

(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
2025年1月2日(02.01.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/004797 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/JP2024/021239
- (22) 国際出願日: 2024年6月11日(11.06.2024)
- (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 2023-104776 2023年6月27日(27.06.2023) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 矢野 智久(YANO Tomohisa); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
▲高▼山 直樹(TAKAYAMA Naoki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
橘 俊一(TACHIBANA Shunichi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (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 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, 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, 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).

(54) Title: STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a steel sheet having excellent Charpy toughness of HAZ that occurs when heat-welding is applied, excellent strength at 1/2 the thickness of a base material, and excellent Charpy toughness after strain aging treatment; and a method for manufacturing same. The steel sheet has a composition in which the amounts of C, Si, Mn, P, S, Al, Nb, Ti, B, N, and O are within predetermined ranges, Ceq defined by equation (1) is 0.350-0.450%, and the mass % ratio (Ti/N) of Ti to N is 2.00-4.50, and has a steel structure in which the area percentage of a bainite phase at the 1/2 position of the plate thickness is at least 80%, and the average grain size of bainite phase grains surrounded by grain boundaries having an orientation difference between adjacent grains of at least 15° is 30 μm or less. Equation (1): $Ceq = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5$

(57) 要約: 大入熱溶接を施した際に生じるHAZのシャルピー靱性に優れ、かつ、母材の板厚1/2位置の強度および歪時効処理後のシャルピー靱性に優れた鋼板およびその製造方法の提供。C、Si、Mn、P、S、Al、Nb、Ti、B、N、Oを所定の含有量範囲とし、かつ、式(1)で定義されるCeqが0.350~0.450%であり、TiとNの質量%比(Ti/N)が2.00以上4.50以下である成分組成を有し、板厚1/2位置において、面積率で、ベイナイト相:80%以上であり、隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径:30μm以下である鋼組織を有するようにする。 $Ceq = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5$ ・・・式(1)

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： 鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、特に、大入熱溶接に適用可能な鋼板、およびその製造方法に関する。具体的には、大入熱溶接後の溶接熱影響部（以下、熱影響部のことをHAZと記載する）において優れた靱性を有する鋼板に関する。また、本発明の鋼板は、船舶、海洋構造物、低温貯蔵タンク、建築・土木構造物等の大型構造物に好適に用いることができる。

背景技術

[0002] 船舶、海洋構造物、建築、鋼管等の分野で使用される鋼構造物は、溶接接合により所望の形状の構造物に仕上げられるのが一般的である。したがって、これらの構造物は、安全性を確保するという観点から、使用される鋼材の強度、靱性の確保に加えて、溶接部の靱性にも優れていることが要請されている。

[0003] さらに、近年では、船舶や鋼構造物はますます大型化し、使用される鋼材も高強度化や厚肉化が積極的に進められている。それに伴い、溶接施工には、サブマージアーク溶接やエレクトロガス溶接、エレクトロスラグ溶接などの高能率で大入熱の溶接方法が適用されるようになってきており、大入熱溶接によって溶接施工した場合においても、溶接部の靱性に優れる鋼材が必要となってきた。

[0004] しかしながら、上述した鋼材、特に高強度鋼板、あるいは厚鋼板においては、母材の機械的特性（特にシャルピー靱性）とHAZのシャルピー靱性の両立が困難である、という事例がしばしば散見される。厚鋼板母材のシャルピー靱性は一般的に鋼板の強度、板厚の増加とともに低下する傾向があるため、例えば特許文献1および特許文献2に記載のように、制御圧延や制御冷却方法で解決しようとする技術が開示されている。また、特許文献3には、直接焼入れ－焼き戻し技術を適用するなどの方策により、鋼板の結晶組織を

微細化させて母材のシャルピー靱性を確保する技術が開示されている。

[0005] 一方、大入熱溶接により形成されるH A Zでは上述した各種制御圧延・冷却プロセスによる結晶粒微細化効果が消失してしまうために、製造工程依存のない、化学成分調整によりH A Zのシャルピー靱性の確保を図る必要がある。中でも広く知られている対策として、溶接中の高温域で比較的安定なT i Nを鋼中に微細分散させることによりオーステナイト粒の粗大化を抑制する技術や、特許文献4に記載された技術のように、より高温で安定なT i 酸化物を分散させる技術等が開示されている。

[0006] 特許文献5には、鋼中に適量のBを添加することによりH A Zのシャルピー靱性の低下を防ぐ方法が開示されている。Bは窒化物形成元素であり、かつ、特に高温域での拡散速度が速く、シャルピー靱性に悪影響をおよぼす固溶Nを溶接時の冷却中に窒化物として固定するため、H A Zの高靱性化を達成することができる。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開昭57-134518号公報

特許文献2：特開昭59-83722号公報

特許文献3：特開昭63-223125号公報

特許文献4：特開昭57-051243号公報

特許文献5：特開2005-2476号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、オーステナイトの微細化のためにT i Nを活用する上記技術は、大入熱溶接を実施した際に、溶接熱影響部がT i Nの溶解温度域まで加熱されるため、T i Nが分解してオーステナイト粒粗大化抑制効果が消失したり、T i Nの分解によって生成した固溶T iおよび固溶Nによって鋼の地組織が脆化したりして、溶接熱影響部の靱性が著しく低下するという問題

を抱えている。また、Ti酸化物を活用する技術は、所定の酸化物を微細に、且つ鋼板に均一に分散させることが困難であるという課題もある。

また、上記技術では母材の板厚1/2位置での強度、および歪時効処理後の板厚1/2位置でのシャルピー靱性を所望の値にすることが困難である。

このように、従来の技術では、大入熱溶接を施した際に生じるHAZのシャルピー靱性に優れ、かつ、母材の板厚1/2位置の強度および歪時効処理後のシャルピー靱性に優れた鋼板の技術としては、まだ十分であるとは言えなかった。

そこで、本発明は、上記実情に鑑み、特に、大入熱溶接を施した際に生じるHAZのシャルピー靱性に優れ、かつ、母材の板厚1/2位置の強度および歪時効処理後のシャルピー靱性に優れた鋼板、およびかかる鋼板の製造方法を提供することを目的とするものである。

ここで、大入熱溶接を施した際に生じるHAZのシャルピー靱性（HAZ靱性）に優れるとは、得られた鋼板を用い、溶接入熱500kJ/cmで作製した溶接継手において、平均で、 $vE-40^{\circ}C \geq 53J$ であることを指す。

また、母材の板厚1/2位置の強度に優れるとは、板厚1/2位置において、JIS Z 2241（2022）の規定に準拠して引張試験を行い、降伏強度（YS）が460MPa以上であることを指す。

また、母材において歪時効処理後のシャルピー靱性（母材靱性）に優れるとは、JIS Z 2242（2023）の規定に準拠して、室温で5～10%歪を付与した後に200～250℃で1～2時間保持する歪時効処理を施した後の板厚1/2位置におけるシャルピー破面遷移温度（ $vTrs$ ）が $vTrs \leq -40^{\circ}C$ であることを指す。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者らは、上記課題を解決するために、母材の強度を確保しつつ優れた靱性（母材靱性）を有し、大入熱溶接部のHAZ靱性に優れた鋼板、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。

具体的には、鋼板中のC、Si、Mn、Al、Nb、Ti、B、N、Oを所定の範囲の量に制御することにより、HAZの島状マルテンサイト（MA）の生成を効果的に抑制でき、靱性の低下を阻止することができることを知見した。

また、板厚1／2位置における降伏強度：460MPa以上を達成するためには、炭素当量（Ceq）を0.350%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。

また、上記鋼板の板厚1／2位置において、歪時効処理後に母材の優れた靱性（母材靱性）を達成するためには、板厚1／2位置における鋼組織について、隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒径が平均30μm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靱性が向上し、最も特性の低くなる板厚1／2位置における歪時効処理後のシャルピー破面遷移温度が $vTrs \leq -40^{\circ}C$ を達成する。

[0010] そして、上記の母材靱性を得るためには、鑄造工程で鋼素材を950～1150℃に加熱することが有効である。これにより、オーステナイト粒径を微細化し最終的なベイナイトの結晶粒の平均粒径を微細にすることができる。また、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再結晶温度域であるときの累積圧下率：15.0%以上かつ圧下率／パスの平均値：5.0%以上とし、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率：50.0%以上に制御することが有効である。これにより、板厚1／2位置に十分な圧延応力を付与することができ、板厚1／2位置における鋼組織について、隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイトの結晶粒径が平均30μm以下となるように制御でき、優れた靱性を達成する。

また、板厚1／2位置における降伏強度：460MPa以上の強度を得る

ためには、熱間圧延工程において、板厚 1 / 2 位置における圧延終了温度：
(A_{r_3} 点 + 100) °C 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 B 窒化物の析出を可能な限り低減し、加速冷却時までに固溶
B を残存させて焼入れ性を高めることができる。これにより、HAZ 韌性に
悪影響を及ぼす多量の合金元素を含有させることなく所望の強度を達成する
ことができる。

[0011] 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 : 0.020 ~ 0.080 %、

Si : 0.02 ~ 0.09 %、

Mn : 1.00 ~ 2.50 %、

P : 0.020 % 以下、

S : 0.010 % 以下、

Al : 0.010 ~ 0.100 %、

Nb : 0.005 ~ 0.040 %、

Ti : 0.010 ~ 0.030 %、

B : 0.0001 ~ 0.0020 %、

N : 0.0010 ~ 0.0100 %、および

O : 0.0100 % 以下

を含有し、かつ、式 (1) で定義される C_{eq} が 0.350 ~ 0.450 %
であり、

Ti と N の質量%比 (Ti / N) が 2.00 以上 4.50 以下であり、

残部が Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

板厚 1 / 2 位置において、面積率で、ベイナイト相 : 80 % 以上とその他
残部組織からなる組織であり、隣接する結晶粒との方位差が 15° 以上の粒
界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径 : 30 μ m 以下である鋼組織
を有し、

板厚が50mm以上であり、

板厚1/2位置における降伏強度が460MPa以上であり、

室温で5～10%歪を付与した後に200～250℃で1～2時間保持する歪時効処理を施した後の板厚1/2位置におけるシャルピー破面遷移温度(vT_{rs})が $vT_{rs} \leq -40^\circ\text{C}$ であり、

