

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2018年6月28日(28.06.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/117228 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/045965
- (22) 国際出願日: 2017年12月21日(21.12.2017)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2016-248181 2016年12月21日(21.12.2016) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 溝口 昌毅 (MIZOGUCHI Masaki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 市川 和利 (ICHIKAWA Kazutoshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新

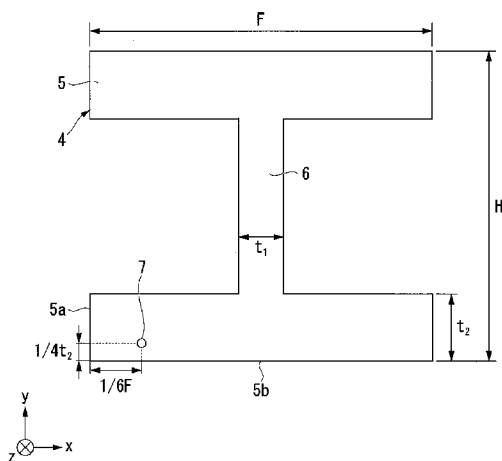
日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 杉山 博一 (SUGIYAMA Hirokazu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 清家 徹哉(SEIKE Tetsuya); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (TANAI Sumio et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL,

(54) Title: H-STEEL AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: H形鋼及びその製造方法



(57) Abstract: Provided is an H-steel having a chemical composition containing C, Si, Mn, Nb, V, Ti, and N, and having a microstructure in which the area ratio of ferrite is at least 60% and less than 100%, the average grain size of the ferrite being 1-30 μm and the thickness of the ferrite being 20-140 mm, wherein the tensile yield stress is 385-530 MPa, and the Charpy absorbed energy at -20 °C is at least 100 J.

(57) 要約: このH形鋼は、化学成分として、C、Si、Mn、Nb、V、Ti、Nを含み、金属組織として、フェライトを60~100面積%未満含み、このフェライトの平均粒径が1~30μmであり、フランジの厚みが20~140mmであり、引張降伏応力が385~530MPaであり、-20°Cでのシャルピー吸収エネルギーが100J以上である。



WO 2018/117228 A1

SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称： H形鋼及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、強度及び低温靱性に優れる厚手のH形鋼及びその製造方法に関する。本願は、2016年12月21日に、日本に出願された特願2016-248181号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、高層ビルなど建築物の大型化や高層化が進んでおり、構造上で必要となる強度部材として、厚手の鋼材が利用されている。しかし、一般に、鉄鋼材料は、製品の厚さが増大するほど、強度の確保が難しくなり、更に靱性の確保も難しくなる。

[0003] このような問題に対し、特許文献1では、Ca-A系酸化物による旧オーステナイト粒の微細化効果を利用して靱性を確保しつつ、加速冷却を適用して高い強度を確保した鋼材を得る技術が提案されている。

[0004] また、特許文献2では、Mg-S系介在物による旧オーステナイト粒の微細化効果を利用して靱性を確保しつつ、加速冷却を適用して高い強度を確保した鋼材を得る技術が提案されている。

[0005] しかし、厚手の鋼板を製造する際、熱間圧延後に加速冷却を適用すると、鋼板の内部では表面に比べて冷却速度が遅くなり、表面と内部とでは冷却中の温度履歴に大きな差が生じ、鋼材の部位によって強度、延性、靱性といった機械特性に差が生じる。

[0006] また、大型の建築物には、厚手のH形鋼の使用が望まれているが、このH形鋼は形状が特異である。鋼片をH形状へ成形するにはユニバーサル圧延などが適用されるが、ユニバーサル圧延では圧延条件（温度、圧下率）が制限される。そのため、H形鋼を製造する場合、特にフランジの厚みが20mm以上である厚手のH形鋼を製造する場合には、一般的な厚手の鋼板（厚鋼板）に比べて、機械特性を制御することが容易ではない。

[0007] このような問題に対し、特許文献3および4では、C量を低減し、Bを添加した鋼片を熱間圧延した後、放冷して、均質な機械特性を確保する方法が提案されている。

また、特許文献5～8では、高強度、高靱性などを目的とした厚手のH形鋼又はH形鋼の製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：日本国特許第5655984号公報
特許文献2：日本国特許第5867651号公報
特許文献3：日本国特開2003-328070号公報
特許文献4：日本国特開2011-106006号公報
特許文献5：日本国特開平11-158543号公報
特許文献6：日本国特開平11-335735号公報
特許文献7：日本国特開2016-84524号公報
特許文献8：日本国特開平10-68016号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 従来、フランジの厚みが20mm以上のような厚手のH形鋼では、機械特性を制御することが容易ではなかったため、このような厚手のH形鋼では、室温か、せいぜい0℃での靱性を満足することのみが要求されていた。しかし、近年では、寒冷地等での使用を考慮して、厚手のH形鋼に対して、より低温での靱性に優れることが要求されている。加えて、構造材料としての単位重量当たりの強度を考慮して、厚手のH形鋼に対して、降伏応力（具体的には降伏強度もしくは0.2%耐力）が385MPa以上であることも要求されている。

[0010] 本発明は、このような実情に鑑みてなされたものであり、強度及び低温靱性に優れる厚手のH形鋼及びその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明の要旨は以下のとおりである。

