施形態において、上記鋼板は、更にCa：0.0030%以下（0%を含まない）、REM：0.0050%以下（0%を含まない）、およびZr：0.005%以下（0%を含まない）よりなる群から選

択される少なくとも一種を含有する。

[0018] 本発明の好ましい実施形態において、 -196°C において存在する残留オーステナイト相の分率を V （体積％）、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超の Mn 系介在物の含有量を W （質量％）としたとき、 V/W で表される C 値は 150 以上である。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、 Ni 含有量が $5.0\sim 7.5\%$ 程度の Ni 鋼において、母材強度が高くても（詳細には、引張り強度 $TS > 690\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590\text{MPa}$ ）、 -196°C 以下での極低温靱性（特に C 方向の極低温靱性）に優れており、 -196°C での脆性破面率 $\leq 10\%$ （好ましくは、 -233°C での脆性破面率 $\leq 50\%$ ）を満足する高強度厚鋼板を提供することができた。

発明を実施するための形態

[0020] 本発明に係る厚鋼板の特徴部分は、 Ni 含有量が $5.0\sim 7.5\%$ 程度の Ni 鋼において、 C 方向の極低温靱性を更に向上させるため、（ア） -196°C において存在する残留オーステナイト相（残留 γ 相）の分率を $2.0\sim 12.0$ 体積％に制御すると共に、（イ）鋼中に存在する、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超の Mn 系介在物（以下、単に Mn 系介在物と呼ぶ場合がある。）の含有量を $0.001\sim 0.07$ 質量％に制御したところにある。特に上記（イ）の Mn 系介在物を適切に制御することにより、靱性を劣化させる固溶 S を固定し、その量を悪影響がない範囲に抑えられるため、非常に優れた極低温靱性が実現されることが判明した。

[0021] 以下、本発明に到達した経緯について説明する。

[0022] 本発明者らは、 Ni 含有量が 7.5% 以下の Ni 鋼において、 -196°C 以下の極低温靱性に優れた厚鋼板を提供するため、検討を重ねてきた。具体的には、本発明では、 C 方向における -196°C での脆性破面率 $\leq 10\%$ 、引張り強度 $TS > 690\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590\text{MPa}$ の全ての特性を満足する極低温靱性に優れた高強度厚鋼板を提供するとの観点から、まず

、従来技術に記載の文献に教示されている方法を検討した。

[0023] 上記文献には、5%Ni鋼の極低温靱性向上には、 -196°C で存在する残留オーステナイト（残留 γ ）を安定化させることが重要であることが教示されている。また、製造方法を総合的に勘案すると、溶鋼段階において、脱酸元素添加前の溶存酸素量を制御し、この溶鋼中に、Alを最後に添加するようにして鑄造すると共に、 $\alpha-\gamma$ 2相共存域（ $A_{c1}\sim A_{c3}$ 間）での熱処理（L処理）の後、 A_{c1} 変態点以下の温度で焼戻し処理する方法を推奨しており、これにより、極低温靱性が向上することが教示されている。しかしながら、本発明者らの検討結果によれば、上記方法により、L方向の極低温靱性は向上するものの、C方向の極低温靱性は充分でなく、本発明で掲げる上記の目標レベル（C方向における -196°C での脆性破面率 $\leq 10\%$ ）を実現できないことが判明した。

[0024] そこで更に検討を重ねた結果、所望とする極低温靱性に優れた厚鋼板を得るためには、上述した技術を基本的に踏襲しつつも、厚鋼板およびその製造方法において、更なる要件を付加することが不可欠であることを突き止めた。詳細には、(i)厚鋼板において、 -196°C での残留 γ 相を2.0～12.0体積%の範囲で存在させることに加えて、靱性を劣化させる粗大介在物の抑制と固溶Sの固定（＝固溶S量低減）のために、最大径 $0.1\mu\text{m}$ 超のMn系介在物の含有量を0.001～0.07質量%の範囲に制御することが有効であることが判明した。

[0025] そして(ii)このような厚鋼板を製造するためには、溶鋼段階における、Al添加前の溶存酸素量（フリーO量）の制御と、熱間圧延後における、 $A_{c1}\sim A_{c3}$ 間での熱処理（L処理）→所定温度域での焼戻し処理に加えて、(ii-1)溶鋼段階の更なる制御と、(ii-2)圧延前の加熱温度の制御とが有効であることも突き止めた。具体的には、(ii-1)溶鋼段階において、Al添加前のフリー酸素濃度を100ppm以下とし、且つ、鑄造時の $1500\sim 1450^{\circ}\text{C}$ での冷却時間（ t_2 ）を300秒以下に制御すること、(ii-2)圧延前の加熱段階において、加熱温度を 1060°C 以下

に低減することが有効であることを突き止めた。

[0026] 更に (i i i) 上記 (i) において、 -196°C において存在する残留オーステナイト相の分率を V (体積%)、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超の Mn 系介在物の含有量を W (質量%)としたとき、 V/W で表される C 値を 150 以上に制御すれば、 -196°C よりも一層低温の -233°C においても、脆性破面率を 50% 以下の良好な水準に保つことができることを見出し、本発明を完成した。

[0027] 本明細書において「極低温靱性に優れる」とは、後記する実施例の欄に記載の方法によって C 方向 (板幅方向) のシャルピー衝撃吸収試験における脆性破面率を測定したとき、 -196°C での脆性破面率 $\leq 10\%$ を満足するものである。後記する実施例では、 L 方向 (圧延方向) における脆性破面率は測定していないが、これは、 C 方向での脆性破面率が 10% 以下であれば、 L 方向での脆性破面率も、必然的に 10% 以下となるとの経験則に基づくものである。

[0028] 本明細書において「厚鋼板」とは、鋼板の厚さがおおむね、 $6\sim 50\text{mm}$ のものを意味する。

[0029] また本発明では、引張り強度 $TS > 690\text{MPa}$ 、降伏強度 $YS > 590\text{MPa}$ を満足する高強度厚鋼板を対象とする。

[0030] 以下、本発明の厚鋼板について詳しく説明する。

[0031] 上述したように本発明の厚鋼板は、質量%で、 $C: 0.02\sim 0.10\%$ 、 $Si: 0.40\%$ 以下 (0% を含まない)、 $Mn: 0.50\sim 2.0\%$ 、 $P: 0.007\%$ 以下 (0% を含まない)、 $S: 0.007\%$ 以下 (0% を含まない)、 $Al: 0.005\sim 0.050\%$ 、 $Ni: 5.0\sim 7.5\%$ 、 $N: 0.010\%$ 以下 (0% を含まない)を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、 -196°C において存在する残留オーステナイト相が $2.0\sim 12.0$ 体積%であり、且つ、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超の Mn 系介在物の含有量が $0.001\sim 0.07$ 質量%であるところに特徴がある。

[0032] まず、鋼中成分について説明する。

[0033] C : 0.02 ~ 0.10 %

Cは、強度および残留オーステナイトの確保に必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるため、C量の下限を0.02%以上とする。C量の好ましい下限は0.03%以上であり、更に好ましくは0.04%以上である。但し、過剰に添加すると、強度の過大な上昇により極低温靱性が低下するため、その上限を0.10%とする。C量の好ましい上限は0.08%以下であり、更に好ましくは0.06%以下である。

[0034] Si : 0.40%以下 (0%を含まない)

Siは、脱酸材として有用な元素である。但し、過剰に添加すると、硬質の島状マルテンサイト相の生成が促進され、極低温靱性が低下するため、その上限を0.40%以下とする。Si量の好ましい上限は0.35%以下であり、より好ましくは0.20%以下である。