溶接入熱を500kJ/cmとして作製した溶接継手において溶接部のHAZにおける -40°C シャルピー吸収エネルギーが平均53J以上である鋼板。

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \quad \dots \text{式(1)}$$

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(零)とする。

[2] 前記成分組成に加えて、質量%で、以下のA群、B群およびC群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有する、前記[1]に記載の鋼板。

A群：Cu：1.00%以下、Ni：2.00%以下、Cr：1.00%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

B群：Mo：0.30%以下、V：0.30%以下、W：0.30%以下、Co：0.30%以下、Ca：0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、およびREM(希土類金属)：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

C群：Sn：0.20%以下、As：0.10%以下、Bi：0.20%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

[3] 前記[1]または[2]に記載の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、950～1150℃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： $(A_{r3} \text{点} + 200)^\circ\text{C}$ 以上であり、

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あるときの累積圧下率：15.0%以上、かつ、1パスあたりの圧下率の平均値：5.0%以上であり、

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あるときの累積圧下率：50.0%以上であり、

さらに、板厚 1 / 2 位置における圧延終了温度：(A_{r3} 点 + 100)℃以上となる条件で圧延を実施し、

次いで、板厚 1 / 2 位置における冷却開始温度：(A_{r3} 点 + 100)℃以上であり、

かつ、板厚 1 / 2 位置における温度が700～500℃の温度域であるときの平均冷却速度：5.0℃/s以上であり、

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、鋼板の製造方法。

[4] 前記冷却では、さらに、板厚 1 / 2 位置における温度が700～600℃の温度域であるときの平均冷却速度：5.5℃/s以上である、前記[3]に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、鋼組織はベイナイト主体組織であり、隣接する結晶粒との方位差が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が30μm以下である。これにより、従来母材の靱性低下が課題となっていた歪時効処理後であっても優れた靱性（母材靱性）を有する。また、成分組成を一定内に制御することにより、大入熱溶接後の継手のHAZにおける優れた靱性（HAZ靱性）を有する。また、本発明によれば、炭素当量（ C_{eq} ）を0.350%以上に制御すること等により母材の板厚 1 / 2 位置の強度に優れる。

また、本発明の製造方法によれば、上記の特性を備える鋼板を、特定の成分組成条件下、圧延条件を最適化することで製造できる。

発明を実施するための形態

[0013] 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。

本発明の鋼板は、質量%で、C：0.020～0.080%、Si：0.02～0.09%、Mn：1.00～2.50%、P：0.020%以下、S：0.010%以下、Al：0.010～0.100%、Nb：0.005～0.040%、Ti：0.010～0.030%、B：0.0001～0.0020%、N：0.0010～0.0100%、およびO：0.0100%以下を含有し、かつ、式（1）で定義されるCeqが0.350～0.450%であり、TiとNの質量%比（Ti/N）が2.00以上4.50以下であり、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、板厚1/2位置において、面積率で、ベイナイト相：80%以上とその他残部組織からなる組織であり、隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径：30μm以下である鋼組織を有し、板厚が50mm以上であり、板厚1/2位置における降伏強度が460MPa以上であり、室温で5～10%歪を付与した後に200～250℃で1～2時間保持する歪時効処理を施した後の板厚1/2位置におけるシャルピー破面遷移温度（vTrs）が $vTrs \leq -40^{\circ}\text{C}$ であり、溶接入熱を500kJ/cmとして作製した溶接継手において溶接部のHAZにおける-40℃シャルピー吸収エネルギーが平均53J以上である。

$$Ceq = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \quad \cdots \text{式（1）}$$

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（零）とする。

[0014] まず、本発明において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。

[0015] C：0.020～0.080%

C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、C含有量を0.020%以上とする。

一方、C含有量が0.080%を超えると、破壊起点となるMA (Martensite-Austenite constituent: 島状マルテンサイト) の生成量が増加し母材の靱性が低下する。加えて、溶接熱影響部では大入熱溶接に起因してオーステナイトが粗大化して変態したり、MAが生成したりすることにより、HAZ靱性が大幅に低下する。このため、C含有量は、0.020~0.080%の範囲とする。なお、下限について好ましいC含有量は0.025%以上であり、0.030%以上とすることがより好ましい。上限について好ましいC含有量は0.075%以下であり、0.070%以下とすることがより好ましい。

[0016] Si: 0.02~0.09%

Siは、粗大な炭化物の生成を抑制しHAZの靱性を高める作用を有する元素であり、所望のHAZ靱性値を達成するために必要である。また、母材の強度確保および脱酸にも必要な成分である。本発明では、前記効果を得るために、Si含有量を0.02%以上とする。

一方、Si含有量が0.09%を超えると鋼の表面性状を損なうばかりか、大入熱溶接に起因してMAが生成することにより、HAZの靱性が大幅に低下する。このため、Si含有量は、0.02~0.09%の範囲とする。なお、下限について好ましいSi含有量は0.03%以上であり、上限について好ましいSi含有量は0.07%以下である。

[0017] Mn: 1.00~2.50%

Mnは、鋼の焼入れ性を増加させ粗大な炭化物の生成を抑制し、母材強度の確保に寄与し、HAZの靱性を高める作用を有する元素であり、所望のHAZ靱性値を達成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、母材の靱性が低下す

ることに加え、H A Zの靱性が低下する。これらの観点から、M n含有量は2.50%以下とする。なお、下限について好ましいM n含有量は1.40%以上であり、上限について好ましいM n含有量は2.30%以下である。

[0018] 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母材の靱性が低下する。板厚が50mm以上の厚鋼板において、良好な靱性を保つためには、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、0.015%以下が好ましく、0.010%以下がより好ましい。S含有量は、0.007%以下が好ましく、0.004%以下がより好ましい。

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 : 0.001%以上、S : 0.0005%以上とする。より好ましくはP : 0.003%以上、S : 0.0010%以上とする。

[0019] A l : 0.010~0.100%

A lは、脱酸剤として作用し、酸化物系介在物を減らしH A Zの靱性を向上させる効果がある元素である。その効果を得るために、A l含有量を0.010%以上にする必要がある。

一方、A l含有量が0.100%を超えると、かえって酸化物系介在物が増加して清浄度が低下し、H A Zの靱性が低下する。このため、A l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A l含有量は、0.020%以上である。上限について好ましいA l含有量は0.070%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

[0020] N b : 0.005~0.040%

N bは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、母材の強度および靱性を向上させる効果も有する。前記効果を得るために、N b含有量を0.005%以上とする。なお、N b含有量は0.010%以上とすることが好ましく、0

、0.15%以上とすることがより好ましい。

一方、Nb含有量が0.040%を超えると、強度が過剰に上がるため、母材の靱性が低下することに加え、溶接熱影響部においてもMAが生成しHAZ靱性を低下させる。そのため、Nb含有量の上限は、0.040%とする。HAZの靱性向上の観点からは、Nb含有量を、0.035%以下とすることが好ましく、0.030%以下とすることがより好ましい。

[0021] Ti : 0.010~0.030%

Tiは、鋼の凝固時にTiNとなって析出し、HAZでのオーステナイトの粗粒化を抑制したりフェライト変態核となったりすることでHAZの高靱性化に寄与する元素である。TiNを必要量確保して良好なHAZ靱性を得るために、Tiを0.010%以上含有させる。なお、Ti含有量は0.012%以上とすることがより好ましく、0.014%以上とすることが更に好ましい。

一方、0.030%を超えてTiを含有すると、TiNが多量に生成したりTiN粒子の粗大化の問題が起こり、期待する効果が得られなくなる。そのため、却ってHAZの靱性を低下させる。また、固溶Tiが増加することにより過度に焼入れ性が上がり、強度が過剰に上がるため、靱性が低下する。よって、Ti含有量は0.030%以下とする。なお、Ti含有量の上限は、0.025%とすることが好ましい。また、靱性向上の観点から、0.020%以下とすることがより好ましい。

[0022] B : 0.0001~0.0020%

Bは、微量の添加でも焼入れ性を著しく向上させる作用を有する元素である。したがって、鋼板（母材）の強度を向上させることができる。また、HAZにおいて焼入れ性の向上に寄与することで、粗大なフェライト組織の生成および成長を抑制するとともに、Nと結合して析出物を形成することで変態核としてはたらき、組織の微細化に寄与することで、HAZ靱性も向上させることができる。前記効果を得るために、B含有量を0.0001%以上とする。

一方、B含有量が0.0020%を超えると、粗大なFe-B系の炭化物が生成するおそれがある。かかる粗大なFe-B系の炭化物は、破壊の起点となってHAZ靱性が著しく低下する。また、母材靱性が低下する場合もある。そのため、B含有量は0.0020%以下とする。なお、B含有量は、0.0018%以下とすることがより好ましく、0.0015%以下とすることがより好ましく、0.0012%以下とすることがさらに好ましい。

[0023] N : 0.0010~0.0100%

Nは、鋼中のAlと結合し、圧延加工時の結晶粒径を調整し、鋼を強化する。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0.0010%未満であると、HAZ靱性が低下する。

一方、N含有量が0.0100%を超えると母材の靱性およびHAZ靱性が低下する。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、上限について好ましいN含有量は0.0070%以下である。

[0024] O : 0.0100%以下

O（酸素）は不可避免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り、母材の靱性およびHAZ靱性を低下させるといった悪影響を及ぼす。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、0.0040%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、0.0000%であってもよいが、通常、Oは不純物として鋼中に不可避免的に含有される。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0.0010%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。

[0025] 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

C_{eq} （炭素当量）（％）が以下の範囲を満足するように含有する。

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \quad \cdots \text{式 (1)}$$

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（零）とする。

[0026] C_{eq} : 0.350 ~ 0.450 %

鋼板の焼入性を向上させ、強度を上昇させるために、式（１）で表す C_{eq} の値を0.350%以上に調整する。これにより鋼板の焼入れ性が上昇し、冷却速度が他の位置よりも低くなる板厚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、強度向上効果を得られる。

一方、 C_{eq} の値が0.450%を超えると、焼入れ性が過剰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（島状マルテンサイト）の生成量が増加し、母材靱性およびHAZ靱性を低下させる。このため C_{eq} は0.450%以下とする。 C_{eq} の値は、好ましくは0.370%以上とし、好ましくは0.435%以下とする。