(1) 本発明の一態様にかかるH形鋼は、鋼が、化学成分として、質量%で、C:0.05~0.160%、Si:0.01~0.60%、Mn:0.80~1.70%、Nb:0.005~0.050%、V:0.05~0.120%、Ti:0.001~0.025%、N:0.0001~0.0120%、Cr:0~0.30%、Mo:0~0.20%、Ni:0~0.50%、Cu:0~0.35%、W:0~0.50%、Ca:0~0.0050%、Zr:0~0.0050%を含有し、Al:0.10%以下、B:0.0003%以下に制限し、残部がFe及び不純物からなり、 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ としたとき、前記化学成分中のC、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cuが、 $0.30 \leq C_{eq} \leq 0.48$ を満足し、前記鋼が、金属組織として、面積分率で、フェライトを60~100%未満含み、マルテンサイトとオーステナイトとの混合組織MAを3.0%以下に制限し、前記フェライト及び前記MA以外の組織を3.7%以下に制限し、前記フェライトの平均粒径が1~30 μ mであり、前記鋼を圧延方向と直交する切断面を見たとき、形状がH形であり、フランジの厚みが20~140mmであり、前記フランジの幅方向長さをFとしたとき、前記フランジの幅方向端面から $(1/6)F$ の位置にて、引張降伏応力が385~530MPaで、引張最大強度が490~690MPaであり、前記フランジの厚みを t_2 としたとき、前記 $(1/6)F$ の位置かつ、前記フランジの厚さ方向外側の面から $(1/4)t_2$ の位置にて、-20℃でのシャルピー試験の吸収エネルギーが100J以上である。

(2) 上記(1)に記載のH形鋼では、前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、Nb:0.02超~0.050%を含有してもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載のH形鋼では、前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、N:0.005超~0.0120%を含有してもよい。

。

(4) 上記(1)～(3)の何れか1つに記載のH形鋼では、前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、Cu：0.03%未満に制限してもよい。

(5) 上記(1)～(4)の何れか1つに記載のH形鋼では、前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、Al：0.003%未満に制限してもよい。

(6) 上記(1)～(5)の何れか1つに記載のH形鋼では、前記フランジの前記厚みが25～140mmであってもよい。

(7) 本発明の一態様にかかるH形鋼の製造方法は、上記(1)～(6)の何れか1つに記載のH形鋼の製造方法であって、上記(1)～(5)の何れか1つに記載の化学成分を有する溶鋼を得る製鋼工程と、前記製鋼工程後の前記溶鋼を鋳造して鋼片を得る鋳造工程と、前記鋳造工程後の前記鋼片を1100～1350℃に加熱する加熱工程と、前記加熱工程後の前記鋼片に対して、圧延方向と直交する切断面で見たとときの形状がH形となるように、フランジの幅方向端面から(1/6)Fの位置での累積圧下率が900℃超～1100℃で20%以上であり、前記位置での累積圧下率が730～900℃で15%以上であり、730℃以上で圧延を終了する条件で圧延を行う熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程後の熱延材を放冷する冷却工程と、を備える。

発明の効果

[0012] 本発明の上記態様によれば、強度及び低温韌性に優れる厚手のH形鋼及びその製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]本発明の一実施形態に係るH形鋼の試験片を採取する位置を説明する断面模式図である。

[図2]本発明の一実施形態に係るH形鋼の製造方法を示すフローチャートである。

発明を実施するための形態

[0014] 以下、本発明の好適な実施形態について詳しく説明する。ただ、本発明は本実施形態に開示の構成のみに制限されることなく、本発明の趣旨を逸脱し

ない範囲で種々の変更が可能である。また、下記する数値限定範囲には、下限値及び上限値がその範囲に含まれる。「超」または「未満」と示す数値は、その値が数値範囲に含まれない。各元素の含有量に関する「%」は、「質量%」を意味する。

[0015] 上述したように、これまで、フランジの厚みが20mm以上である厚手のH形鋼には、室温か、せいぜい0℃での靱性が要求されていた。しかし、現在では、寒冷地等での使用を考慮して、厚手のH形鋼に対して、-20℃程度のより低温での靱性に優れることが要求される。加えて、構造材料としての単位重量当たりの強度を考慮して、厚手のH形鋼に対して、降伏応力（具体的には降伏強度もしくは0.2%耐力）が385MPa以上であることも要求される。

[0016] そこで本発明者らは、厚手のH形鋼（以下、鋼材と記載する場合がある）に関して、特にH形鋼の構造上で重要な部位であるフランジに関して、強度および低温靱性に及ぼす鋼組成（鋼の化学成分）および鋼組織（鋼の金属組織）の影響について検討を行い、以下の知見を得た。なお、本実施形態では、強度は、引張降伏応力および引張最大強度のことを意味し、低温靱性は、-20℃でのシャルピー試験の吸収エネルギーのことを意味する。

[0017] まず、合金元素の添加による過剰な焼入性の上昇は、鋼材中のマルテンサイト-オーステナイト混合組織（以下、MAと記載する）の生成を助長し、低温靱性の低下をもたらす。特に、合金元素のうちBはMA生成を助長する傾向が顕著なので、Bを積極的に添加せず不純物レベル以下に制限することが効果的である。

[0018] また、高い降伏応力（降伏強度または0.2%耐力）を実現し、同時に-20℃での靱性を向上させるためには、Nbの添加が効果的である。Nbは、析出強化を通じて鋼材の強度を上昇させるため、過度に焼入性を上昇させる必要がなく、MAの生成を助長せずに鋼材の強度を上昇させることができる。また、Nbは、熱間圧延中のオーステナイトの再結晶を抑制し、圧延による鋼材中の歪を蓄積し、変態後のフェライトの細粒化をもたらす効果があ