[0035] Mn : 0.50 ~ 2.0 %

Mnはオーステナイト (γ) 安定化元素であり、残留 γ 量の増加に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Mn量の下限を0.50%とする。Mn量の好ましい下限は0.6%以上であり、より好ましくは0.7%以上である。但し、過剰に添加すると、焼戻し脆化をもたらす、所望の極低温靱性を確保できなくなるため、その上限を2.0%以下とする。Mn量の好ましい上限は1.5%以下であり、より好ましくは1.3%以下である。

[0036] P : 0.007%以下 (0%を含まない)

Pは、粒界破壊の原因となる不純物元素であり、所望とする極低温靱性確保のため、その上限を0.007%以下とする。P量の好ましい上限は0.005%以下である。P量は少なければ少ない程良いが、工業的にP量を0%とすることは困難である。

[0037] S : 0.007%以下 (0%を含まない)

Sも、上記Pと同様、粒界破壊の原因となる不純物元素であり、所望とす

る極低温靱性確保のため、その上限を0.007%以下とする。後記する実施例に示すように、S量が多くなると、脆性破面率は増加し、所望とする極低温靱性（-196℃での脆性破面率 $\leq$ 10%）を実現できない。また、S量が多すぎると、所望とするMn系介在物の量が多くなり、やはり、極低温靱性が低下する。S量の好ましい上限は0.005%以下である。S量は少なければ少ない程良いが、工業的にS量を0%とすることは困難である。

[0038] Al : 0.005~0.050%

Alは脱酸元素である。Alの含有量が不足すると、鋼中の酸素濃度が上昇し、粗大なAl系介在物の量が増加し、所望とするMn系介在物量の制御に悪影響を及ぼす（詳細は後述する。）ため、その下限を0.005%以上とする。Al量の好ましい下限は0.010%以上であり、更に好ましくは0.015%以上である。但し、過剰に添加すると、Al系介在物の凝集や合体が促進され、やはり、所望とするMn系介在物量の制御に悪影響を及ぼすため、その上限を0.050%以下とする。Al量の好ましい上限は0.045%以下であり、更に好ましくは0.04%以下である。

[0039] Ni : 5.0~7.5%

Niは、極低温靱性の向上に有用な残留オーステナイト（残留 γ ）を確保するのに必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Ni量の下限を5.0%以上とする。Ni量の好ましい下限は5.2%以上であり、更に好ましくは5.4%以上である。但し、過剰に添加すると、原料のコスト高を招くため、その上限を7.5%以下とする。Ni量の好ましい上限は7.0%以下であり、更に好ましくは6.5%以下であり、更に好ましくは6.0%以下である。

[0040] N : 0.010%以下（0%を含まない）

Nは、歪時効により極低温靱性を低下させるため、その上限を0.010%以下とする。N量の好ましい上限は0.006%以下であり、更に好ましくは0.004%以下である。

[0041] 本発明の厚鋼板は上記成分を基本成分として含み、残部：鉄および不可避

的不純物である。

[0042] 本発明では、更なる特性の付与を目的として、以下の選択成分を含有することができる。

[0043] Cu : 1.0%以下 (0%を含まない)

Cuは、 γ 安定化元素であり、残留 γ 量の増加に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Cuを0.05%以上含有することが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の著しい増加を招き、所望とする極低温靱性効果が得られないため、その上限を1.0%以下とすることが好ましい。Cu量の更に好ましい上限は0.8%以下であり、更により好ましくは0.7%以下である。

[0044] Cr : 1.20%以下 (0%を含まない)、およびMo : 1.0%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種

CrおよびMoは、いずれも強度向上元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種類を併用しても良い。上記作用を有効に発揮させるためには、Cr量を0.05%以上、Mo量を0.01%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の著しい増加を招き、所望とする極低温靱性を確保できなくなるため、Cr量の好ましい上限を1.20%以下 (更に好ましくは1.1%以下、更により好ましくは0.9%以下、更に一層好ましくは0.5%以下)、Mo量の好ましい上限を1.0%以下 (更に好ましくは0.8%以下、更により好ましくは0.6%以下) とする。

[0045] Ti : 0.025%以下 (0%を含まない)、Nb : 0.100%以下 (0%を含まない)、およびV : 0.50%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも一種

Ti、Nb、およびVは、いずれも炭窒化物として析出し、強度を上昇させる元素である。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。上記作用を有効に発揮させるためには、Ti量を0.005%以上、Nb量を0.005%以上、V量を0.005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の著しい増加を招き、所望とする極

低温靱性を確保できなくなるため、Ti量の好ましい上限を0.025%以下（更に好ましくは0.018%以下であり、更により好ましくは0.015%以下）、Nb量の好ましい上限を0.100%以下（更に好ましくは0.05%以下であり、更により好ましくは0.02%以下）、V量の好ましい上限を0.50%以下（更に好ましくは0.3%以下であり、更により好ましくは0.2%以下）とする。

[0046] B：0.0050%以下（0%を含まない）

Bは、焼入れ性向上により強度向上に寄与する元素である。上記作用を有効に発揮させるためには、B量を0.0005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、強度の著しい増加をもたらす、所望とする極低温靱性を確保できなくなるため、B量の好ましい上限を0.0050%以下（更に好ましくは0.0030%以下、更により好ましくは0.0020%以下）とする。

[0047] Ca：0.0030%以下（0%を含まない）、REM（希土類元素）：0.0050%以下（0%を含まない）、およびZr：0.005%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される少なくとも一種

Ca、REM、およびZrは、いずれも強脱酸元素であり、添加により、Si、Al添加のみの場合と比較して、鋼中の酸素濃度が低下し、粗大介在物が減少する。これらの元素は単独で添加しても良いし、二種以上を併用しても良い。上記作用を有効に発揮させるためには、Ca量を0.0005%以上、REM量（以下に記載のREMを、単独で含有するときは単独の含有量であり、二種以上を含有するときは、それらの合計量である。以下、REM量について同じ。）を0.0005%以上、Zr量を0.0005%以上とすることが好ましい。但し、過剰に添加すると、却って粗大な介在物化が増加し、極低温靱性が低下するため、Ca量の好ましい上限を0.0030%以下（更に好ましくは0.0025%以下）、REM量の好ましい上限を0.0050%以下（更に好ましくは0.0040%以下）、Zr量の好ましい上限を0.005%以下（更に好ましくは0.0040%以下）とする。

。

[0048] 本明細書において、REM（希土類元素）とは、ランタノイド元素（周期表において、原子番号57のLaから原子番号71のLuまでの15元素）に、Sc（スカンジウム）とY（イットリウム）とを加えた元素群であり、これらを単独で、または二種以上を併用することができる。好ましい希土類元素はCe、Laである。REMの添加形態は特に限定されず、CeおよびLaを主として含むミッシュメタル（例えばCe：約70％程度、La：約20～30％程度）の形態で添加しても良いし、或いは、Ce、Laなどの単体で添加して良い。

[0049] 以上、本発明の鋼中成分について説明した。

[0050] 更に本発明の厚鋼板は、 -196°C において存在する残留 γ 相が2.0～12.0体積％（好ましくは4.0～12.0体積％）を満足するものである。