[0027] Ti/N : 2.00 以上 4.50 以下

Ti/N が2.00未満では、 TiN とならない固溶 N が増加し、HAZ靱性を低下させる。そのため、 Ti/N は2.00以上とする。 Ti/N は2.10以上とすることが好ましく、2.20以上とすることがより好ましい。また、 Ti/N が4.50を超えると、 TiN が粗大化し、HAZ靱性を低下させる。そのため、 Ti/N の上限は、4.50とする。また、HAZ靱性向上の観点から、 Ti/N は4.40以下とすることが好ましく、4.30以下とすることがより好ましい。なお、 Ti/N において各元素は鋼中の含有量（質量％）とする。

[0028] 以上を含有し、残部は Fe および不可避免的不純物からなるのが本発明の鋼板の基本の成分組成であり、

この基本の成分組成を有し、かつ、上記の式（１）で表す C_{eq} の値を0

、350%以上、0.450%以下とすることで、本発明の鋼板は目的とする特性を得られる。

その他、不可避免的不純物としては、Zn、PbおよびSb等が挙げられる。

[0029] 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、B群およびC群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することが可能である。なお、Cu、Ni、Cr、Mo、V、W、Co、Ca、Mg、REM、Sn、As、Bi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。

[0030] A群：Cu：1.00%以下、Ni：2.00%以下、およびCr：1.00%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

[0031] Cu：1.00%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寄与する。これとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のためにCuを含有させることができる。Cuによる上記の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1.00%を超えると、溶接性の劣化、靱性の低下、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1.00%以下とし、0.80%以下とすることが好ましい。Cu含有量は、0.05%以上とすることがより好ましい。

[0032] Ni：2.00%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寄与する。これとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のためにNiを含有させることができる。Niによる上記の効果を得るためには、Ni含有量を0.05%以上とするのが好ましい。

一方、Ni含有量が2.00%を超えると、溶接性の劣化、靱性の低下、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2.00%以下とし、1.80%以下とすることが好ましい。Ni含有量は

、0.20%以上とすることがより好ましい。

[0033] Cr: 1.00%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寄与する。これとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のためにCrを含有させることができる。Crによる上記の効果を得るには、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1.00%を超えると、溶接性の劣化、靱性の低下、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1.00%以下とし、0.50%以下とすることが好ましい。Cr含有量は、0.05%以上とすることがより好ましい。

[0034] B群: Mo: 0.30%以下、V: 0.30%以下、W: 0.30%以下、Co: 0.30%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

[0035] Mo: 0.30%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寄与する。これとともに、靱性、高温強度、あるいは耐候性などの機能向上のためにMoを含有させることができる。Moによる上記の効果を得るには、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0.30%を超えると、溶接性の劣化、靱性の低下、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0.30%以下とし、0.20%以下とすることが好ましい。Mo含有量は、0.03%以上とすることがより好ましい。

[0036] V: 0.30%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0.01%以上にするにより発揮される。よって、V含有量は0.01%以上とすることが好ましい。

一方、V含有量が0.30%を超えると、靱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0.30%以下とし、0.20%以下とすることが好ましい。V含有量は、0.03%以上とすることがより好ましい。

[0037] W : 0.30%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0.01%以上とすることが好ましい。

一方、W含有量が0.30%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0.30%以下とし、0.20%以下とすることが好ましい。W含有量は、0.03%以上とすることがより好ましい。

[0038] Co : 0.30%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0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Co含有量が0.30%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0.30%以下とし、0.20%以下とすることが好ましい。Co含有量は、0.03%以上とすることがより好ましい。

[0039] Ca : 0.0100%以下

Caは、溶接熱影響部の組織を微細化し、靱性を向上させる。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、靱性を低下させる。そのため、Caを含有する場合には、Ca含有量を0.0100%以下とし、0.0050%以下とすることが好ましい。

[0040] 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、靱性を向上させる。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、靱性を低下させる。そのため、Mgを含有する場合には、Mg含有量を0.0100%以下とし、0.0050%以下とすることが好ましい。

[0041] REM: 0.0200%以下

REMは、Caと同様、溶接熱影響部の組織を微細化し、靱性を向上させる。この効果を得るために、REMを含有する場合には、REM含有量を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、靱性を低下させる。そのため、REMを含有する場合には、REM含有量を0.0200%以下とし、0.0100%以下とすることが好ましい。

ここで、REMとは、原子番号21番のスカルジウム(Sc)と原子番号39番のイットリウム(Y)、および原子番号57番のランタン(La)から71番のルテチウム(Lu)までのランタノイドの元素のことを指す。REM含有量とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。

[0042] C群: Sn: 0.20%以下、As: 0.10%以下、Bi: 0.20%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

[0043] Sn: 0.20%以下

Sn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Sn含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.02%以上とすることがより好ましい。

一方、Sn含有量が0.20%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、Snを含有する場合には、Sn含有量を0.20%以下とし、0.10%以下とすることが好ましい。

[0044] As: 0.10%以下

Asは、溶接熱影響部の組織を微細化し、HAZ靱性を向上させる。この

効果を得るためにはA s含有量を0.001%以上とすることが好ましく、0.002%以上とすることがより好ましい。

一方、A s含有量が0.10%を超えると、粗大な介在物を形成し、HAZ靱性を低下させる。そのため、A sを含有する場合には、A s含有量を0.10%以下とし、0.05%以下とすることが好ましい。

[0045] Bi: 0.20%以下

Biは、溶接熱影響部の組織を微細化し、HAZ靱性を向上させる。この効果を得るためにはBi含有量を0.001%以上とすることが好ましく、0.002%以上とすることがより好ましい。

一方、Bi含有量が0.20%を超えると、粗大な介在物を形成し、HAZ靱性を低下させる。そのため、Biを含有する場合には、Bi含有量を0.20%以下とし、0.10%以下とすることが好ましい。

[0046] <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、面積率で、ベイナイト相: 80%以上を含む組織であり、かつ、隣接する結晶粒との方位差が 15° 以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径: $30\mu\text{m}$ 以下とする。

[0047] [板厚1/2位置におけるベイナイト相の面積率: 80%以上]

本発明の鋼板は、板厚1/2位置におけるベイナイト相の面積率が80%以上である必要がある。ベイナイト相の面積率が80%未満の場合、硬質な組織の分率が低下し、強度が低下する。したがって、板厚1/2位置におけるベイナイト相の面積率を80%以上とする。強度をさらに高めるためには、上記の面積率は、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。ベイナイト相の面積率は100%であってもよい。ベイナイト相以外の残部としては、フェライトが、面積率で20%以下含まれていてよく、15%以下であることが好ましく、10%以下であることがより好ましい。残部は0%であってもよい。

[0048] [板厚1/2位置において隣接する結晶粒との方位差が 15° 以上の粒界

に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径：30 μm 以下]

本発明の鋼板は、板厚1/2位置において隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径が30 μm 以下である必要がある。この平均粒径が30 μm 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、靱性が低下する。したがって、板厚1/2位置において隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径を30 μm 以下とする。靱性をさらに高めるためには、上記の平均粒径は、25 μm 以下とすることが好ましく、20 μm 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が、圧延能率の観点から、上記の平均粒径は5 μm 以上とすることが好ましく、10 μm 以上とすることがより好ましい。

[0049] <板厚>

板厚：50 mm以上

本発明の鋼板の板厚は、鋼板を大型の鋼構造物に用いた際、剛性を確保するため、50 mm以上とする。板厚は、60 mm以上であることが好ましく、65 mm以上であることがより好ましい。また、板厚は、製造能率の観点から、100 mm以下であることが好ましく、90 mm以下であることがより好ましい。

[0050] <強度>

板厚1/2位置における降伏強度：460 MPa以上

本発明の鋼板は、板厚1/2位置から採取した $\Phi 14\text{ mm}$ のJIS 14A号引張試験片を用いて測定した降伏強度が460 MPa以上である。本発明の鋼板の用途は特に限定されないが、例えば、コンテナ船及びバルクキャリア等の船舶は、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460 MPa未満の場合には、使用に適さない。よって、本発明の鋼板は、板厚1/2位置における降伏強度を460 MPa以上とする。上限値は特に限定されないが、板厚1/2位置にお

る降伏強度を550MPa以下としてよい。

[0051] <母材靱性：歪時効処理後のシャルピー破面遷移温度>

板厚1／2位置における vT_{rs} ：-40℃以下

加工性を保ちつつ船体の脆性破壊耐性を確保するために、歪時効処理後の鋼板の板厚1／2位置における vT_{rs} を-40℃以下とする必要がある。

vT_{rs} が-40℃よりも高い場合には加工を施した船体部位が脆性破壊する可能性が高くなる。そのため、本発明の鋼板は、歪時効処理後の鋼板の板厚1／2位置における vT_{rs} を-40℃以下とする。さらに脆性破壊耐性を高めるためには、 vT_{rs} を-45℃以下とすることが好ましく、 vT_{rs} を-50℃以下とすることがより好ましい。なお、 vT_{rs} の下限は特に規定しないが、圧延能率の観点から、上記 vT_{rs} は-80℃以上とすることが好ましく、-70℃以上とすることがより好ましい。

vT_{rs} は歪時効処理後の鋼板の板厚1／2位置からJIS 4号の衝撃試験片を採取し、JIS Z 2242（2023）の規定に準拠してシャルピー試験を実施することで評価できる。

[0052] <HAZ靱性>

溶接入熱500kJ／cmで溶接して得られる溶接継手において溶接部のHAZにおける-40℃シャルピー吸収エネルギー：平均53J以上

溶接熱影響部の脆性破壊耐性を確保するためには、溶接入熱500kJ／cmで溶接して得られる溶接継手において溶接部のHAZにおける-40℃シャルピー吸収エネルギーを平均53J以上とする必要がある。HAZにおける-40℃シャルピー吸収エネルギーは平均を64J以上とすることが好ましく、75J以上とすることがより好ましい。

HAZ靱性は、大入熱溶接により得られた継手から試験片を採取することで評価できる。

[0053] 以上説明したように、上記の成分組成の調整や鋼板1／2位置の鋼組織の微細化による靱性の向上により、板厚50mm以上で高強度かつ大入熱溶接後の継手において優れた靱性を有する鋼板を得られる。

[0054] 次に、本発明における鋼板の製造方法について説明する。

[0055] 本発明の鋼板は、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、熱間圧延および冷却を行うことによって、製造される。