る。

- [0019] また、 -20°C での靱性を向上させるためには、Vの添加が効果的である。Vは、炭窒化物（VC、VN、又はその複合物）として析出してフェライトの核生成サイトとして機能し、フェライトの細粒化をもたらす効果がある。
- [0020] また、Mnの添加により、強度と低温靱性が一層向上する。加えて、鋼成分を制御した上で、鋼組織として、フェライトの面積分率、MAの面積分率、フェライトの平均結晶粒径などを制御することが、高強度と低温靱性を両立する上で重要である。
- [0021] 鋼組織を安定的に制御するためには、鋼成分を制御した鋼片を熱間圧延する時に、オーステナイトの再結晶温度域と未再結晶温度域とで、それぞれ十分な圧延歪を与えることが必要である。具体的には、 900°C 超～ 1100°C の温度域で、累積圧下率が20%以上の熱間圧延を行い、さらに 900°C 以下の温度域で、累積圧下率が15%以上の熱間圧延を行う。 900°C 超での圧延によって、オーステナイト粒を細粒化して焼入性を低下させてMAの生成量などを低く抑え、 900°C 以下での圧延によって、鋼材中に歪を多く付与してフェライトの核生成頻度を増加させてフェライトを細粒化する。
- [0022] また、鋼組織を安定的に制御するためには、熱間圧延後の冷却の際、鋼材の表面と内部とで冷却速度の差が小さいことが好ましい。熱間圧延後に鋼材を加速冷却しないで放冷する場合、鋼材の表面および内部では、冷却速度が共に小さくなり、その差も小さくなる。例えば、フランジ厚が20mmのH形鋼では、熱間圧延後に鋼材を放冷すると、 800°C から 500°C までの鋼材の表面および内部の平均冷却速度が共に $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下となる。
- [0023] 熱間圧延後の冷却速度が遅い場合には、一般に、降伏応力および低温靱性を同時に確保することが容易ではない。ただ、鋼成分および製造条件を最適に制御することによって、降伏応力と低温靱性との両立が可能となる。例えば、鋼成分として、C含有量を0.05%～0.160%とし、Bを添加せず不純物レベル以下に制限し、NbおよびVを積極的に添加し、Mn、Ti、Nなどの合金元素の含有量を適切に制御し、炭素当量 C_{eq} を0.30～

0.48の範囲に制御する。加えて、製造条件を最適に制御して、鋼組織として、フェライトの面積分率、MAの面積分率、フェライトの平均結晶粒径などを作りこむ。その結果、強度及び低温靱性に優れた厚手のH形鋼を得ることが可能となる。

[0024] 以下、本実施形態に係るH形鋼について説明する。まず、鋼組成およびその限定理由について詳しく説明する。

[0025] 本実施形態に係るH形鋼は、化学成分として、基本元素を含み、必要に応じて選択元素を含み、残部がFe及び不純物からなる。

[0026] 本実施形態に係るH形鋼の化学成分のうち、C、Si、Mn、Nb、V、Ti、Nが基本元素（主要な合金化元素）である。

[0027] (C : 0.05~0.160%)

C（炭素）は、鋼の強化に有効な元素である。そのため、C含有量の下限を0.05%とする。好ましくは、C含有量の下限を、0.060%、0.070%、または0.080%とする。一方、C含有量が0.160%を超えると、低温靱性の低下を招く。そのため、C含有量の上限を0.160%とする。低温靱性をさらに向上させるために、好ましくは、C含有量の上限を、0.140%、0.130%、または0.120%とする。

[0028] (Si : 0.01~0.60%)

Si（シリコン）は、脱酸元素であり、強度の向上にも寄与する元素である。そのため、Si含有量の下限を0.01%とする。好ましくは、Si含有量の下限を、0.05%、0.10%、または0.15%とする。一方、Si含有量が0.60%を超えると、MAの生成を助長し、低温靱性の低下を招く。そのため、Si含有量の上限を0.60%とする。低温靱性をさらに向上させるために、好ましくは、Si含有量の上限を、0.40%または0.30%とする。

[0029] (Mn : 0.80~1.70%)

Mn（マンガン）は、強度の向上に寄与する元素である。そのため、Mn含有量の下限を0.80%とする。より強度を高めるに、好ましくは、Mn

含有量の下限を、1.0%、1.1%、または1.2%とする。一方、Mn含有量が1.70%を超えると、焼入性が過剰に上昇し、MAの生成を助長し、低温靱性を損なう。そのため、Mn含有量の上限を1.70%とする。好ましくは、Mn含有量の上限を、1.60%または1.50%とする。

[0030] (Nb : 0.005~0.050%)

Nb (ニオブ) は、熱間圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、鋼材中に加工歪を蓄積させることでフェライトの細粒化に寄与し、更に、析出強化により強度の向上に寄与する元素である。そのため、Nb含有量の下限を0.005%とする。好ましくは、Nb含有量の下限を、0.010%、0.020%超、0.025%、または0.030%とする。ただし、Nb含有量が0.050%を超えると、著しい低温靱性の低下を招くことがある。そのため、Nb含有量の上限を0.050%とする。好ましくは、Nb含有量の上限を、0.045%、0.043%、または0.040%とする。なお、Nbを意図的に添加しない場合、不純物として含まれるNb含有量は0.005%未満である。Nb含有量を0.005%以上にするためには、Nbを鋼へ意図的に含有させる。

[0031] (V : 0.05~0.120%)