[0051] -196°C において存在する残留 γ は、極低温靱性の向上に寄与することが知られている。このような作用を有効に発揮させるため、 -196°C で存在する全組織に占める残留 γ 相の分率を2.0体積％以上とする。但し、残留 γ は、マトリクス相に比べて比較的軟質であり、残留 γ 量が過剰になると、YSが所定の値を確保できなくなるため、その上限を12.0体積％とする。残留 γ 相の体積分率について、好ましい下限は4.0体積％以上、より好ましい下限は6.0体積％以上であり、好ましい上限は11.5体積％以下、より好ましい上限は11.0体積％以下である。

[0052] なお、本発明の厚鋼板では、 -196°C で存在する組織のうち、残留 γ 相の体積分率の制御が重要であって、残留 γ 以外の他の組織については、何ら限定するものではなく、厚鋼板に通常存在するものであれば良い。残留 γ 以外の組織としては、例えば、ベイナイト、マルテンサイト、セメンタイト等の炭化物などが挙げられる。

[0053] 更に本発明の厚鋼板は、鋼中に存在する、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超のMn系介在物の含有量が0.001～0.07質量％を満足するものである。前述

した従来技術との対比で言えば、本発明の厚鋼板は、上記Mn系介在物の含有量が所定範囲に制御されているところに最大の特徴がある。

[0054] すなわち、高強度を確保しつつ、極低温での脆性破面率を改善するためには、脆性破壊の起点となり得る介在物量を低減する必要がある。本発明者らは、介在物のなかでも特にMn系介在物に着目して検討を重ねた結果、鋼中に存在する、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超のMn系介在物の含有量が 0.07 質量%を超えると、所望とする脆性破面率が確保できなくなることが判明した（後記する実施例の表2BのNo. 29、39を参照）。一方、Mn系介在物にはMnSが含まれるが、Mn系介在物の含有量が 0.001 質量%未満となり、靱性を劣化させる固溶SがMn系介在物として固定されず鋼中の固溶S量が多くなると、やはり、所望とする脆性破面率が確保できなくなることとも判明した（後記する実施例の表2BのNo. 40を参照）。上記Mn系介在物の好ましい含有量は、 0.007 質量%以上、 0.065 質量%以下であり、より好ましくは 0.015 質量%以上、 0.06 質量%以下である。

[0055] 上記Mn系介在物の測定方法は、後記する実施例の欄で詳述する。

[0056] ここで、「Mn系介在物」の組成は、Mnを含むものであれば特に限定されない。また、「Mn系介在物」の介在物の種類も特に限定されず、例えばMnの酸化物、Mnの硫化物、Mnの窒化物、Mnの酸窒化物などの単独粒子のほか、これらの単独粒子物が2種以上複合した複合物、或いは、これらの単独粒子と他の元素が結合した複合粒子などが挙げられる。上記複合物としては、例えば、Al系酸化物とMn系硫化物の複合介在物などが挙げられる。これらのなかでも、Mn系介在物による固溶Sの固定化作用などを一層有効に発揮させるとの観点からすれば、特に、MnSなどのMnの硫化物が、好ましく用いられる。

[0057] なお、介在物制御という観点からのみすれば、前述した特許文献3にも、類似の技術が開示されているが、本発明とは、介在物制御の方向が大きく相違している。すなわち、上記特許文献3では、特にMgに着目し、サイズが $2\mu\text{m}$ 以下のMg含有酸化物粒子を多数分散させることによって高温でのオ

ーステナイト粒の粗大化を抑制し、靱性を改善するものであるのに対し、本発明では、靱性を劣化させる固溶Sの固定化に有用なMnに着目し、靱性を低下させる固溶Sを固定して低減させるものであり、両者は、制御対象である介在物の組成および介在物制御が相違する。

[0058] 更に、一層優れた極低温靱性を得るため（具体的には、 -233°C における脆性破面率を50%以下の水準に保つため）には、 -196°C において存在する残留オーステナイト相の体積分率をV（体積%）、最大径が $0.1\mu\text{m}$ 超のMn系介在物の含有量をW（質量%）としたとき、 V/W で表されるC値を150以上に制御することが好ましい。上記C値は、より好ましくは300以上であり、更に好ましくは1000以上である。なお、上記C値の上限は、上記特性向上の観点からは特に限定されないが、上記V、上記Wの範囲からみてC値の上限は12000以下に制御される。

[0059] 次に、本発明の厚鋼板を製造する方法について説明する。

[0060] まず、本発明の特徴部分の一つである、 -196°C で存在する残留 γ 相の体積分率（V）を所定範囲に制御するためには、熱間圧延後において、 A_{c1} ～ A_{c3} 点の温度範囲で加熱、保持した後、 520°C ～ A_{c1} 点の温度範囲で10～60分間焼戻し処理することが有効である。

[0061] また、本発明の他の特徴部分である、粗大なMn系介在物の含有量（W）を所定範囲に制御するためには、溶製段階と、圧延前の加熱温度を、以下のように制御することが有効である。

[0062] すなわち、溶鋼段階では、Al添加前のフリー酸素量[O]を100ppm以下、鑄造時の $1500\sim 1450^{\circ}\text{C}$ での冷却時間（ t_2 、スラブ厚tの $t/2$ 位置における値）を300秒以下に制御することが有効である。また、圧延前の加熱温度は 1060°C 以下に制御することが有効である。

[0063] この点について、詳しく説明すると、まず、鑄造時において、Mn系介在物は、Mn系介在物よりも融点の高い他の介在物（主にAl系介在物などで構成されるものであり、以下、高融点介在物と呼ぶ。）を核として、高融点介在物の表面に形成される。そのため、高融点介在物の表面積（サイズ×数

）を制御する必要がある。高融点介在物の表面積が小さくなると、当該高融点介在物の表面に形成されるMn系介在物が成長律速となり、鋼中に占める、最大径0.1 μm 超のMn系介在物量が0.07質量%を超えてしまう。高融点介在物のなかでも、溶湯中に生成したAl系介在物は、凝集・合体により、その表面積が小さくなり易いが、鑄造時の1500℃～1450℃の冷却時間を制御することによって、その挙動が抑制され、結果的に、上記Mn系介在物の含有量を適切に制御できることが判明した。後記する実施例に示すように、鑄造時の1500℃～1450℃の冷却時間（表2中、t2）が300秒を超えると、上記メカニズムによってAl系介在物上へのMn系介在物の複合生成・成長が助長され、最終的に、上記Mn系介在物量の量が0.07質量%を超え、極低温靱性が低下した（後記する表2BのNo. 39を参照）。

[0064] また、鑄造時に形成された上記Mn系介在物はMnSを含み得るが、圧延前の加熱温度によっては、その一部が溶解して靱性低下の要因である固溶Sが生成する場合がある。本発明では、圧延前の加熱温度を1060℃以下に制御しているため、圧延前の加熱段階におけるMn系介在物の溶解が抑制されると共に、マトリクスの旧 γ 粒径の粗大化が抑制されるようになる。その結果、一部溶解したMn系介在物の再析出サイトが確保され、Mn系介在物の再析出が促進されるようになる。圧延前の加熱温度が1060℃超では、上記作用が有効に発揮されず、0.1 μm 超のMn系介在物量が0.001質量%を下回った（後記する表2BのNo. 40を参照）。

[0065] また、上記C値（V/W）を150以上に制御するためには、上記製造方法のなかでも、特に、フリー酸素量[O]を60ppm以下に制御することが有効である。