本発明の鋼板の製造方法では、前述した成分組成を有する鋼素材を、 $950 \sim 1150^{\circ}\text{C}$ 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： $(A_{r3}\text{点} + 200)^{\circ}\text{C}$ 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あるときの累積圧下率： 15.0% 以上、かつ1パスあたりの圧下率の平均値： 5.0% 以上とし、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あるときの累積圧下率： 50.0% 以上、および板厚 $1/2$ 位置における圧延終了温度： $(A_{r3}\text{点} + 100)^{\circ}\text{C}$ 以上となる条件で圧延（熱間圧延）を実施し、次いで、板厚 $1/2$ 位置における冷却開始温度： $(A_{r3}\text{点} + 100)^{\circ}\text{C}$ 以上、かつ、板厚 $1/2$ 位置における温度が $700 \sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域であるときの平均冷却速度： $5.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、かつ、板厚 $1/2$ 位置における冷却停止温度： 500°C 以下となる条件で冷却を施す。

[0056] 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（板厚 $1/2$ 位置）、板幅方向中心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。

[0057] <加熱工程>

まず、上述の成分組成を有する鋼素材を、 $950 \sim 1150^{\circ}\text{C}$ の加熱温度に加熱する。

[鋼素材の加熱温度： $950 \sim 1150^{\circ}\text{C}$]

鋼素材の加熱温度が 950°C 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、後続く熱間圧延工程の実施が困難になる。また、鋼素材の加熱温度が 950°C 未満では、添加元素が十分に溶解せず、強度が低下する。よって、鋼素材の加熱温度を 950

℃以上とする。

一方、鋼素材の加熱温度が1150℃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、靱性が低下する。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、鋼素材の加熱温度を1150℃以下とする。なお、鋼素材の加熱温度は、1000℃以上が好ましく、1030℃以上がより好ましい。上記の加熱温度は、1130℃以下が好ましく、1100℃以下がより好ましい。

[0058] <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：(A_{r3}点+200)℃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あるときの累積圧下率：15.0%以上、かつ、1パスあたりの圧下率の平均値：5.0%以上であり、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あるときの累積圧下率：50.0%以上、および板厚1/2位置における圧延終了温度：(A_{r3}点+100)℃以上となる条件で、圧延（熱間圧延）を施す。

[0059] [圧延開始温度：(A_{r3}点+200)℃以上]

上述の加熱工程で加熱された鋼素材の熱間圧延に際し、熱間圧延を開始するときの板厚1/2位置における温度が(A_{r3}点+200)℃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小さくならず、靱性が低下する。そのため、圧延開始温度は(A_{r3}点+200)℃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(A_{r3}点+210)℃以上とすることが好ましく、(A_{r3}点+220)℃以上とすることがより好ましい。上限値は特に限定されないが、圧延開始温度は(A_{r3}点+280)℃以下とすることが好ましい。

[0060] なお、A_{r3}点(℃)は、以下の式(2)にしたがって求めることができる。

$$A_{r3} \text{ 点 } (^\circ\text{C}) = 910 - 273 \times C - 74 \times Mn - 57 \times Ni - 16 \times Cr$$

$-9 \times Mo - 5 \times Cu \cdots$ 式 (2)

ここで、式 (2) 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 質量% とする。

[0061] [オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率: 15.0% 以上]

板厚 1/2 位置の温度がオーステナイト再結晶温度域であるときの累積圧下率を 15.0% 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 15.0% 未満であると、オーステナイトの細粒化が不十分であり、靱性が向上せず、その結果、歪時効処理後の板厚 1/2 位置におけるシャルピー破面遷移温度 ($vTrs$): $-40^{\circ}C$ 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 20.0% 以上であり、より好ましくは 25.0% 以上である。

この温度域での累積圧下率の上限は特に限定されないが、上記のオーステナイト細粒化の効果が飽和するため、この温度域での累積圧下率は 70.0% 以下とすることが好ましく、65.0% 以下とすることがより好ましい。なお、ここでの累積圧下率は、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あるパス内において、「 $[100 \times (\text{第1パス前(直前)の板厚(mm)} - \text{最終パス後(直後)の板厚(mm)})] / \text{第1パス前(直前)の板厚(mm)}$ 」である。

また、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あるときは、各パスにおいて、圧延開始前 (圧延開始直前) において、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にあればよい。

[0062] [オーステナイト再結晶温度域での 1 パスあたりの圧下率 (圧下率/パス) の平均値: 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あるときの圧延の 1 パスあたりの圧下率 (圧下率/パス) の平均値を 5.0% 以上とする熱間圧延を行う。この温度域での圧下率/パスの平均値が 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、靱性が向上せず、その結果、歪時効処理後の板厚 1/2 位置におけるシャルピー破面遷移温

度（ $v T r s$ ）： -40°C 以下が達成されない。この温度域での圧下率／パスの平均値は、好ましくは 5.5% 以上であり、より好ましくは 6.0% 以上である。

この温度域での圧下率／パスの平均値の上限は特に限定されないが、製造能率の観点から、 7.0% 以下とすることが好ましく、 6.5% 以下とすることがより好ましい。

なお、ここで、圧下率／パスの平均値は、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あるパス内において、各パスにおける圧下率の平均値である。

また、各パスにおける圧下率について、第 N パスの圧下率は、「 $100 \times [$ （第 $(N-1)$ パス後、かつ第 N パス前の板厚）（ mm ） $-$ （第 N パス後、かつ第 $(N+1)$ パス前の板厚）（ mm ） $]/$ （第 $(N-1)$ パス後、かつ第 N パス前の板厚）（ mm ）」である。

[0063] [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 $1/2$ 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、オーステナイトに対して十分加工歪を付与することができ、ベイナイト変態時に核生成サイトが増加し粒径が微細化し板厚 $1/2$ 位置の靱性を向上させることができる。

一方、この温度域での累積圧下率が 50.0% 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、歪時効処理後の鋼板の母材の板厚 $1/2$ 位置におけるシャルピー破面遷移温度（ $v T r s$ ）： -40°C 以下が達成されない。

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 55.0% 以上であり、より好ましくは 60.0% 以上である。

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75.0%以下であることが好ましく、70.0%以下とすることがより好ましい。

なお、ここでの累積圧下率は、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あるパス内において、「 $[100 \times (\text{第1パス前(直前)の板厚(mm)} - \text{最終パス後(直後)の板厚(mm)})] / \text{第1パス前(直前)の板厚(mm)}$ 」である。

また、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あるときは、各パスにおいて、圧延開始前(圧延開始直前)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にあればよい。

[0064] [板厚1/2位置における圧延終了温度： $(Ar_3\text{点} + 100)^\circ\text{C}$ 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 $(Ar_3\text{点} + 100)^\circ\text{C}$ 以上で終了する必要がある。熱間圧延において鋼板の温度が $(Ar_3\text{点} + 100)^\circ\text{C}$ 未満となると、B窒化物が析出し、焼入れ性を高めるのに必要な固溶Bが加速冷却時に不足し強度が低下する。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、上記圧延終了温度は、後工程の冷却開始温度を $Ar_3\text{点}(^\circ\text{C})$ 以上とする観点から、 $(Ar_3\text{点} + 110)^\circ\text{C}$ 以上であることが好ましい。

上記圧延終了温度の上限は特に限定されないが、圧延能率の観点から、圧延終了温度は $(Ar_3\text{点} + 150)^\circ\text{C}$ 以下とすることが好ましく、 $(Ar_3\text{点} + 130)^\circ\text{C}$ 以下とすることがより好ましい。

[0065] <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： $(Ar_3\text{点} + 100)^\circ\text{C}$ 以上、板厚1/2位置における温度が700～500 $^\circ\text{C}$ の温度域であるときの平均冷却速度：5.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、かつ、板厚1/2位置における冷却停止温度：500 $^\circ\text{C}$ 以下となる条件で冷却を施す。

[0066] [冷却開始温度： $(Ar_3\text{点} + 100)^\circ\text{C}$ 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

る温度として（ $A r_3$ 点＋100）℃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（ $A r_3$ 点＋100）℃を下回るとB窒化物が析出し焼入れ性を高めるのに必要な固溶Bが加速冷却時に不足し強度が低下する。そのため、上記冷却開始温度は（ $A r_3$ 点＋100）℃以上とする。冷却開始温度は（ $A r_3$ 点＋110）℃以上とすることが好ましく、また（ $A r_3$ 点＋130）℃以下とすることが好ましい。

[0067] [700～500℃の温度域での平均冷却速度：5.0℃／s以上]

板厚1／2位置の温度が700～500℃のときの平均冷却速度が5.0℃／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、ベイナイト相の面積率を高めることができない。その結果、強度が低下する。

この平均冷却速度を規定する温度範囲は、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という観点から、700～500℃の温度域とする。

すなわち、本発明では、板厚1／2位置が700～500℃の温度域であるときの平均冷却速度を5.0℃／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、強度が向上する。この温度域での平均冷却速度は、好ましくは5.5℃／s以上とする。

なお、該平均冷却速度の上限は特に限定されないが、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。

[0068] 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が、製造能率の観点から、0.5～1.0℃／sとすることが好ましい。

[0069] ここで、700～500℃の温度域での平均冷却速度は、「（700（℃）－500（℃））／700℃から500℃までの冷却時間（s）」である。

[0070] [700～600℃の温度域での平均冷却速度：5.5℃／s以上]（好

適条件)

板厚 1 / 2 位置の温度が 700 ~ 600℃のときの平均冷却速度を 5.5℃/s 以上とすることで、未再結晶域での強圧下に伴う変形帯導入により高温域でのフェライト変態が促進された場合でも、鋼中のフェライト生成量増加を抑制し、より強度を向上させることができるので好ましい。この温度域での平均冷却速度は、6.0℃/s 以上であることがより好ましい。

[0071] ここで、700 ~ 600℃の温度域での平均冷却速度は、「(700 (℃) - 600 (℃)) / 700℃から600℃までの冷却時間 (s)」である。

[0072] [冷却停止温度：500℃以下]

冷却は、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。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、ベイナイト相の面積率を高めることができない。その結果、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平坦度が低下する。そのため、冷却停止温度は、好ましくは250℃以上であり、より好ましくは300℃以上である。

実施例

[0073] 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。

[0074] 表1-1、表1-2に供試鋼の成分を示し、表2-1、表2-2に製造条件を示した。表1-1、表1-2に示す各成分組成の溶鋼（鋼記号：A ~ C J）を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材とした。その後、表2-1、表2-2に示す製造条件で加熱、熱間圧延、および冷却をこの順に行い、板厚が50 ~ 100 mmの鋼板（製造No.：1 ~ 97）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