V (バナジウム) は、オーステナイトの粒内に炭窒化物として析出し、フェライトへの変態核として作用し、フェライト粒を微細化する効果を有する元素である。そのため、V含有量の下限を0.05%とする。好ましくは、V含有量の下限を、0.05%超、0.06%、または0.07%とする。しかし、V含有量が0.120%を超えると、析出物の粗大化に起因して低温靱性を損なうことがある。そのため、V含有量の上限を0.120%とする。好ましくは、V含有量の上限を、0.110%または0.100%とする。

[0032] (Ti : 0.001~0.025%)

Ti (チタン) は、TiNを形成して、鋼中のNを固定する元素である。そのため、Ti含有量の下限を0.001%とする。TiNのピンニング効

果によってオーステナイトをさらに細粒化するために、好ましくは、Ti含有量の下限を、0.005%、0.007%、または0.010%とする。一方、Ti含有量が0.025%を超えると、粗大なTiNが生成し、低温靱性を損なう。そのため、Ti含有量の上限を0.025%とする。好ましくは、Ti含有量の上限を、0.020%、0.015%、または0.012%とする。

また、Alを積極的に添加しない場合、Tiが脱酸元素として働くので、Tiと結合しないNが生じる。ただ、このNは、Ti酸化物を核としてV炭窒化物として析出する。すなわち、Tiが脱酸元素として働いてTi酸化物が析出することにより、V炭窒化物の析出が促進され、低温靱性を向上させることができる。

[0033] (N : 0.0001~0.0120%)

N(窒素)は、TiNやVNを形成し、組織の細粒化や析出強化に寄与する元素である。そのため、N含有量の下限を0.0001%とする。好ましくは、N含有量の下限を、0.0020%、0.0035%、0.0050%超、または0.0060%とする。しかし、N含有量が0.0120%を超えると、低温靱性が低下し、鋳造時の表面割れや製造された鋼材の歪時効による材質不良の原因となる。そのため、N含有量の上限を0.0120%とする。好ましくは、N含有量の上限を、0.0110%、0.0100%、または0.0090%とする。

[0034] 本実施形態に係るH形鋼は、化学成分として、不純物を含有する。なお、「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、原料としての鉱石やスクラップから、または製造環境等から混入するものを指す。例えば、Al、B、P、S、O等の元素を意味する。これら不純物のうち、AlおよびBは、本実施形態の効果を十分に発揮させるために、以下のように制限することが好ましい。また、不純物の含有量は少ないことが好ましいので、下限値を制限する必要がなく、不純物の下限値が0%でもよい。

[0035] (Al : 0.10%以下)

Al（アルミニウム）は、脱酸元素として用いられる元素であるが、Al含有量が0.10%を超えると、酸化物が粗大化して脆性破壊の基点となり、低温靱性が低下する。そのため、Al含有量の上限を0.10%に制限する。また、Alを積極的に脱酸元素として用いない場合には、Tiが脱酸元素として働き、鋼中にTi酸化物が析出する。このTi酸化物は、V炭窒化物の核生成サイトとして機能し、フェライト粒径を微細化し、低温靱性の向上に寄与する。そのため、Alを脱酸元素として用いずに、Alを不純物として、Al含有量の上限を、0.003%未満、0.002%、または0.001%に制限してもよい。なお、一般に、Al含有量を0.003%以上にするためには、Alを鋼へ意図的に含有させる。

[0036] (B : 0.0003%以下)

B（ボロン）は、焼入性を高め、MAの生成を助長し、低温靱性を低下させる。そのため、本実施形態では、Bを積極的に添加せず不純物レベル以下に制限する。B含有量の上限を0.0003%に制限する。好ましくは、B含有量の上限を、0.0003%未満、0.0002%、または0.0001%に制限する。なお、一般に、B含有量を0.0003%超にするためには、Bを鋼へ意図的に含有させる。

[0037] (P : 0.03%以下、S : 0.02%以下、O : 0.005%以下)

P（燐）、S（硫黄）、およびO（酸素）は不純物である。PおよびSは、凝固偏析して溶接割れを助長し、また低温靱性を低下させる。好ましくは、P含有量の上限を、0.03%、0.02%、または0.01%に制限する。また、好ましくは、S含有量の上限を、0.02%または0.01%に制限する。Oは、鋼中に固溶して低温靱性を低下させ、また酸化物粒子の粗大化によって低温靱性を低下させる。好ましくは、O含有量の上限を、0.005%、0.004%、または0.003%に制限する。

[0038] 本実施形態に係るH形鋼は、上記で説明した基本元素および不純物に加えて、選択元素を含有してもよい。例えば、上記した残部であるFeの一部に代えて、選択元素として、Cr、Mo、Ni、Cu、W、Ca、Zr、Mg

、及び／又はREMを含有してもよい。これらの選択元素は、その目的に応じて含有させればよい。よって、これらの選択元素の下限値を制限する必要がなく、下限値が0%でもよい。また、これらの選択元素が不純物として含有されても、上記効果は損なわれない。

[0039] (Cr : 0~0.30%)

Cr (クロム) は、強度の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Cr含有量を0~0.30%にしてもよい。強度のさらなる向上のために、好ましくは、Cr含有量の下限を、0.01%、0.05%、または0.10%とする。一方、Cr含有量が0.30%を超えると、MAの生成を助長し、低温靱性を低下させることがある。そのため、好ましくは、Cr含有量の上限を、0.30%、0.25%、または0.20%とする。

[0040] (Mo : 0~0.20%)