[0066] 以下、各工程について詳述する。

[0067] （溶製工程について）

本発明では、Al系介在物は凝集・合体により粗大化し、脆性破壊の起点となる粗大な介在物を形成し易いとの観点に基づき、このような粗大なAl

系介在物を生成させないように、A l の添加方法に特別に留意している。

[0068] まず、溶鋼中に脱酸材である A l を添加するに当たり、A l 添加前のフリー酸素量（溶存酸素量、[O] 量と略記する場合がある。）を 100 ppm 以下に制御する。[O] 量が 100 ppm を超えると、A l 添加時に生成する介在物サイズが大きくなって、結果的に Mn 系介在物を適切に制御できず、所望とする極低温靱性を実現できないからである。[O] 量は少ない程良く、好ましくは 80 ppm 以下であり、より好ましくは 50 ppm 以下である。なお、[O] 量の下限は、粗大介在物を微細化させるとの観点からすれば特に限定されない。

[0069] 上記のように [O] 量を制御する方法としては、例えば、溶鋼中に Mn、Si の脱酸元素を添加して脱酸する方法が挙げられる。上記元素の他に、Ti、Ca、REM、Zr などの脱酸材を選択成分として添加する場合は、これらの添加によっても [O] 量を制御することができる。

[0070] A l 系介在物を制御するためには、A l 添加前の [O] 量を制御することが重要であって、A l と、他の脱酸元素との添加順序は問わない。しかしながら、[O] 量が高い状態で A l を添加すると、酸化反応により溶鋼の温度が上昇し、作業上危険となるため、A l に先立ち、Si、Mn を添加することが好ましい。また、Ti などの上記選択成分は、A l の添加後に溶鋼中に添加することが好ましい。

[0071] 次いで、鑄造を開始する。鑄造時の温度範囲は、おおむね、1650℃以下であるが、本発明では、特に 1500～1450℃の温度範囲における冷却時間（ t_2 ）を 300 秒以下に制御することが重要であり、これにより、本発明で対象とする Mn 系介在物が適切に微細化され、適切な量を確保できることが判明した。 t_2 が 300 秒を超えると、上記 A l 系介在物を核として二次介在物が複合的に生成するようになり、サイズの大きい Mn 系介在物が多く生成されてしまい、所望とする極低温靱性が発揮されない（後記する表 2B の No. 39 を参照）。上記観点からすると、 t_2 は短い程良く、好ましくは 290 秒以下であり、より好ましくは 280 秒以下である。 t_2 の

下限は、上記観点からは特に限定されないが、実操業などを考慮すると、おおむね、100秒以上とすることが好ましい

。

[0072] なお、本発明において、鑄造時の温度範囲のうち、特に1500～1450℃の温度範囲に着目したのは、当該温度範囲が、鑄造時の凝固が進行し、溶鋼への成分濃化が進むことで、介在物の成長が促進される温度域だからである。

[0073] また、上記1500～1450℃の温度範囲は、スラブ厚 t の中心部（ $t/2$ ）の温度を意味する。スラブ厚さはおおむね、150～250mmであり、表面温度は中心部の温度に比べ、約200～1000℃程度低くなる傾向にある。表面温度は、温度差のバラツキが大きいため、バラツキの小さい中心部（厚さ $t \times 1/2$ の近傍）における温度を対象とする。スラブ厚の中心部の温度は、熱電対を鑄型に差し込むことで測定することができる。

[0074] 本発明では、1500～1450℃の温度範囲での冷却時間（ t_2 ）を300秒以下に制御しさえすれば良く、その手段を限定するものではない。例えば、上記温度範囲での冷却時間が300秒以下になるように、当該温度範囲を等速で、約0.17℃/秒以下の平均冷却速度で冷却しても良いし、或いは、上記温度範囲の冷却時間が300秒以下になるように、異なる冷却速度で冷却しても良い。

[0075] また、本発明では、上記温度範囲以外の、鑄造時の温度範囲についての冷却方法は何ら限定されず、通常の方法（空冷または水冷）を採用することができる。

[0076] 上記のようにして鑄造を行なった後、加熱して熱間圧延し、熱処理に供する。

[0077] 本発明では、熱間圧延前の加熱温度を1080℃以下に制御する。これにより、Mn系介在物の含有量を適切な範囲に制御することができる。熱間圧延前の加熱温度が1080℃を超えると、Mn系介在物の含有量が減少し、所望とする極低温靱性が得られなかった（後記する表2BのNo. 40を参

照)。

[0078] 上記加熱温度は、好ましくは 1070°C 以下であり、より好ましくは 1060°C 以下である。上記加熱温度の下限は、加熱温度低温化によって圧延温度が低下し圧延負荷が大きくなり生産性が低下することなどを考慮すると、好ましくは 900°C 以上であり、より好ましくは 950°C 以上である。

[0079] 上記加熱温度域での加熱時間は、おおむね、 $0.5\sim 5$ 時間であることが好ましい。上記加熱時間が 0.5 時間未満では、スラブ中心まで加熱されないなどの問題がある。一方、上記加熱時間が 5 時間を超えると、生産性が低下する。これらを考慮すると、より好ましくは、 0.75 時間以上、 4 時間以下である。

[0080] 次に熱間圧延を行なう。熱間圧延工程は特に限定されず、所定の板厚が得られるように、通常用いられる方法を採用することができ、(仕上圧延)温度や圧下量などを調節すれば良い。

[0081] 熱間圧延の後、 $A_{c1}\sim A_{c3}$ 点の温度範囲(TL)に加熱し、保持した後、水冷する。この処理は、前述した従来技術に記載のL処理に相当し、これにより、 -196°C で安定に存在する残留 γ を所定量の範囲で確保することができる。

[0082] 詳細には、 $A_{c1}\sim A_{c3}$ 点の二相域[フェライト(α) $-\gamma$]温度(TL)に加熱する。この温度域に加熱することにより、生成した γ 相にNiなどの合金元素が濃縮し、室温で準安定に存在する準安定残留 γ 相が得られる。 A_{c1} 点未満、または A_{c3} 点超では、結果的に、 -196°C における残留 γ 相が十分に確保できない。好ましい加熱温度は、おおむね、 $660\sim 710^{\circ}\text{C}$ である。

[0083] 上記二相域温度での加熱時間(保持時間、 t_L)は、おおむね、 $10\sim 50$ 分とすることが好ましい。 10 分未満では、 γ 相への合金元素濃縮が十分進まず、一方、 50 分超では、 α 相が焼鈍まされ、強度が低下する。好ましい加熱時間の上限は 30 分である。

[0084] 更に上記加熱時間を 15 分以上とすることにより、 -196°C における残

留 γ 相の体積分率が4.0体積%以上確保されるようになり、これにより、 -233°C での脆性破面率が50%以下と、更なる極低温下においても良好な靱性が確保されるようになる。このような効果を有効に発揮させたい場合の、より好ましい下限は5.0体積%以上である。なお、好ましい加熱時間の上限は、上記と同じ(30分以下)である。

[0085] 次いで、室温まで水冷した後、焼戻し処理する。焼戻し処理は、 A_{c1} 点以下の温度(T_3)で10~60分間(t_3)行なう。これにより、焼戻しの際、準安定残留 γ にCが濃縮され、準安定残留 γ 相の安定度が増すため、 -196°C においても安定に存在する残留 γ 相が得られる。焼戻し温度 T_3 が A_{c1} 点を超えるか、または焼戻し時間 t_3 が10分未満の場合、準安定残留 γ 相中へのC濃縮が十分進行せず、所望とする -196°C での残留 γ 量を確保することができない[後記する表2BのNo. 26(T_3 が高い例)を参照]。一方、焼戻し時間 t_3 が60分を超えると、 -196°C での残留 γ 相が過剰に生成し、所定の強度が確保できなくなる[後記する表2BのNo. 27(t_3 が長い例)を参照]。