（０％）場合だけでなく、元素を不可避免的に含有する場合も含むが、その場合好適な下限値を超えることはない。

なお、鋼ＢＭ、鋼ＣＧのＢ量：「－」についても、上記空欄と同様に、意図的に添加しておらず、元素を含有しない（０％）場合だけでなく、本発明で規定するＢ量の下限値（０．０００１質量％）未満で不可避免的に含有していてもよい。

[0075]

[表1-1]

銅種	成分組成(質量%)																							Ce _q (%)	Ti/N (%)	Ar ₃ (℃)	区分		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	Ca	Mg	REM	Sn	As					Bi	
A	0.049	0.05	2.26	0.006	0.0021	0.045	0.014	0.015	0.0009	0.0051	0.0023														0.426	2.94	729	適合鋼	
B	0.078	0.03	1.33	0.007	0.0025	0.053	0.011	0.012	0.0013	0.0048	0.0035	0.78													0.352	2.50	786	適合鋼	
C	0.023	0.06	2.22	0.011	0.0033	0.034	0.015	0.018	0.0017	0.0064	0.0021		0.56												0.430	2.81	708	適合鋼	
D	0.035	0.09	1.76	0.005	0.0017	0.068	0.028	0.015	0.0016	0.0042	0.0028			0.14											0.956	3.57	768	適合鋼	
E	0.046	0.02	1.89	0.006	0.0031	0.063	0.022	0.015	0.0008	0.0039	0.0020				0.05										0.371	3.85	757	適合鋼	
F	0.031	0.04	2.46	0.013	0.0044	0.026	0.029	0.012	0.0017	0.0056	0.0052					0.03									0.447	2.14	719	適合鋼	
G	0.049	0.06	1.01	0.005	0.0052	0.022	0.018	0.019	0.0018	0.0055	0.0039	0.25	0.77	0.42											0.369	3.45	770	適合鋼	
H	0.039	0.04	2.10	0.018	0.0045	0.030	0.023	0.022	0.0004	0.0052	0.0041			0.17				0.08		0.0023					0.423	4.23	741	適合鋼	
I	0.037	0.08	2.13	0.002	0.0023	0.036	0.010	0.013	0.0012	0.0048	0.0039														0.392	2.71	742	適合鋼	
J	0.055	0.05	1.40	0.009	0.0091	0.048	0.017	0.018	0.0015	0.0063	0.0088	0.52	1.32							0.0025					0.411	2.86	714	適合鋼	
K	0.040	0.08	1.91	0.010	0.0013	0.055	0.012	0.011	0.0004	0.0054	0.0027														0.358	2.04	758	適合鋼	
L	0.066	0.04	1.84	0.006	0.0028	0.010	0.018	0.021	0.0003	0.0062	0.0035		0.25		0.21							0.0060	0.12		0.388	3.67	758	適合鋼	
M	0.058	0.08	1.90	0.008	0.0034	0.083	0.038	0.013	0.0007	0.0039	0.0027	0.36							0.0019						0.13	0.373	3.39	756	適合鋼
N	0.054	0.03	1.83	0.005	0.0087	0.037	0.013	0.025	0.0015	0.0071	0.0016														0.399	3.33	752	適合鋼	
O	0.062	0.04	2.09	0.010	0.0055	0.054	0.029	0.029	0.0013	0.0085	0.0025													0.01	0.359	3.52	760	適合鋼	
P	0.039	0.06	1.75	0.005	0.0041	0.055	0.027	0.011	0.0003	0.0043	0.0036	0.34	0.98				0.17	0.13		0.0034					0.410	3.41	738	適合鋼	
Q	0.045	0.04	1.60	0.009	0.0027	0.062	0.011	0.014	0.0020	0.0068	0.0082														0.02	0.442	2.06	769	適合鋼
R	0.051	0.03	1.49	0.010	0.0057	0.035	0.024	0.017	0.0001	0.0067	0.0039	0.23		0.65											0.353	2.54	784	適合鋼	
S	0.054	0.07	2.04	0.006	0.0048	0.061	0.020	0.023	0.0011	0.0098	0.0050			0.03								0.03			0.394	2.35	744	適合鋼	
T	0.054	0.07	2.04	0.006	0.0048	0.061	0.020	0.023	0.0011	0.0098	0.0050														0.435	4.35	698	適合鋼	
U	0.045	0.06	1.83	0.008	0.0037	0.055	0.025	0.010	0.0005	0.0023	0.0053	0.15	1.12						0.0048						0.380	3.22	748	適合鋼	
V	0.040	0.03	2.04	0.007	0.0054	0.030	0.020	0.019	0.0017	0.0059	0.0099														0.425	2.35	734	適合鋼	
W	0.028	0.08	1.42	0.009	0.0025	0.057	0.019	0.015	0.0003	0.0049	0.0013	0.05	1.88												0.393	3.06	690	適合鋼	
X	0.077	0.06	2.09	0.008	0.0053	0.062	0.021	0.016	0.0005	0.0068	0.0044														0.425	2.35	734	適合鋼	
Y	0.025	0.03	2.32	0.006	0.0035	0.051	0.023	0.015	0.0008	0.0036	0.0021														0.412	4.17	731	適合鋼	
Z	0.039	0.09	2.10	0.013	0.0046	0.029	0.025	0.026	0.0014	0.0070	0.0060														0.389	3.71	744	適合鋼	
AA	0.062	0.02	1.74	0.017	0.0030	0.048	0.029	0.018	0.0016	0.0049	0.0023														0.352	3.67	764	適合鋼	
AB	0.033	0.07	2.47	0.018	0.0043	0.060	0.023	0.021	0.0003	0.0065	0.0044														0.445	3.23	718	適合鋼	
AD	0.050	0.03	2.10	0.017	0.0041	0.054	0.016	0.023	0.0008	0.0053	0.0063														0.400	4.34	741	適合鋼	
AE	0.063	0.06	1.88	0.003	0.0017	0.047	0.031	0.017	0.0008	0.0051	0.0033														0.376	3.33	754	適合鋼	
AF	0.049	0.07	2.07	0.008	0.0097	0.051	0.017	0.020	0.0007	0.0066	0.0030														0.394	3.03	743	適合鋼	
AG	0.061	0.07	1.91	0.008	0.0015	0.041	0.025	0.011	0.0018	0.0026	0.0023														0.379	4.23	752	適合鋼	
AH	0.043	0.06	2.11	0.012	0.0025	0.092	0.018	0.026	0.0016	0.0058	0.0057														0.395	4.48	742	適合鋼	
AI	0.043	0.03	2.18	0.011	0.0049	0.013	0.021	0.018	0.0011	0.0049	0.0059														0.406	3.67	737	適合鋼	
AJ	0.052	0.06	2.02	0.010	0.0037	0.046	0.036	0.019	0.0014	0.0043	0.0059														0.389	4.42	746	適合鋼	
AK	0.061	0.03	2.04	0.018	0.0031	0.033	0.010	0.020	0.0003	0.0049	0.0034														0.401	4.08	742	適合鋼	
AL	0.040	0.06	1.93	0.018	0.0025	0.062	0.029	0.026	0.0003	0.0062	0.0022														0.362	4.19	756	適合鋼	
AM	0.062	0.04	1.76	0.013	0.0024	0.068	0.029	0.011	0.0003	0.0046	0.0066														0.355	2.39	763	適合鋼	
AN	0.057	0.05	1.99	0.013	0.0024	0.050	0.019	0.017	0.0020	0.0057	0.0044														0.389	2.98	747	適合鋼	
AO	0.050	0.06	2.11	0.008	0.0049	0.051	0.028	0.023	0.0002	0.0068	0.0022														0.402	3.38	740	適合鋼	
AP	0.067	0.04	2.13	0.010	0.0020	0.062	0.021	0.025	0.0006	0.0092	0.0028														0.422	2.72	734	適合鋼	
AQ	0.031	0.05	1.99	0.016	0.0022	0.028	0.029	0.018	0.0013	0.0058	0.0024														0.363	3.10	754	適合鋼	
AR	0.061	0.06	1.96	0.018	0.0029	0.063	0.025	0.016	0.0016	0.0036	0.0091														0.388	4.44	748	適合鋼	
AS	0.075	0.05	1.66	0.013	0.0018	0.034	0.019	0.023	0.0018	0.0065	0.0015														0.352	3.54	767	適合鋼	

注：上記成分組成の残部はFeおよび不可測的不純物である。
※：空欄は検出値に追加していないことを示す。

[表1-2]