Mo (モリブデン) は、鋼中に固溶して強度の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Mo含有量を0~0.20%にしてもよい。強度のさらなる向上のために、好ましくは、Mo含有量の下限を、0.01%、0.05%、または0.10%とする。しかし、Mo含有量が0.20%を超えると、MAの生成を助長し、低温靱性の低下を招くことがある。そのため、好ましくは、Mo含有量の上限を、0.20%、0.17%、または0.15%とする。

[0041] (Ni : 0~0.50%)

Ni (ニッケル) は、鋼中に固溶して強度の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Ni含有量を0~0.50%にしてもよい。強度のさらなる向上のために、好ましくは、Ni含有量の下限を、0.01%、0.05%、または0.10%とする。しかし、Ni含有量が0.50%を超えると、焼入性を高め、MAの生成を助長し、低温靱性を低下させることがある。そのため、好ましくは、Ni含有量の上限を、0.50%、0.30%、または0.20%とする。

[0042] (Cu : 0~0.35%)

Cu (銅) は、強度の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Cu含有量を0~0.35%にしてもよい。しかし、Cuの添加は、MAの生成を助長し、低温靱性が低下することがある。そのため、好ましくは、Cu含有量を、0.30%以下、0.20%以下、0.10%以下、あるいは、不純物レベルとなる0.03%未満または0.01%未満に制限してもよい。

[0043] (W : 0~0.50%)

W (タングステン) は、鋼中に固溶して強度の向上に寄与する元素である。必要に応じて、W含有量を0~0.50%にしてもよい。好ましくは、W含有量の下限を、0.001%、0.01%、または0.10%とする。しかし、W含有量が0.50%を超えると、MAの生成を助長し、低温靱性を低下させることがある。そのため、好ましくは、W含有量の上限を、0.50%、0.40%、または0.30%とする。なお、Wを意図的に添加しない場合、不純物として含まれるW含有量は0.001%未満である。W含有量を0.001%以上にするためには、Wを鋼へ意図的に含有させる。

[0044] (Ca : 0~0.0050%)

Ca (カルシウム) は、硫化物の形態制御に有効であり、粗大なMnSの生成を抑制し、低温靱性の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Ca含有量を0~0.0050%にしてもよい。好ましくは、Ca含有量の下限を、0.0001%、0.0005%、または0.0010%とする。一方、Ca含有量が0.0050%を超えると、低温靱性が低下することがある。そのため、好ましくは、Ca含有量の上限を、0.0050%、0.0040%、または0.0030%とする。

[0045] (Zr : 0~0.0050%)

Zr (ジルコニウム) は、炭化物、窒化物、又はその複合物として析出し、析出強化に寄与する元素である。必要に応じて、Zr含有量を0~0.0050%にしてもよい。好ましくは、Zr含有量の下限を、0.0001%、0.0005%、または0.0010%とする。一方、Zr含有量が0.0050%を超えると、Zrの炭化物や窒化物などの粗大化を招き、低温靱

性が低下することがある。そのため、好ましくは、Zr含有量の上限を、0.0050%、0.0040%、または0.0030%とする。なお、Zrを意図的に添加しない場合、不純物として含まれるZr含有量は0.0001%未満である。Zr含有量を0.0001%以上にするためには、Zrを鋼へ意図的に含有させる。

[0046] (Mg : 0~0.0050%、REM : 0~0.0050%)

Mg (マグネシウム) やREM (希土類元素) は、母材靱性や溶接熱影響部 (HAZ) の靱性の向上に寄与する元素である。必要に応じて、Mg含有量を0~0.0050%、REM含有量を0~0.0050%にしてもよい。好ましくは、Mg含有量の下限を、0.0005%、0.0010%、または0.0020%とし、REM含有量の下限を、0.0005%、0.0010%、または0.0020%とする。一方、好ましくは、Mg含有量の上限を、0.0040%、0.0030%、または0.0025%とし、REM含有量の上限を、0.0040%、0.0030%、または0.0025%とする。

[0047] (Ceq : 0.30~0.48)

本実施形態に係るH形鋼では、強度の確保の観点から、炭素当量Ceqを制御する。具体的には、Ceqを下記の式1としたとき、H形鋼の化学成分中のC、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cuが、質量%で、 $0.30 \leq Ceq \leq 0.48$ を満足する。Ceqが0.30未満であると、強度が不足する。そのため、Ceqの下限を0.30とする。好ましくは、Ceqの下限を、0.32%、0.34%、または0.35%とする。一方、Ceqが0.48を超えると、低温靱性が低下する。そのため、Ceqの上限を0.48とする。好ましくは、Ceqの上限を、0.45%、0.43%、または0.40%とする。なお、下記の式1によってCeqを計算するとき、鋼中の含有量が検出限界以下の元素は、値として0を式1に代入してCeqを計算すればよい。

[0048] $Ceq = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$

．．． (式1)

[0049] 上記した鋼成分は、鋼の一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、鋼成分は、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。なお、CおよびSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0050] 次に、本実施形態に係るH形鋼の鋼組織およびその限定理由について詳しく説明する。

[0051] 本実施形態に係るH形鋼では、鋼組織が、面積分率で、フェライトを60～100%未満含み、マルテンサイトとオーステナイトとの混合組織MAを3.0%以下に制限し、フェライト及びMA以外の組織を37%以下に制限する。また、フェライトの平均粒径を1 μ m以上、30 μ m以下とする

[0052] (フェライトの面積分率：60～100%未満)