[0086] なお、焼戻し温度 T_3 の下限は、上記観点からは特に限定されないが、鋼中元素の拡散を十分促進し、転位密度を低下させることなどを考慮すると、おおむね、 400°C 以上であることが好ましい。

[0087] 好ましい焼戻し処理条件は、焼戻し温度 T_3 : $570\sim 620^{\circ}\text{C}$ であり、焼戻し時間 t_3 : 15分以上、45分以下(より好ましくは35分以下、更に好ましくは25分以下)である。

[0088] 上記のように焼戻し処理した後は、室温まで冷却する。冷却方法は特に限定されず、空冷または水冷のいずれでも良い。

[0089] 本明細書において、 A_{c1} 点、および A_{c3} 点は、下記式に基づいて算出されるものである(「講座・現代の金属学 材料編4 鉄鋼材料」、社団法人日本金属学会より)。

$$A_{c1}\text{点} = 723 - 10.7 \times [\text{Mn}] - 16.9 \times [\text{Ni}] + 29.1 \times [\text{Si}] + 16.9 \times [\text{Cr}] + 290 \times [\text{As}] + 6.38 \times [\text{W}]$$

$$A_{c3} \text{点} = 910 - 203 \times [C]^{1/2} - 15.2 \times [Ni] + 44.7 \times [Si] + 104 \times [V] + 31.5 \times [Mo] + 13.1 \times [W]$$

上記式中、 $[]$ は、鋼材中の合金元素の濃度（質量％）を意味する。なお、本発明には、AsおよびWは鋼中成分として含まれないため、上記式において、 $[As]$ および $[W]$ はいずれも、0％として計算する。

実施例

[0090] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

[0091] 実施例 1

真空溶解炉（150kg VIF）を用い、表2に示す溶製条件で、表1に示す成分組成（残部：鉄および不可避免の不純物、単位は質量％）の供試鋼を溶製し、鑄造した後、熱間鍛造により、150mm×150mm×600mmの鋼塊を作製した。本実施例では、REMとしてCeを約50％、Laを約25％含むミッシュメタルを用いた。また、脱酸元素の添加順序は、選択成分を含まないときは、Si、Mn（同時添加）→Alであり；一方、Ti、REM、Zr、Caの選択成分を含むときは、Si、Mn（同時添加）→Al→Ti→REM、Zr、Ca（同時添加）である。また、表2中、 $[O]$ は、Al添加前の溶存酸素量（ppm）、 t_2 は鑄造時の1500～1450℃の冷却時間（秒）である。1500～1450℃の冷却は、空冷または水冷にて、上記冷却時間となるように制御した。

[0092] 次に、上記の鋼塊を、表2に記載の「圧延前の加熱温度」にて加熱した後、830℃以上の温度で板厚75mmまで圧延し、最終圧延温度780℃にて圧延を行ってから水冷することにより、板厚25mmの厚鋼板を得た。このようにして得られた鋼板を、表2に示す温度（表2中、 T_L ）に加熱した後、5～60分間加熱保持（表2の t_L を参照）した後、室温まで水冷した。次いで、表2に示すように焼戻し処理（ T_3 ＝焼戻し温度、 t_3 ＝焼戻し

時間)を行なった後、室温まで空冷または水冷を行なった。

[0093] このようにして得られた厚鋼板について、以下のようにして、最大径0.1 μm 超のMn系介在物の含有量(表2では「W」と記載)、 -196°C において存在する残留 γ 相の体積分率(表2では「V」と記載)、引張り特性(引張り強度TS、降伏強度YS)、極低温靱性(-196°C または -233°C でのC方向における脆性破面率)を評価した。

[0094] (1) 最大径0.1 μm 超のMn系介在物の含有量の測定

鋼板中に存在する、最大径0.1 μm 超のMn系介在物の含有量は、上記鋼板の $t/4$ 位置(t :板厚)から、シャルピー試験後の残材の破面直下断面数mm(10mm $\times$ 10mm $\times$ 5mm程度)の試料を採取し、電解抽出法(ヨウ素-メタノール法)によって化合物を形成する化合物型のMn濃度(insol. Mn量)を測定することにより求めた。

[0095] 具体的には、試料をAA系電解液(アセチルアセトン-テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール溶液)中に浸漬し、20mA/cm²以下の条件にて定電流電解を行った。電解終了後、試料を、14%ヨウ素メタノール溶液(ヨウ素140gを脱水メタノールで溶解し、1Lとした溶液)を入れたビーカー内に移し入れてマグネチックスターラーで攪拌し、試料表面の抽出物を超音波剥離した。次いで、得られた超音波剥離液、および前述した電解後の電解液を吸引ろ過し、ろ過フィルターを用いて捕集した。ろ過フィルターは、材質がポリカーボネートのメンブランフィルター(孔径0.1 μm)を使用した。ろ過フィルター上に残った残渣(析出物)を、ろ過フィルターごと白金ルツボに移し入れ、ガスバーナーで加熱して灰化した。続いて、白金ルツボ内に融剤(炭酸ナトリウムと四ほう酸ナトリウムを混合したもの)を入れ、再度ガスバーナーで加熱し、残渣を溶融した。次に、この溶融物に酸(塩酸)と水を加えて溶解した後、メスフラスコに移し入れ、水を加えて定容(50mL)したものを分析液とし、分析液中のMn量を、ICP発光分析装置を用いて測定した。このようにして測定された、ICP法により検出される化合物型のMn量(g)を(1)とする。

[0096] 次に、上記のようにして測定された ICP 法による化合物型の Mn 量 (1) と、電解前後の試料の重量 (g) の差 (2) とから、下式に基づいて、試料中に含まれる化合物型 Mn の含有率を算出した。

試料中に含まれる化合物型 Mn の含有率 (%)

$$= \text{ICP 法による化合物型の Mn 量 (1)} / \text{電解前後の試料の重量差 (2)} \times 100$$

[0097] (2) -196℃において存在する残留 γ 相の量 (体積分率) の測定

各鋼板の $t/4$ 位置より、10mm×10mm×55mmの試験片を採取し、液体窒素温度 (-196℃) にて5分間保持した後、リガク社製の二次元微小部X線回折装置 (RINT-RAPID II) にてX線回折測定を行った。次いで、フェライト相の (110), (200), (211), (220) の各格子面のピーク、および残留 γ 相の (111), (200), (220), (311) の各格子面のピークについて、各ピークの積分強度比に基づき、残留 γ 相の (111), (200), (220), (311) の体積分率をそれぞれ算出し、これらの平均値を求め、これを「残留 γ の体積分率」とした。

[0098] (3) 引張り特性 (引張り強度 TS、降伏強度 YS) の測定

各鋼板の $t/4$ 位置から、C方向に平行に JIS Z2241 の4号試験片を採取し、ZIS Z2241 に記載の方法で引張り試験を行い、引張り強度 TS、および降伏強度 YS を測定した。本実施例では、 $TS > 690 \text{ MPa}$ 、 $YS > 590 \text{ MPa}$ のものを、母材強度に優れると評価した。

[0099] (4) 極低温靱性 (C方向における脆性破面率) の測定

(4-1) -196℃での脆性破面率の測定

各鋼板の $t/4$ 位置 (t : 板厚) 且つ $W/4$ 位置 (W : 板幅)、および $t/4$ 位置且つおよび $W/2$ 位置から、C方向に平行にシャルピー衝撃試験片 (JIS Z2242 の V ノッチ試験片) を3本採取し、JIS Z2242 に記載の方法で、-196℃での脆性破面率 (%) を測定し、それぞれの平均値を算出した。そして、このようにして算出された二つの平均値のう