銅種	成分組成(質量%)																Ceq (%)	Ti/N	Ar3 (℃)	区分					
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V					W	Co	Ca	Mg	REM
AT	0.075	0.04	2.31	0.003	0.0055	0.030	0.010	0.011	0.0007	0.0038	0.0042									0.450	2.89	719			比較銅
AV	0.051	0.08	1.73	0.007	0.0054	0.034	0.011	0.012	0.0003	0.0043	0.0016									0.339	2.79	768			比較銅
AV	0.052	0.05	1.88	0.007	0.0030	0.061	0.018	0.013	0.0006	0.0023	0.0056									0.365	5.65	757			比較銅
AW	0.039	0.07	2.27	0.006	0.0048	0.058	0.016	0.011	0.0010	0.0068	0.0042									0.417	1.62	731			比較銅
AX	0.088	0.05	1.51	0.009	0.0051	0.070	0.028	0.013	0.0018	0.0056	0.0042		0.56			0.01				0.379	2.32	742			比較銅
AY	0.015	0.04	2.01	0.010	0.0051	0.058	0.023	0.021	0.0006	0.0058	0.0032	0.12		0.05					0.0035	0.368	3.62	756			比較銅
AZ	0.060	0.13	1.79	0.007	0.0032	0.085	0.022	0.012	0.0014	0.0029	0.0017	0.15	1.10							0.442	4.14	698			比較銅
BA	0.047	0.01	1.72	0.009	0.0042	0.038	0.014	0.022	0.0008	0.0056	0.0038		0.34	0.20				0.18	0.0021	0.396	3.93	747			比較銅
BB	0.024	0.08	2.55	0.006	0.0053	0.031	0.026	0.016	0.0016	0.0051	0.0031						0.08		0.0021	0.449	3.14	715			比較銅
BC	0.043	0.05	0.87	0.010	0.0032	0.037	0.025	0.019	0.0017	0.0062	0.0033	0.68	0.58	0.45		0.11				0.384	3.06	790			比較銅
BD	0.061	0.07	1.62	0.024	0.0073	0.033	0.014	0.018	0.0015	0.0052	0.0016				0.18					0.367	3.46	772		0.03	比較銅
BE	0.061	0.03	1.93	0.008	0.0139	0.055	0.016	0.014	0.0003	0.0046	0.0034									0.383	3.04	751			比較銅
BF	0.060	0.07	1.88	0.010	0.0027	0.108	0.018	0.010	0.0010	0.0029	0.0054	0.20								0.387	3.45	754			比較銅
BG	0.058	0.07	1.89	0.004	0.0033	0.006	0.029	0.010	0.0006	0.0040	0.0021		0.43					0.05	0.0019	0.402	2.50	730			比較銅
BH	0.037	0.08	1.85	0.008	0.0047	0.063	0.047	0.022	0.0008	0.0068	0.0071					0.06			0.0056	0.397	3.24	760			比較銅
BI	0.056	0.07	1.51	0.005	0.0053	0.029	0.003	0.010	0.0012	0.0035	0.0021	0.23	0.48	0.13						0.381	2.86	752			比較銅
BJ	0.040	0.04	1.87	0.007	0.0035	0.037	0.020	0.033	0.0004	0.0086	0.0040						0.16			0.352	3.84	761			比較銅
BK	0.056	0.05	1.62	0.009	0.0058	0.068	0.017	0.008	0.0012	0.0027	0.0054			0.31						0.388	2.96	770		0.02	比較銅
BL	0.057	0.03	1.95	0.004	0.0080	0.028	0.013	0.011	0.0024	0.0038	0.0052									0.382	2.89	750		0.13	比較銅
BM	0.030	0.07	1.66	0.005	0.0020	0.069	0.027	0.011	—	0.0036	0.0039	0.07	1.35							0.401	3.06	702			比較銅
BN	0.036	0.04	2.00	0.007	0.0033	0.036	0.022	0.024	0.0014	0.0112	0.0017				0.05		0.07		0.0056	0.379	2.14	752		0.11	比較銅
BO	0.068	0.06	1.85	0.008	0.0046	0.053	0.019	0.010	0.0008	0.0007	0.0032									0.376	14.29	755			比較銅
BP	0.028	0.05	1.77	0.009	0.0026	0.063	0.024	0.015	0.0009	0.0036	0.0108		0.91	0.05						0.394	4.17	719			比較銅
BQ	0.084	0.04	2.11	0.017	0.0058	0.053	0.018	0.017	0.0009	0.0068	0.0070									0.436	2.50	731			比較銅
BR	0.013	0.03	2.25	0.018	0.0018	0.061	0.018	0.014	0.0006	0.0033	0.0052									0.388	4.24	740			比較銅
BS	0.044	0.14	1.88	0.018	0.0054	0.064	0.031	0.025	0.0005	0.0074	0.0048									0.357	3.38	759			比較銅
BT	0.051	0.01	1.85	0.015	0.0034	0.042	0.024	0.011	0.0008	0.0027	0.0057									0.359	4.07	759			比較銅
BV	0.021	0.04	2.57	0.015	0.0022	0.036	0.022	0.022	0.0010	0.0051	0.0030									0.449	4.31	714			比較銅
BW	0.048	0.06	1.97	0.028	0.0060	0.060	0.022	0.010	0.0004	0.0025	0.0040									0.376	4.00	751			比較銅
BX	0.045	0.07	1.98	0.016	0.0110	0.061	0.029	0.026	0.0006	0.0067	0.0037									0.375	3.88	751			比較銅
BZ	0.069	0.07	1.84	0.005	0.0035	0.105	0.024	0.023	0.0018	0.0054	0.0046									0.376	4.26	755			比較銅
CA	0.056	0.07	1.91	0.016	0.0026	0.008	0.029	0.021	0.0011	0.0047	0.0050									0.374	4.47	753			比較銅
CB	0.055	0.04	1.85	0.018	0.0033	0.066	0.044	0.017	0.0004	0.0049	0.0041									0.363	3.47	758			比較銅
CC	0.038	0.03	1.89	0.015	0.0060	0.055	0.002	0.025	0.0009	0.0067	0.0062									0.353	3.73	760			比較銅
CD	0.053	0.05	1.78	0.012	0.0024	0.037	0.026	0.035	0.0014	0.0088	0.0057									0.350	3.98	764			比較銅
CE	0.041	0.05	1.97	0.013	0.0058	0.062	0.029	0.006	0.0015	0.0015	0.0025									0.369	4.00	753			比較銅
CF	0.030	0.07	2.15	0.011	0.0029	0.036	0.012	0.020	0.0027	0.0053	0.0029									0.388	3.77	743			比較銅
CG	0.048	0.04	1.92	0.009	0.0024	0.038	0.029	0.011	—	0.0025	0.0048									0.368	4.40	755			比較銅
CH	0.039	0.06	2.03	0.017	0.0034	0.044	0.011	0.018	0.0016	0.0108	0.0069									0.377	1.67	749			比較銅
CI	0.056	0.04	1.81	0.005	0.0026	0.068	0.011	0.010	0.0007	0.0009	0.0037									0.358	11.11	761			比較銅
CJ	0.075	0.04	1.66	0.017	0.0051	0.041	0.031	0.015	0.0007	0.0067	0.0118									0.352	2.24	767			比較銅

注：上記成分組成の残部はFeおよび不可避的不純物である。

注：下欄は本発明の範囲外であることを示す。

注：空欄は機能的に添加していないことを示す。

[表2-1]

製造 No.	鋼種	鋼素材厚 (mm)	鋼素材 加熱温度 (℃)	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 圧下率／パス の平均値 (%)	オーステナイト 未再結晶温度域 での 累積圧下率 (%)	圧延 終了温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	700~500℃ 平均 冷却 速度 (℃/s)	700~600℃ 平均 冷却 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	区分
1	A	300	1100	960	23.9	6.7	60.6	850	840	6.1	6.0	360	発明例
2	A	300	1170	950	41.4	5.4	60.2	860	840	6.1	6.2	470	比較例
3	A	300	940	930	40.3	5.6	60.9	870	850	5.3	5.2	460	比較例
4	A	300	1080	880	34.3	5.6	59.4	850	830	5.4	5.1	290	比較例
5	A	300	1120	960	9.6	5.4	66.8	860	840	6.4	6.6	340	比較例
6	A	300	1030	940	24.6	3.6	60.2	840	830	6.4	6.2	470	比較例
7	A	300	980	940	56.9	6.7	38.2	860	840	7.4	7.7	300	比較例
8	A	300	1000	960	39.4	6.4	50.5	790	780	5.8	5.9	400	比較例
9	A	300	980	940	29.7	6.4	52.6	830	800	7.4	7.5	300	比較例
10	A	300	1060	940	23.9	5.5	60.6	880	850	4.2	4.3	300	比較例
11	A	300	1060	960	44.9	6.5	51.6	850	840	7.8	8.4	540	比較例
12	B	300	1090	1000	40.3	5.5	60.9	910	890	6.2	6.5	310	発明例
13	C	300	1080	940	65.7	5.1	51.4	840	830	7.5	7.4	390	発明例
14	D	300	1100	990	15.8	5.0	60.4	890	880	5.5	5.8	310	発明例
15	E	300	1050	970	30.9	7.0	61.4	880	870	6.8	7.1	340	発明例
16	F	300	1080	950	41.1	5.3	60.4	840	820	6.2	6.3	430	発明例
17	G	300	1060	990	33.5	6.6	59.9	910	900	5.3	5.6	280	発明例
18	H	300	1060	950	48.8	6.2	60.9	870	860	7.8	7.9	410	発明例
19	I	300	1100	950	20.9	6.2	66.3	890	870	8.0	7.7	380	発明例
20	J	300	1090	940	51.8	6.7	51.6	860	840	7.5	7.3	280	発明例
21	K	300	990	970	20.0	5.5	62.5	870	860	5.4	5.6	410	発明例
22	L	300	1040	970	27.9	5.0	58.4	890	860	6.8	6.9	330	発明例
23	M	300	1050	970	17.1	5.3	63.8	880	870	5.3	5.5	390	発明例
24	N	300	1000	970	42.4	6.3	53.7	880	860	6.5	6.2	330	発明例
25	O	300	1130	980	30.7	6.9	51.9	900	890	5.2	5.5	440	発明例
26	P	300	1040	950	66.5	5.3	50.2	880	860	5.3	5.7	470	発明例
27	Q	300	1040	930	35.0	6.3	59.0	870	840	5.4	5.7	450	発明例
28	R	300	1030	980	59.7	6.2	50.4	890	880	7.0	7.1	280	発明例
29	S	300	1120	990	33.2	6.2	60.1	900	890	7.3	7.5	290	発明例
30	T	300	1020	950	47.9	5.9	55.2	880	860	6.8	6.5	310	発明例
31	U	300	1140	930	49.7	5.3	60.2	810	800	7.3	7.2	400	発明例
32	V	300	1000	970	55.2	6.6	62.8	910	880	8.0	7.9	340	発明例
33	W	300	1060	900	32.0	5.3	55.9	810	800	6.3	6.5	330	発明例
34	X	300	1130	940	59.2	5.7	59.2	860	840	5.7	5.7	290	発明例
35	Y	300	1000	950	41.0	5.8	54.8	850	840	6.8	6.7	470	発明例
36	Z	300	1070	960	40.5	5.2	60.8	870	860	6.6	6.7	450	発明例
37	AA	300	1110	980	41.5	5.7	60.1	880	870	7.2	7.2	440	発明例
38	AB	300	980	940	40.3	5.2	55.3	840	830	6.9	6.9	380	発明例
39	AD	300	980	960	35.9	5.3	53.2	860	850	7.3	7.1	420	発明例
40	AE	300	1020	980	38.8	5.3	51.0	870	860	6.9	6.6	390	発明例
41	AF	300	1090	990	24.2	6.4	56.0	860	850	7.2	7.5	390	発明例
42	AG	300	1050	970	57.2	6.6	61.1	880	870	6.5	6.7	320	発明例
43	AH	300	1000	960	56.8	5.8	61.4	870	860	7.4	7.3	430	発明例
44	AI	300	990	940	57.9	6.4	60.4	860	840	6.3	6.6	290	発明例
45	AJ	300	1020	980	62.4	5.6	55.7	870	850	5.2	4.9	300	発明例
46	AK	300	980	960	53.4	6.3	57.1	860	850	6.3	6.5	410	発明例
47	AL	300	980	970	63.9	5.8	53.8	890	880	6.8	6.8	470	発明例
48	AM	300	1120	990	36.6	5.4	52.7	880	870	7.3	7.6	320	発明例
49	AN	300	1100	970	29.6	5.3	57.4	860	850	7.0	6.9	400	発明例
50	AO	300	1060	960	52.5	5.6	57.9	870	860	5.6	5.5	360	発明例
51	AP	300	1090	950	45.1	6.1	57.5	850	840	5.4	5.4	290	発明例
52	AQ	300	1090	970	54.1	5.3	56.4	870	860	7.5	7.2	350	発明例
53	AR	300	1060	970	48.1	5.4	55.0	870	860	6.9	7.2	450	発明例
54	AS	300	1040	990	49.1	5.6	60.7	890	880	5.7	5.6	330	発明例