フェライトは、本実施形態に係るH形鋼の鋼組織中での主要な構成相である。フェライトの面積分率が60%未満であると、低温靱性が低下する。そのため、フェライト分率の下限を60%とする。好ましくは、フェライト分率の下限を、65%、70%、または75%とする。一方、フェライトの面積分率を100%に制御することは、パーライトまたはベイナイトの生成を伴うため、物理的に困難である。そのため、フェライト分率の上限を100%未満とする。強度と低温靱性とを好ましく制御するために、好ましくは、フェライト分率の上限を、90%、85%、または80%とする。

[0053] (MAの面積分率：3.0%以下)

MAの生成が助長されると、低温靱性が低下する。本実施形態に係るH形鋼では、MAの生成を助長せずに鋼材の強度を上昇させる。そのため、MA分率を3.0%以下に制限する。好ましくは、MA分率の上限を、2.5%、2.0%、または1.5%とする。なお、MA分率は小さいほど好ましいので、MA分率の下限が0%でもよい。

[0054] (フェライト及びMA以外の組織の面積分率：37%以下)

本実施形態に係るH形鋼の鋼組織には、上記したフェライト及びMA以外の組織として、ベイナイトやパーライトなどが含まれる。フェライト及びMA以外の組織が過剰に含まれると、低温靱性が低下する。そのため、フェライト及びMA以外の組織（上記したフェライト及びMAの残部）の面積分率を37%以下に制限する。好ましくは、フェライト及びMA以外の組織の分率を、35%以下、30%以下、または25%以下とする。なお、フェライト及びMA以外の組織の分率は小さいほど好ましいので、この下限が0%でもよい。

[0055] (フェライトの平均粒径：1～30 μm)

フェライトの平均粒径は微細であることが好ましい。フェライト粒径が30 μm を超えると、低温靱性が低下する。そのため、フェライト粒径の上限を30 μm とする。好ましくは、フェライト粒径の上限を、25 μm 、22 μm 、または18 μm とする。一方、フェライト粒径を1 μm 未満に制御することは、工業的に困難である。そのため、フェライト粒径の下限を1 μm とする。好ましくは、フェライト粒径の下限を、3 μm 、5 μm 、または10 μm とする。

[0056] 上記した鋼組織は、光学顕微鏡による観察で判別すればよい。例えば、図1は、H形鋼の圧延方向と直交する断面模式図であるが、鋼組織は、図1に示す評価部位7近傍を観察面として観察する。具体的には、図1にて、フランジの幅方向端面5aから(1/6)Fの位置かつ、フランジの厚さ方向外側の面5bから(1/4)t₂の位置である評価部位7近傍を観察面として、鋼組織を観察する。なお、この観察面は、フランジの幅方向端面5aと平行な面とする。

[0057] 上記した観察面を研磨および腐食して鋼組織を観察する。研磨は、観察面が鏡面となるまで行い、腐食は、構成相の同定に適した腐食液を用いる。例えば、鏡面に仕上げた観察面をナイトール液で腐食して鋼組織を顕出させると、パーライトやベイナイトが着色されるので、フェライト、マルテンサイ

ト、およびオーステナイトを同定することができる。また、鏡面に仕上げた観察面をレペラー液で腐食して鋼組織を顕出させると、マルテンサイトおよびオーステナイト以外の構成相が黒く着色されるので、マルテンサイトとオーステナイトとの混合組織MAを同定することができる。

[0058] 本実施形態に係るH形鋼では、ナイトール腐食した観察面からフェライトおよびMAの分率を求め、残部をパーライトおよびベイナイトの組織の分率とし、レペラー腐食した観察面からMA分率を求める。具体的には、ナイトール腐食した観察面にて撮影した200倍の光学顕微鏡写真（必要に応じて複数視野）上に、一辺が25 μ mの格子状に測定点を配置し、少なくとも1000の測定点でフェライトまたはMAか否かを判別し、フェライトまたはMAと判断した測定点の数を、全測定点の数で割った値をフェライトまたはMAの分率とする。

[0059] 同様に、レペラー腐食した観察面にて撮影した200倍の光学顕微鏡写真（必要に応じて複数視野）上に、一辺が25 μ mの格子状に測定点を配置し、少なくとも1000の測定点でMAか否かを判別し、MAと判断した測定点の数を、全測定点の数で割った値をMA分率とする。そして、フェライトの分率は、上記で求めたパーライト、ベイナイト、およびMA分率の合計分率を100%から差し引くことにより求める。

[0060] また、本実施形態に係るH形鋼では、上記したナイトール腐食した観察面にて撮影した200倍の光学顕微鏡写真を用いて、JIS G0551（2013）に準拠した切断法からフェライトの平均粒径を求める。

[0061] 次に、本実施形態に係るH形鋼の機械特性について詳しく説明する。

[0062] 本実施形態に係るH形鋼では、平均的な機械特性（強度および低温靱性）が得られる位置として、図1に示す評価部位7を含む領域から試験片を採取して機械特性を評価する。

[0063] まず、図1における評価部位7について説明する。図1は、H形鋼の圧延方向と直交する断面模式図である。図1において、X軸方向をフランジの幅方向と定義し、Y軸をフランジの厚さ方向と定義し、Z軸方向を圧延方向と