ち、特性に劣る（すなわち、脆性破面率が高い）方の平均値を採用し、この値が10%以下のものを、本実施例では、極低温靱性に優れると評価した。

（4-2）-233℃での脆性破面率の測定

更に一部のデータ（いずれも本発明例）について、-233℃での脆性破面率を評価した。

[0100] 具体的には、 $t/4$ 位置且つ $W/4$ 位置から試験片を3本採取し、下記に記載の方法で-233℃でのシャルピー衝撃試験を実施し、脆性破面率の平均値を評価した。本実施例では、上記脆性破面率 $\leq 50\%$ のものを、-233℃での脆性破面率に優れると評価した。

「高圧ガス」、第24巻181頁、「オーステナイト系ステンレス鋼の極低温衝撃試験」

[0101] これらの結果を表2に併記する。参考のため、表1および表2に、 A_{c1} 点および A_{c3} 点を併記している。

[0102]

[表1A]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	N	Cu	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	Ca	REM	Zr	A ₀₋₁	A ₀₋₃
1	0.05	0.06	0.90	<0.004	0.001	0.033	5.62	0.0034		0.40	0.30								627	769
2	0.05	0.07	1.04	<0.004	0.005	0.031	5.67	0.0037		0.40	0.05								625	756
3	0.04	0.06	0.88	<0.004	0.001	0.030	5.76	0.0035		0.32	0.14								623	766
4	0.09	0.05	0.67	<0.004	0.002	0.020	6.02	0.0033	0.22	0.18	0.19								619	755
5	0.02	0.20	1.25	<0.004	0.001	0.031	5.44	0.0029		0.27	0.41						0.0047		628	786
6	0.03	0.38	0.69	<0.004	0.004	0.037	7.23	0.0029			0.03		0.026				0.0019		604	762
7	0.04	0.28	0.55	<0.004	0.001	0.033	6.30	0.0041	0.11	0.27	0.34								623	786
8	0.04	0.13	1.60	<0.004	0.003	0.034	5.98	0.0026			0.25					0.0017			609	744
9	0.05	0.05	0.85	0.007	0.002	0.039	6.98	0.0029		0.20	0.41		0.013						601	750
10	0.05	0.19	0.98	<0.004	0.007	0.010	5.51	0.0042		0.17	0.26	0.011						0.0019	628	770
11	0.07	0.10	0.89	<0.004	0.003	0.048	5.75	0.0031		0.15				0.24					622	774
12	0.04	0.02	0.94	0.006	0.002	0.040	5.05	0.0033	0.49	0.35	0.28				0.0018				634	788
13	0.03	0.22	1.75	<0.004	0.001	0.020	5.73	0.0032			0.20			0.03				0.0046	614	753
14	0.04	0.05	0.88	<0.004	0.005	0.030	5.40	0.0071		0.29	0.24	0.017			0.0005	0.0010			629	774
15	0.05	0.11	0.84	<0.004	0.003	0.034	5.90	0.0057	0.10	0.22	0.20								621	765
16	0.04	0.20	0.84	<0.004	0.001	0.035	5.75	0.0031		0.59	0.16			0.01		0.0023			633	782
17	0.04	0.15	0.84	0.007	0.005	0.028	5.81	0.0034		0.42	0.27	0.022					0.0035		627	776
18	0.04	0.23	0.84	0.005	0.002	0.034	6.81	0.0037	0.38	0.16	0.05		0.055						608	763
19	0.04	0.08	0.90	<0.004	0.001	0.031	5.78	0.0027		0.32	0.15			0.38					623	806
20	0.07	0.08	0.85	0.005	0.001	0.029	6.22	0.0028	0.18	0.25	0.16				0.0033				615	751
21	0.04	0.13	0.81	<0.004	0.004	0.030	6.25	0.0030		0.35	0.20			0.10		0.0027			618	778
22	0.05	0.09	0.79	<0.004	0.001	0.032	5.60	0.0038		0.14	0.27								625	770

[0103]

[表1B]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	N	Cu	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	Ca	REM	Zr	A ₀₁	A ₀₃
23	0.11	0.09	0.81	<0.004	0.004	0.027	6.08	0.0038		0.32	0.13								620	738
24	0.05	0.09	0.92	0.008	0.001	0.034	5.81	0.0028	0.20	0.17	0.24								620	766
25	0.10	0.43	0.81	<0.004	0.001	0.030	6.20	0.0029		0.11	0.16				0.0190				624	753
26	0.03	0.04	1.93	<0.004	0.002	0.029	6.45	0.0028		0.25	0.10								599	727
27	0.05	0.07	0.74	<0.004	0.005	0.032	5.50	0.0041	0.48	0.29	0.17								629	780
28	0.05	0.08	0.40	0.005	0.001	0.032	5.33	0.0038		0.42	0.28	0.014							638	789
29	0.04	0.11	1.20	<0.004	0.008	0.037	6.43	0.0048		0.16	0.17								607	748
30	0.01	0.08	0.97	<0.004	0.001	0.052	4.91	0.0048		0.27	0.40			0.26					637	828
31	0.08	0.13	0.79	<0.004	0.001	0.004	6.28	0.0107		0.28	0.11		0.018						617	746
32	0.05	0.07	0.79	<0.004	0.004	0.037	6.41	0.0032	1.08	0.15	0.16					0.0032			611	775
33	0.05	0.10	0.84	0.006	0.001	0.028	5.49	0.0032		1.24	0.11							0.0057	635	771
34	0.03	0.09	1.14	<0.004	0.007	0.044	6.39	0.0029		0.22	0.17		0.104				0.0051		609	755
35	0.04	0.22	0.98	<0.004	0.003	0.037	6.02	0.0030		0.04	1.05								618	775
36	0.05	0.13	0.82	<0.004	0.003	0.028	6.54	0.0037		0.23	0.19	0.027					0.0018		611	755
37	0.06	0.32	0.82	<0.004	0.001	0.014	5.76	0.0029		0.17	0.16			0.52					629	823
38	0.05	0.20	0.84	<0.004	0.001	0.035	5.92	0.0032		0.26	0.18				0.0052				624	767
39	0.05	0.17	0.72	<0.004	0.001	0.031	5.84	0.0030		0.26	0.22								626	772
40	0.05	0.24	0.53	<0.004	0.001	0.028	5.66	0.0025		0.35	0.19								635	783
41	0.05	0.06	0.90	<0.004	0.001	0.033	5.62	0.0034		0.25	0.18								624	763
42	0.04	0.06	0.78	<0.004	0.001	0.030	5.76	0.0035		0.12	0.05								621	764

[0104]

[表2A]