注：下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0078]

[表2-2]

製造 No.	鋼種	鋼素材厚 (mm)	鋼素材 加熱温度 (℃)	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 圧下率/パス の平均値 (%)	オーステナイト 未再結晶温度域 での 累積圧下率 (%)	圧延 終了温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	700~500℃ 平均 冷却 速度 (℃/s)	700~600℃ 平均 冷却 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	区分
55	AT	300	1140	950	39.4	5.4	56.0	870	840	6.8	6.9	280	比較例
56	AU	300	1010	990	46.8	5.5	62.4	880	870	5.8	6.4	410	比較例
57	AV	300	1110	970	38.5	6.9	51.2	890	880	5.4	5.4	470	比較例
58	AW	300	980	960	59.2	6.7	51.0	850	840	7.0	8.0	360	比較例
59	AX	300	1040	950	22.5	6.4	65.6	860	850	5.9	6.3	360	比較例
60	AY	300	1050	990	16.7	5.1	60.0	900	880	7.4	8.1	440	比較例
61	AZ	300	1050	910	53.3	6.7	57.2	850	820	6.4	6.4	360	比較例
62	BA	300	1040	960	50.7	5.0	66.2	900	870	7.2	7.2	430	比較例
63	BB	300	1030	930	41.7	5.5	65.7	830	820	7.4	7.6	380	比較例
64	BC	300	1100	1020	36.4	6.3	58.1	910	900	6.0	6.0	370	比較例
65	BD	300	1020	1000	44.4	7.0	58.0	920	900	7.4	7.4	420	比較例
66	BE	300	1060	980	48.3	5.1	61.3	900	880	7.6	7.9	450	比較例
67	BF	300	1030	980	17.1	5.5	59.8	910	880	6.9	7.2	400	比較例
68	BG	300	1090	950	61.1	5.2	57.1	860	850	7.0	7.7	340	比較例
69	BH	300	1060	990	32.4	5.9	50.7	910	890	6.0	6.7	440	比較例
70	BI	300	1080	960	40.6	6.7	55.1	890	880	5.8	6.2	340	比較例
71	BJ	300	1010	980	37.3	7.0	62.8	880	870	6.6	7.6	400	比較例
72	BK	300	1130	990	65.6	5.7	51.5	900	870	5.7	5.9	320	比較例
73	BL	300	1100	970	45.1	6.4	57.5	910	880	5.3	6.2	310	比較例
74	BM	300	1010	920	51.0	5.1	59.2	830	820	5.4	6.4	330	比較例
75	BN	300	1020	980	47.6	5.5	55.5	890	870	6.8	7.4	280	比較例
76	BO	300	1060	970	19.6	6.8	62.7	900	870	7.1	7.5	330	比較例
77	BP	300	1050	950	42.7	5.1	59.3	880	850	5.4	5.7	420	比較例
78	BQ	300	1110	960	43.8	6.8	58.5	850	840	7.5	7.8	370	比較例
79	BR	300	980	960	34.8	5.7	59.1	860	840	6.3	6.9	290	比較例
80	BS	300	1120	980	47.2	5.9	55.8	890	870	6.0	6.0	350	比較例
81	BT	300	1000	960	47.7	5.8	55.4	870	860	6.3	7.1	460	比較例
82	BU	300	1090	940	42.8	5.7	59.2	840	830	6.6	7.1	340	比較例
83	BV	300	1000	970	63.4	5.4	54.5	870	860	5.4	5.6	320	比較例
84	BX	300	1080	970	21.1	5.7	62.0	870	860	6.7	6.7	330	比較例
85	BZ	300	1100	990	52.5	6.6	57.9	890	860	5.4	6.4	320	比較例
86	CA	300	990	970	23.4	6.1	56.5	890	880	7.5	8.5	400	比較例
87	CB	300	1000	980	37.0	6.3	57.7	880	860	6.3	7.2	280	比較例
88	CC	300	1040	980	32.5	6.3	60.5	890	870	7.0	7.2	430	比較例
89	CD	300	1100	990	27.2	6.1	58.8	890	880	6.2	6.3	400	比較例
90	CE	300	1010	970	49.4	6.2	53.9	870	860	5.3	5.6	310	比較例
91	CF	300	1130	970	46.0	6.8	56.8	860	850	6.4	6.8	370	比較例
92	CG	300	1080	980	17.7	6.3	59.5	880	860	7.4	7.4	410	比較例
93	CH	300	990	960	38.4	6.5	51.3	870	850	6.0	6.3	300	比較例
94	CI	300	1080	980	57.9	5.9	60.4	890	880	5.9	6.5	340	比較例
95	CJ	300	1050	990	31.8	6.8	56.0	890	870	6.8	7.2	380	比較例
96	A	300	1010	970	45.2	5.4	57.4	860	850	5.3	6.2	460	発明例
97	A	300	990	950	29.6	6.2	62.1	850	850	5.7	5.1	390	発明例

注：下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0079] 得られた各鋼板について、以下に説明する方法で、（１）母材の強度、（２）母材の靱性、（３）H A Z 靱性、（４）母材の鋼組織を評価した。

[0080] （１）母材の強度

得られた鋼板の板厚 1 / 2 位置より、試験片の長手軸の方向が圧延方向と垂直かつ板幅方向と平行となるように、Φ 14 の J I S 14 A 号試験片を採取し、J I S Z 2241（2022）の規定に準拠して引張試験を行い、降伏強度（Y S）を測定した。

ここでは、降伏強度が 460 M P a 以上の実施例を高強度であると評価した。

[0081] （２）母材の靱性

靱性の評価は、歪時効処理後の板厚 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 J I S 4 号衝撃試験片を採取し、板幅方向に平行な向きに切欠を加工し、J I S Z 2242 (2023) の規定に準拠して 0℃ ~ -80℃ の範囲でシャルピー試験を実施し、各試験温度におけるシャルピー破面率を測定し、シャルピー破面遷移温度 (v T r s) 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 v T r s を計算した。

ここでは、 $v T r s \leq -40^{\circ}\text{C}$ の実施例をシャルピー靱性 (母材の靱性) に優れると評価した。

[0082] (3) H A Z 靱性

鋼板から採取した継手用試験板に、開先角度： 20° 、開先ギャップ：10mm となる V 開先加工を施し、市販の低温用鋼用溶接ワイヤを使用して、電流：398A、電圧：44V、溶接速度：21mm/min、溶接入熱 500kJ/cm のエレクトロガス溶接 (E G W) により継手を作製し、得られた継手の表面から深さ 1mm の位置を試験片表層とし、融合部 (F L) 上で溶接金属と母材が 50% ずつとなる位置に切欠を付与し、N K U 4 号衝撃試験片を採取した。採取した衝撃試験片について、試験温度 -40°C でシャルピー衝撃試験を実施した。上記の継手用試験板から採取した衝撃試験片 3 本について、同一条件で実施して得られた吸収エネルギーの平均値 $v E -40^{\circ}\text{C}$ (単位：J) を、H A Z の靱性とした。ここでは、平均で $v E -40^{\circ}\text{C} \geq 53\text{J}$ の実施例を H A Z 靱性に優れると評価した。

[0083] (4) 母材の鋼組織

[鋼組織]

板厚 1 / 2 位置の鋼組織は、次の通り観察した。

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央かつ板厚 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、かつ板幅方向に 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、ナイト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、撮影範囲は $250\text{ }\mu\text{m} \times 300\text{ }\mu\text{m}$ 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、残部をベイナイト相として画像解析によって面積率を計算することによりベイナイト相の面積率を評価した。

[ベイナイト相の結晶粒の平均粒径]

圧延方向と垂直な面が観察面となるように、鋼板の幅中央かつ板厚 1 / 2 位置から試料を採取した。試料の寸法は板厚方向に 20 mm、圧延方向と平行な方向に 10 mm、かつ圧延方向と垂直な方向に 1 mm 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 位置について下記の条件で E B S P 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。

(E B S P 条件)

- ・ 加速電圧：20 KV、照射電流：50 nA
- ・ ビーム径：50 nm
- ・ 解析領域：板厚 1 / 2 位置の $1\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 領域
- ・ ステップサイズ：0.4 μm

[0084] 表 3-1、表 3-2 にこれらの試験結果を示した。

[0085]

[表3-1]