定義する。

- [0064] 図1に示すように、評価部位7の中心は、フランジの幅方向長さを F とし、フランジの厚みを t_2 としたとき、フランジの幅方向端面から $(1/6)F$ の位置かつ、フランジの厚さ方向外側の面から $(1/4)t_2$ の位置である。なお、フランジの厚さ方向外側の面とは、フランジの厚さ方向の一方の面であって、ウェブ6とは接しない方の面であり、図1に示す面5bである。また、フランジの幅方向端面とは、図1に示す端面5aである。
- [0065] シャルピー試験により低温靱性を評価する際の試験片は、評価部位7の位置から、試験片の長手方向が圧延方向と平行になるように採取する。また、試験片においてノッチを成形する面は、フランジの幅方向端面5aと平行な何れかの面とする。また、上記試験片は、フランジの幅方向端面5aから $(1/6)F$ の位置かつ、フランジの厚さ方向外側の面5bから $(1/4)t_2$ の位置であればどの位置から採取してもよい。
- [0066] 引張試験により降伏応力（降伏強度又は0.2%耐力）および引張強度（引張最大強度）を評価する際の試験片は、図1において、フランジの幅方向端面5aから $(1/6)F$ の位置が試験片の厚さ方向中心となるように採取する。試験片は、試験片の長手方向が圧延方向と平行になり、また、フランジの厚さ方向全部を切り出すようにすればよい。なお、上記試験片は、フランジの幅方向端面5aから $(1/6)F$ の位置であればどの位置から採取してもよい。
- [0067] 本実施形態に係るH形鋼では、機械特性として、常温での降伏応力が385MPa以上となり、引張強度が490MPa以上となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上となる。強度が高すぎると低温靱性を損なうことがあるため、好ましくは、降伏応力の上限を530MPa、引張強度の上限を690MPaとする。また、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーを500J超とすることは工業的に困難であるので、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーの上限を500Jとしてもよい。なお、常温とは 20°C のことを指す。

- [0068] 本実施形態に係るH形鋼の機械特性を評価する際、引張試験はJIS Z 2241 (2011) に準拠して行い、シャルピー試験はJIS Z 2242 (2005) に準拠して行う。なお、引張試験から得られる応力-歪曲線に降伏現象が認められるときには降伏応力として降伏強度を求め、応力-歪曲線に降伏現象が認められないときには降伏応力として0.2%耐力を求める。
- [0069] 次に、本実施形態に係るH形鋼の形状について詳しく説明する。
- [0070] 本実施形態に係るH形鋼では、フランジの厚み t_2 を20~140mmとする。例えば、高層建築構造物では、強度部材として厚手のH形鋼が求められている。そのため、フランジ厚の下限を20mmとする。好ましくは、フランジ厚の下限を、25mm、40mm、または56mmとする。一方、フランジの厚み t_2 が140mmを超えると、熱間加工時の加工量が不足し強度と低温靱性の両立が難しい。そのため、フランジ厚の上限を140mmとする。好ましくは、フランジ厚の上限を、125mm、89mm、または77mmとする。例えば、フランジの厚み t_2 は、25~140mmであることが好ましい。なお、H形鋼のウェブの厚み t_1 は特に規定しないが、20~140mmであることが好ましく、25~140mmであることがより好ましい。
- [0071] また、H形鋼を熱間圧延で製造する場合、フランジの厚み/ウェブの厚みの比(t_2/t_1)は、0.5~2.0であることが好ましい。フランジの厚み/ウェブの厚みの比(t_2/t_1)が2.0を超えると、ウェブが波打ち状の形状に変形することがある。一方、フランジの厚み/ウェブの厚みの比(t_2/t_1)が0.5未満の場合は、フランジが波打ち状の形状に変形することがある。
- [0072] 従来技術では、フランジの厚みが20mm以上のような厚手のH形鋼で、強度と靱性とを両立させることが難しかった。しかし、本実施形態に係るH形鋼では、フランジ厚が20mm以上の厚手のH形鋼であるにもかかわらず、鋼成分および鋼組織を最適に制御するので、強度と低温靱性との両立が可能となる。

- [0073] 次に、本実施形態に係るH形鋼の好ましい製造方法について詳しく説明する。
- [0074] 本実施形態に係るH形鋼の製造方法は、製鋼工程と、鑄造工程と、加熱工程と、熱間圧延工程と、冷却工程とを有する。
- [0075] 製鋼工程では、上記した鋼組成となるように、溶鋼の化学成分を調整する。製鋼工程では、転炉精錬や二次精錬を行って製造した溶鋼を用いてもよく、電気炉で溶解した溶鋼を原料として用いてもよい。製鋼工程では、必要に応じて、脱酸処理や真空脱ガス処理を行ってもよい。
- [0076] 鑄造工程では、製鋼工程後の溶鋼を鑄造し、鋼片を得る。鑄造は、連続鑄造法、インゴット法などにより行う。生産性の観点から、連続鑄造が好ましい。鋼片の形状は、製造されるH形鋼に近い形状のビームブランクが好ましいが、特に制限されない。また、鋼片の厚みは、生産性の観点から、200mm以上とすることが好ましく、偏析の低減や、熱間圧延を行う前の加熱温度の均質性などを考慮すると、350mm以下が好ましい。
- [0077] 加熱工程では、鑄造工程後の鋼片を1100～1350℃に加熱する。鋼片の加熱温度が1100℃未満であると仕上圧延時の変形抵抗が高くなる。そのため、加熱温度の下限を1100℃とする。Nbなど、炭化物や窒化物などを形成する元素を十分に固溶させるために、好ましくは、加熱温度の下限を1150℃とする。一方、加熱温度が1350℃を超えると、鋼片表面のスケールが液体化して製造に支障が出る。そのため、加熱温度の上限を1350℃とする。なお、加熱工程では、鑄造工程後の室温まで冷却していない鋼片を用いてもよい。
- [0078] 熱間圧延工程では、加熱工程後の鋼片に対して、粗圧延、中間圧延、仕上圧延を行う。粗圧延では、圧延方向と直交する切断面で見たとときの形状が略H形状になるように成形を行う。この略H形状の鋼片に対して、鋼の表面温度が900℃超～1100℃の温度域で、累積圧下率が20%以上の熱間圧延を行い、さらに鋼の表面温度が730℃～900℃の温度域で、累積圧下率が15%以上の熱間圧延を行う。この熱間圧延では、上記の切断面で見