No.	[O] (ppm)	t2 (s)	圧延前の 加熱温度 (°C)	TL (°C)	tL (min)	Ac1	Ac3	T3 (°C)	t3 (min)	焼戻し 後の冷 却方法	V	W 最大径0.1μm超 のMn系元素の 含有量 (質量%)	V/W	極低温靱性		引張り特性	
														-196°C での靱 性破面 率(%)	-233°C での靱 性破面 率(%)	YS	TS
1	37	190	1,020	630	20	627	769	510	30	空冷	9.9%	0.055%	180	0%	15%	750	796
2	42	260	1,060	650	20	625	756	530	35	空冷	8.3%	0.017%	485	0%	15%	687	743
3	47	200	1,030	650	15	623	766	530	30	空冷	6.1%	0.009%	708	6%	32%	683	735
4	65	190	1,050	700	15	619	755	500	25	空冷	3.2%	0.034%	93	5%	57%	723	745
5	46	260	1,040	690	15	628	786	530	40	空冷	6.3%	0.003%	1,848	9%	42%	702	760
6	33	220	1,050	690	10	604	762	550	30	空冷	7.1%	0.040%	178	2%	15%	656	705
7	45	250	1,040	650	15	623	786	500	25	空冷	3.3%	0.005%	704	8%	43%	715	749
8	45	280	1,050	660	10	609	744	530	15	空冷	7.7%	0.005%	1,665	8%	42%	680	750
9	35	180	1,040	650	15	601	750	540	15	空冷	7.8%	0.040%	196	2%	15%	705	772
10	62	240	1,040	690	15	628	770	530	20	空冷	2.2%	0.044%	51	6%	58%	722	752
11	47	260	1,020	650	15	622	774	500	30	空冷	2.5%	0.010%	245	8%	42%	708	740
12	32	250	1,010	740	10	634	788	530	20	空冷	2.3%	0.009%	245	8%	42%	738	763
13	31	250	1,020	690	15	614	753	530	20	空冷	7.3%	0.005%	1,541	9%	42%	685	744
14	82	200	1,020	700	15	629	774	540	45	空冷	5.3%	0.068%	78	8%	58%	706	742
15	74	190	1,000	700	15	621	765	550	55	空冷	5.3%	0.051%	103	3%	45%	691	744
16	39	290	1,050	690	50	633	782	550	25	空冷	7.4%	0.002%	3,703	7%	42%	719	770
17	77	220	1,040	680	25	627	776	550	20	空冷	4.1%	0.049%	83	6%	58%	717	763
18	30	240	1,040	660	15	608	763	510	30	空冷	6.7%	0.012%	539	5%	32%	673	729
19	42	260	1,050	700	15	623	806	510	15	空冷	3.0%	0.003%	876	8%	43%	748	779
20	45	300	1,040	720	15	615	751	520	25	空冷	2.6%	0.002%	1,286	8%	43%	724	757
21	32	290	1,020	690	15	618	778	530	15	空冷	4.5%	0.004%	1,185	9%	42%	722	761
22	45	270	1,060	650	15	625	770	520	20	空冷	5.0%	0.002%	2,091	9%	43%	714	736

[0105]

[表2B]

No.	Al→鋳造→熱間圧延→焼戻										V	W	V/W	極低温靱性		引張り特性				
	[O] (ppm)	t ₂ (s)	圧延前の 加熱温度 (°C)	TL (°C)	t _L (min)	A _{c1}	A _{c3}	T ₃ (°C)	t ₃ (min)	焼戻し 後の冷 却方法				残留γ (体積%)	最大径0.1μm超 のMn系介在物の 含有量 (質量%)	C値	-196°C での脆 性破面 率(%)	-233°C での脆 性破面 率(%)	YS	TS
23	45	290	1,060	670	15	620	738	510	15	空冷	6.6%	0.004%	1,747	50%	—	—	787	835		
24	32	260	1,000	710	15	620	766	510	20	空冷	3.6%	0.003%	1,049	63%	—	—	723	749		
25	40	210	1,050	760	15	624	753	520	30	空冷	1.0%	0.012%	83	67%	—	—	739	763		
26	38	270	1,020	670	15	599	727	630	25	空冷	1.8%	0.005%	379	42%	—	—	779	849		
27	39	240	1,040	670	15	629	780	600	65	空冷	12.3%	0.031%	396	6%	—	—	585	724		
28	43	220	1,040	740	15	638	789	530	20	空冷	1.1%	0.010%	111	23%	—	—	633	670		
29	103	180	1,050	660	15	607	748	510	15	空冷	5.4%	0.160%	34	65%	—	—	691	747		
30	40	240	1,030	770	20	637	828	510	25	空冷	1.3%	0.006%	209	43%	—	—	587	650		
31	41	200	1,050	680	15	617	746	540	40	空冷	4.6%	0.014%	319	57%	—	—	743	752		
32	33	210	1,030	650	15	611	775	520	30	空冷	7.3%	0.048%	152	38%	—	—	855	883		
33	46	190	1,000	690	15	635	771	550	15	空冷	3.2%	0.017%	186	33%	—	—	866	891		
34	45	250	1,020	650	15	609	755	540	40	空冷	10.3%	0.033%	312	19%	—	—	649	740		
35	35	210	1,000	660	15	618	775	500	25	空冷	3.6%	0.036%	99	12%	—	—	856	882		
36	30	290	1,010	650	15	611	755	550	15	空冷	6.5%	0.003%	2,297	13%	—	—	683	746		
37	41	180	1,030	690	15	629	823	510	35	空冷	2.5%	0.020%	125	17%	—	—	774	804		
38	46	200	1,060	650	15	624	767	550	25	空冷	7.5%	0.014%	521	29%	—	—	676	747		
39	43	327	1,010	700	15	626	772	540	20	空冷	2.2%	0.103%	21	52%	—	—	716	743		
40	39	220	1,100	720	15	635	783	540	20	空冷	2.0%	<0.001%		62%	—	—	719	735		
41	44	260	1,020	590	15	628	786	530	30	空冷	1.2%	0.003%	350	45%	—	—	668	741		
42	45	250	1,040	720	60	623	786	600	25	空冷	5.2%	0.005%	1,104	8%	—	—	575	670		

[0106] 表2より、以下のように考察することができる。

[0107] まず、表2AのNo. 1～22は、それぞれ、表1AのNo. 1～22の

鋼を用い、本発明の要件をすべて満足する例である。表 2 A に示すように、上記本発明例によれば、母材強度が高くても、 -196°C での極低温靱性（詳細には、C 方向における脆性破面率の平均値 $\leq 10\%$ ）に優れた厚鋼板を提供することができた。

[0108] これに対し、表 2 B の N o. 23～42 は、本発明で規定する鋼中成分または好ましい製造条件の、少なくとも一方を満足しないため、本発明の要件を満足しない比較例であり、所望とする特性が得られなかった。

[0109] 具体的には、N o. 23 は、C 量が多い表 1 B の N o. 23 を用いた例であり、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0110] N o. 24 は、P 量が多い表 1 B の N o. 24 を用いた例であり、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0111] N o. 25 は、S i 量が多い表 1 B の N o. 25 を用い、且つ、二相域温度（ T_L ）を超える温度で加熱したため、残留 γ 量が不足した例である。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0112] N o. 26 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 26 を用いたが、焼戻し温度（ T_3 ）が高いため、残留 γ 量が不足した例である。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0113] N o. 27 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 27 を用いたが、焼戻し時間（ t_3 ）が長いため、残留 γ 量が増加し、所望とする母材強度を確保できなかった。

[0114] N o. 28 は、M n 量が少ない表 1 B の N o. 28 を用いたため、残留 γ 量が不足した例である。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0115] N o. 29 は、S 量が多い表 1 B の N o. 29 を用いた例である。そのため、熱延前の加熱温度を本発明の好ましい範囲（ 1060°C 以下）に制御したにもかかわらず、M n 系介在物の量が増加して脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