製造No.	板厚 (mm)	板厚1/2位置での ベイナイト分率 (面積%)	板厚1/2位置での ベイナイトの 平均粒径 (μm)	YS (MPa)	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	vE-40 $^{\circ}\text{C}$ (J)	区分
1	90	99	19	493	-54	104	発明例
2	70	98	38	504	-21	101	比較例
3	70	73	13	432	-60	90	比較例
4	80	94	35	475	-18	104	比較例
5	90	98	33	497	-12	86	比較例
6	90	97	36	468	-25	91	比較例
7	80	100	45	481	-9	100	比較例
8	90	65	14	401	-52	118	比較例
9	100	62	13	416	-54	94	比較例
10	90	75	21	421	-43	86	比較例
11	80	58	20	395	-60	103	比較例
12	70	84	18	462	-48	85	発明例
13	50	97	18	516	-62	78	発明例
14	100	89	19	468	-50	98	発明例
15	80	92	15	483	-48	85	発明例
16	70	100	25	522	-46	97	発明例
17	80	91	24	478	-56	112	発明例
18	60	99	21	490	-52	68	発明例
19	80	87	26	477	-63	163	発明例
20	70	99	14	507	-50	71	発明例
21	90	82	12	465	-67	105	発明例
22	90	84	16	473	-52	101	発明例
23	90	88	17	479	-59	80	発明例
24	80	100	22	493	-55	86	発明例
25	100	83	16	461	-47	154	発明例
26	50	100	14	497	-58	79	発明例
27	80	81	13	510	-59	81	発明例
28	60	100	16	516	-50	94	発明例
29	80	81	16	461	-49	96	発明例
30	70	98	15	478	-49	92	発明例
31	60	100	22	506	-54	90	発明例
32	50	96	23	474	-49	85	発明例
33	90	87	20	471	-59	147	発明例
34	50	83	13	507	-57	84	発明例
35	80	95	17	499	-55	173	発明例
36	70	92	15	467	-41	68	発明例
37	70	84	19	469	-48	151	発明例
38	80	100	22	532	-42	70	発明例
39	90	96	23	498	-43	73	発明例
40	90	92	25	472	-60	131	発明例
41	100	85	16	475	-44	90	発明例
42	50	83	15	468	-58	144	発明例
43	50	99	12	500	-63	87	発明例
44	50	90	20	486	-50	104	発明例
45	50	84	19	476	-42	71	発明例
46	60	96	18	483	-53	158	発明例
47	50	88	21	482	-48	102	発明例
48	90	81	21	463	-45	108	発明例
49	90	96	19	503	-51	98	発明例
50	60	95	16	481	-53	94	発明例
51	70	89	19	511	-43	61	発明例
52	60	84	17	467	-42	125	発明例
53	70	93	14	480	-42	64	発明例
54	60	80	11	461	-64	174	発明例

[表3-2]

製造No.	板厚 (mm)	板厚1/2位置での ベイナイト分率 (面積%)	板厚1/2位置での ベイナイトの 平均粒径 (μm)	YS (MPa)	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	vE-40 $^{\circ}\text{C}$ (J)	区分
55	80	100	16	531	-33	17	比較例
56	60	65	24	385	-43	115	比較例
57	90	87	16	474	-48	25	比較例
58	60	92	14	497	-52	48	比較例
59	80	100	14	486	-26	43	比較例
60	100	71	19	444	-44	72	比較例
61	60	100	21	504	-48	43	比較例
62	50	92	22	429	-50	15	比較例
63	60	100	12	520	-26	20	比較例
64	80	88	22	478	-41	42	比較例
65	70	87	22	481	-8	18	比較例
66	60	90	14	486	-10	29	比較例
67	100	92	16	493	-35	32	比較例
68	50	97	21	469	-30	39	比較例
69	100	100	15	517	-6	21	比較例
70	80	66	17	423	-26	124	比較例
71	70	100	25	462	-15	16	比較例
72	50	84	18	503	-46	37	比較例
73	70	100	20	519	-45	35	比較例
74	60	69	23	438	-42	20	比較例
75	70	100	16	476	-23	19	比較例
76	90	83	16	465	-46	25	比較例
77	70	99	25	503	-8	30	比較例
78	70	99	21	502	-15	38	比較例
79	80	74	18	449	-52	112	比較例
80	70	100	17	478	-41	13	比較例
81	70	84	20	429	-58	38	比較例
82	70	100	16	538	-34	12	比較例
83	50	98	22	486	-20	21	比較例
84	90	94	13	473	-22	14	比較例
85	60	88	18	468	-35	34	比較例
86	100	86	12	467	-24	23	比較例
87	80	100	19	487	-33	16	比較例
88	80	45	14	398	-28	100	比較例
89	90	94	15	471	-18	17	比較例
90	70	83	24	468	-46	42	比較例
91	70	100	18	521	-50	36	比較例
92	100	65	14	444	-31	15	比較例
93	90	100	26	474	-9	28	比較例
94	50	82	18	463	-53	34	比較例
95	90	99	15	488	-6	13	比較例
96	70	93	18	492	-49	98	発明例
97	80	80	27	462	-43	102	発明例

[0087] 本発明例（製造No. 1、12～54、96、97）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460MPa以上、歪時効処理後の板厚1/2位置におけるシャルピー破面遷移温度が-

40℃以下、溶接入熱が500 kJ/cmの大入熱溶接で得られた溶接継手において溶接部のHAZにおける-40℃シャルピー吸収エネルギーが平均53 J以上となる鋼板が得られた。

[0088] 一方、比較例（製造No. 2～11、55～95）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り、所望の成分組成および／または板厚1/2位置における所望の鋼組織を得られず、母材の強度、母材の靱性、HAZ靱性の少なくともいずれかにおいて目標の値にすることができなかった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.020~0.080%、

Si : 0.02~0.09%、

Mn : 1.00~2.50%、

P : 0.020%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010~0.100%、

Nb : 0.005~0.040%、

Ti : 0.010~0.030%、

B : 0.0001~0.0020%、

N : 0.0010~0.0100%、および

O : 0.0100%以下

を含有し、かつ、式(1)で定義されるCeqが0.350~0.450%であり、

TiとNの質量%比(Ti/N)が2.00以上4.50以下であり、

残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

板厚1/2位置において、面積率で、ベイナイト相：80%以上と
その他残部組織からなる組織であり、隣接する結晶粒との方位差が15°以上の粒界に囲まれたベイナイト相の結晶粒の平均粒径：30μm以下である鋼組織を有し、

板厚が50mm以上であり、

板厚1/2位置における降伏強度が460MPa以上であり、

室温で5~10%歪を付与した後に200~250℃で1~2時間
保持する歪時効処理を施した後の板厚1/2位置におけるシャルピー
破面遷移温度(vTrs)が $vTrs \leq -40^{\circ}\text{C}$ であり、

溶接入熱を500kJ/cmとして作製した溶接継手において溶接

部のHAZにおける -40°C シャルピー吸収エネルギーが平均 53 J 以上である鋼板。

$$Ceq = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \quad \cdots \text{式 (1)}$$

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(零)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、B群およびC群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有する、請求項1に記載の鋼板。

A群：Cu：1.00%以下、Ni：2.00%以下、Cr：1.00%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

B群：Mo：0.30%以下、V：0.30%以下、W：0.30%以下、Co：0.30%以下、Ca：0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、およびREM(希土類金属)：0.0200%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

C群：Sn：0.20%以下、As：0.10%以下、Bi：0.20%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

[請求項3] 請求項1または2に記載の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、 $950 \sim 1150^{\circ}\text{C}$ 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： $(Ar_3\text{点} + 200)^{\circ}\text{C}$ 以上であり、

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あるときの累積圧下率：15.0%以上、かつ、1パスあたりの圧下率の平均値：5.0%以上であり、

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あるときの累積圧下率：50.0%以上であり、

さらに、板厚 1 / 2 位置における圧延終了温度：(A r₃点 + 100) °C 以上となる条件で圧延を実施し、

次いで、板厚 1 / 2 位置における冷却開始温度：(A r₃点 + 100) °C 以上であり、

かつ、板厚 1 / 2 位置における温度が 700 ~ 500 °C の温度域であるときの平均冷却速度：5.0 °C / s 以上であり、

かつ、板厚 1 / 2 位置における冷却停止温度：500 °C 以下となる条件で冷却を施す、鋼板の製造方法。

[請求項4]

前記冷却では、さらに、板厚 1 / 2 位置における温度が 700 ~ 600 °C の温度域であるときの平均冷却速度：5.5 °C / s 以上である、請求項 3 に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/021239

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i; **C22C 38/14**(2006.01)i; **C22C 38/58**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301B; C22C38/14; C22C38/58; C21D8/02 B

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; C21D8/02

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024

Registered utility model specifications of Japan 1996-2024

Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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 2022/097589 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 May 2022 (2022-05-12) tables 1, 2, steel type L	1-4
A	JP 2009-74111 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 09 April 2009 (2009-04-09) tables 1-4, steel type E	1-4
A	WO 2013/150687 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 10 October 2013 (2013-10-10) tables 1-3, slab symbol M, tables 4-7, example 13	1-4
A	JP 2015-183273 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 22 October 2015 (2015-10-22) tables 1, 2, cast piece symbol H, tables 2, 3, test no. 8	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

“D” document cited by the applicant in the international application

“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

22 August 2024

Date of mailing of the international search report

03 September 2024

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/JP2024/021239

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)		Publication date (day/month/year)
WO	2022/097589	A1	12 May 2022	CN	116194602	A
				tables 1, 2, steel type L		
				KR	10-2023-0041045	A
JP	2009-74111	A	09 April 2009	CN	101392352	A
				tables 1-4, steel type E		
				KR	10-2009-0029656	A
WO	2013/150687	A1	10 October 2013	CN	103958715	A
				tables 1-3, slab symbol M,		
				tables 4-7, example 13		
				KR	10-2014-0079861	A
JP	2015-183273	A	22 October 2015	(Family: none)		

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 38/14(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 301B; C22C38/14; C22C38/58; C21D8/02 B

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））
C22C38/00-38/60; C21D8/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報

1922-1996年

日本国公開実用新案公報

1971-2024年

日本国実用新案登録公報

1996-2024年

日本国登録実用新案公報

1994-2024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 2022/097589 A1（JFEスチール株式会社）12.05.2022（2022-05-12） 表1および表2の鋼種L	1-4
A	JP 2009-74111 A（株式会社神戸製鋼所）09.04.2009（2009-04-09） 表1-表4の鋼種E	1-4
A	WO 2013/150687 A1（新日鐵住金株式会社）10.10.2013（2013-10-10） 表1-表3のスラブ記号M、表4-表7の実施例13	1-4
A	JP 2015-183273 A（新日鐵住金株式会社）22.10.2015（2015-10-22） 表1および表2の鋳片記号H、表2および表3の試験No. 8	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

“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献

“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

22.08.2024

国際調査報告の発送日

03.09.2024

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）

河口 展明 4K 3770

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

様式 PCT/ISA/210（第2ページ）（2022年7月）

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/JP2024/021239

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/097589	A1	12.05.2022	CN	116194602	A	
				表 1 および表 2 の鋼種 L			
				KR	10-2023-0041045	A	

JP	2009-74111	A	09.04.2009	CN	101392352	A	
				表 1 - 表 4 の鋼種 E			
				KR	10-2009-0029656	A	

WO	2013/150687	A1	10.10.2013	CN	103958715	A	
				表 1 - 表 3 のスラブ記号			
				M、表 4 - 表 7 の実施例 1			
				3			
				KR	10-2014-0079861	A	

JP	2015-183273	A	22.10.2015	(ファミリーなし)			