- [0116] N o. 30 は、C 量が少なく、A l 量が多く、N i 量が少ない表 1 B の N o. 30 を用いたため、残留 γ 量が不足した例である。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。更に T S および Y S も低下した。
- [0117] N o. 31 は、A l 量が少なく、N 量が多い表 1 B の N o. 31 を用いたため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0118] N o. 32 は、選択成分である C u 量および C a 量が多い表 1 B の N o. 32 を用いたため、強度の著しい上昇によって脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0119] N o. 33 は、選択成分である C r 量および Z r 量が多い表 1 B の N o. 33 を用いたため、強度の著しい上昇によって脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0120] N o. 34 は、選択成分である N b 量および R E M 量が多い表 1 B の N o. 34 を用いたため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0121] N o. 35 は、選択成分である M o 量が多い表 1 B の N o. 35 を用いたため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0122] N o. 36 は、選択成分である T i 量が多い表 1 B の N o. 36 を用いたため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0123] N o. 37 は、選択成分である V 量が多い表 1 B の N o. 37 を用いたため、強度の著しい上昇によって脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0124] N o. 38 は、選択成分である B 量が多い表 1 B の N o. 38 を用いたため、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。
- [0125] N o. 39 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 39 を用いたが、鑄造時における 1500～1450℃の冷却時間（t₂）が長い
ため、所望とする M n 系介在物の量が多くなった。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0126] N o. 4 0 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 4 0 を用いたが、圧延前の加熱温度が高い例である。そのため、M n 系介在物の含有量が 0. 0 0 1 質量%未満となり、脆性破面率が増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。なお、表 2 B 中、N o. 4 0 の「V/W」欄は W 値（M n 系介在物の含有量）が 0. 0 0 1 質量%未満であったため計算できず、空欄にしている。

[0127] N o. 4 1 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 4 1 を用いたが、二相域温度（T L）を下回る温度で加熱したため、残留 γ 量が不足した例である。その結果、脆性破面率も増加し、所望とする極低温靱性を実現できなかった。

[0128] N o. 4 2 は、鋼中成分は本発明の要件を満足する表 1 B の N o. 4 2 を用いたが、二相域温度での加熱時間（t L）を超えて加熱したため、強度が低下した。

[0129] 更に、表 2 A の本発明例（N o. 1 ~ 2 2）のうち、N o. 4、1 0、1 4、1 5、1 7 を除く上記本発明例は、A l 添加前のフリー酸素量 [O] を 6 0 p p m 以下に制御して C 値を 1 5 0 以上に調整したため、- 2 3 3 °C での脆性破面率も良好であった。

[0130] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2 0 1 3 年 4 月 1 7 日出願の日本特許出願（特願 2 0 1 3 - 0 8 6 8 5 2）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

[0131] 本発明の厚鋼板は、例えば L N G の貯蔵タンクや輸送船用として有用である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.02~0.10%、

Si : 0.40%以下(0%を含まない)、

Mn : 0.50~2.0%、

P : 0.007%以下(0%を含まない)、

S : 0.007%以下(0%を含まない)、

Al : 0.005~0.050%、

Ni : 5.0~7.5%、

N : 0.010%以下(0%を含まない)

を含有し、残部が鉄および不可避不純物である厚鋼板であって、

鋼中に存在する、最大径が0.1 μ m超のMn系介在物の含有量が0.001~0.07質量%であり、且つ、

−196℃において存在する残留オーステナイト相の分率が2.0~12.0体積%であることを特徴とする極低温靱性に優れた厚鋼板。

[請求項2]

更に、(a)~(e)の少なくとも1種を含有する請求項1に記載の厚鋼板。

(a) Cu : 1.0%以下(0%を含まない)

(b) Cr : 1.20%以下(0%を含まない)、およびMo : 1.0%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも一種

(c) Ti : 0.025%以下(0%を含まない)、Nb : 0.100%以下(0%を含まない)、およびV : 0.50%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも一種

(d) B : 0.0050%以下(0%を含まない)

(e) Ca : 0.0030%以下(0%を含まない)、REM : 0.0050%以下(0%を含まない)、およびZr : 0.005%以下

(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも一種

[請求項3] −196℃において存在する残留オーステナイト相の分率をV(体積%)、最大径が0.1μm超のMn系介在物の含有量をW(質量%)としたとき、 V/W で表されるC値が150以上である請求項1または2記載の厚鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/060200

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/40(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, B22D11/124
(2006.01)n, C21D8/02(2006.01)n

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, C21D8/00-8/10, B22D11/124

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 2012/005330 A1 (Nippon Steel Corp.), 12 January 2012 (12.01.2012), claims 1, 2; paragraph [0050] & US 2013/0098514 A1 & EP 2592166 A1 & CN 102985576 A & KR 10-2013-0014069 A	1-3
A	JP 1-228643 A (Nippon Steel Corp.), 12 September 1989 (12.09.1989), claim 1; page 2, upper right column, line 16 to page 3, lower left column, line 17 & US 4979558 A & EP 337114 A1 & DE 68907251 D1	1-3

☒ 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
25 June, 2014 (25.06.14)

Date of mailing of the international search report
08 July, 2014 (08.07.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/060200

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 2012/043074 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 05 April 2012 (05.04.2012), paragraph [0033] & US 2013/0174943 A1 & EP 2623627 A1 & CN 103124801 A & KR 10-2013-0051484 A & MX 2013003264 A	1-3
A	JP 2011-241419 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 01 December 2011 (01.12.2011), claim 1 (Family: none)	1-3
P,A	JP 2013-213273 A (Kobe Steel, Ltd.), 17 October 2013 (17.10.2013), claims 1 to 7 (Family: none)	1-3
P,A	JP 2013-234381 A (Kobe Steel, Ltd.), 21 November 2013 (21.11.2013), claims 1 to 7 (Family: none)	1-3
P,A	WO 2014/030618 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 27 February 2014 (27.02.2014), claims 1 to 3 (Family: none)	1-3

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, C22C38/40(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, B22D11/124(2006.01)n,
C21D8/02(2006.01)n

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, C21D8/00-8/10, B22D11/124

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 4 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 4 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 4 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 2012/005330 A1（新日本製鐵株式会社）2012.01.12, [請求項1]、 [請求項2]、[0050] & US 2013/0098514 A1 & EP 2592166 A1 & CN 102985576 A & KR 10-2013-0014069 A	1-3
A	JP 1-228643 A（新日本製鐵株式会社）1989.09.12, 特許請求の範囲 (1)、第2頁右上欄16行ー第3頁左下欄17行 & US 4979558 A & EP 337114 A1 & DE 68907251 D1	1-3

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

2 5 . 0 6 . 2 0 1 4

国際調査報告の発送日

0 8 . 0 7 . 2 0 1 4

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100-8915
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）

佐藤 陽一

4 K

5 2 7 6

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	WO 2012/043074 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2012. 04. 05, [0 0 3 3] & US 2013/0174943 A1 & EP 2623627 A1 & CN 103124801 A & KR 10-2013-0051484 A & MX 2013003264 A	1-3
A	JP 2011-241419 A (住友金属工業株式会社) 2011. 12. 01, 【請求項 1】 (ファミリーなし)	1-3
P、A	JP 2013-213273 A (株式会社神戸製鋼所) 2013. 10. 17, 【請求項 1】 － 【請求項 7】 (ファミリーなし)	1-3
P、A	JP 2013-234381 A (株式会社神戸製鋼所) 2013. 11. 21, 【請求項 1】 － 【請求項 7】 (ファミリーなし)	1-3
P、A	WO 2014/030618 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2014. 02. 27, [請求項 1] － [請求項 3] (ファミリーなし)	1-3