ときの形状が最終的にH形状になるように成形を行う。

- [0079] 900℃超～1100℃の温度域では、オーステナイト粒の細粒化によりベイナイトやMAの生成量を減らすため、累積圧下率を20%以上とする。好ましくは、900℃超～1100℃の温度域での累積圧下率の下限を、25%、30%、または35%とする。必要に応じて、900℃超～1100℃の温度域での累積圧下率の上限を60%としてもよい。
- [0080] 730℃～900℃の温度域では、フェライトの細粒化のため、累積圧下率を15%以上とする。好ましくは、730℃～900℃の温度域での累積圧下率の下限を、20%、25%、または30%とする。必要に応じて、730℃～900℃の温度域での累積圧下率の上限を50%としてもよい。
- [0081] なお、730℃を下回る温度で圧延を行うと低温靱性の低下を招くことがある。そのため、圧延終了温度（圧延仕上温度）は、鋼の表面温度で730℃以上とする。好ましくは、圧延仕上温度の上限を、750℃とする。
- [0082] 熱間圧延工程では、粗圧延、中間圧延、仕上圧延を行うが、例えば、900℃超～1100℃の温度域での圧延は、粗圧延、中間圧延、または仕上圧延の何れで行ってもよい。同様に、730℃～900℃の温度域での圧延は、粗圧延、中間圧延、または仕上圧延の何れで行ってもよい。本実施形態に係るH形鋼の製造方法では、上記の温度域での累積圧下率が制御されればよい。
- [0083] また、上記温度域での累積圧下率は、図1に示すフランジの幅方向端面5aから(1/6)Fに対応する位置のフランジ厚を基準に求める。例えば、900℃超～1100℃の温度域での累積圧下率は、鋼の表面温度が1100℃時点でのフランジ厚と900℃に到達する直前のフランジ厚との差から計算される圧下率とする。同様に、730℃～900℃の温度域での累積圧下率は、鋼の表面温度が900℃時点でのフランジ厚と730℃時点でのフランジ厚との差から計算される圧下率とする。
- [0084] 熱間圧延工程での、粗圧延、中間圧延、仕上圧延の方法は、特に限定されない。例えば、粗圧延としてブレークダウン圧延を行い、中間圧延としてユ

ユニバーサル圧延またはエッジング圧延を行い、仕上圧延としてユニバーサル圧延を行うことによって、圧延方向と直交する切断面で見たとときの形状がH形となるように成形すればよい。

- [0085] 熱間圧延工程では、圧延パス間で水冷を行ってもよい。圧延パス間での水冷は、オーステナイトが相変態する温度よりも高い温度域での温度制御を目的として行われる冷却である。圧延パス間での水冷によって鋼材中にベイナイトやMAが生成することはない。
- [0086] また、熱間圧延工程では、2ヒート圧延を行ってもよい。2ヒート圧延とは、一次圧延後に鋼片を500℃以下に冷却した後、再度、鋼片を1100～1350℃に加熱して二次圧延を行う圧延方法である。2ヒート圧延では、熱間圧延での塑性変形量が少なく、圧延工程での温度の低下も小さくなるため、二度目の加熱温度を低めにすることができる。
- [0087] 冷却工程では、熱間圧延工程後の熱延材を冷却する。本実施形態に係るH形鋼の製造方法では、熱間圧延の終了後にそのまま熱延材を大気中で放冷する。大気中で熱延材を放冷した場合、800℃から500℃までの鋼材の表面および内部の平均冷却速度は1℃/秒以下となる。熱延材を大気中で放冷することによって、鋼材の表面および内部での冷却速度が均一となるので、鋼材の部位による機械特性のばらつきが抑制される。なお、本実施形態に係るH形鋼の製造方法で、放冷は、熱間圧延直後から鋼材温度が400℃以下になるまで、強制的な冷却を行うことなしに大気中で冷却することを意味する。
- [0088] 従来技術では、強度と靱性との両立を図るために熱延材を加速冷却していたので、鋼材の表面および内部で機械特性のばらつきが生じていた。一方、本実施形態に係るH形鋼の製造方法では、熱延材を大気中で放冷しているにもかかわらず、鋼成分および鋼組織を最適に制御するので、鋼材の表面および内部で機械特性のばらつきが生じることなしに強度と低温靱性との両立が可能となる。
- [0089] 本実施形態に係るH形鋼の製造方法は、高度な製鋼技術や加速冷却を必要

としないので、製造負荷低減、工期の短縮を図ることができる。したがって、本実施形態に係るH形鋼は、経済性を損なうことなく、大型建造物の信頼性を向上させることができる。

実施例 1

[0090] 次に、実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に詳細に説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に制限されない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限り、種々の条件を採用し得る。

[0091] 表1～表3に示す化学成分を有する鋼を溶製し、連続鑄造により、厚みが240～300mmの鋼片を製造した。鋼の溶製は転炉で行い、一次脱酸し、合金元素を添加して成分を調整し、必要に応じて、真空脱ガス処理を行った。得られた鋼片を加熱し、熱間圧延を行い、H形鋼を製造した。成分No. 1～48として示した鋼成分は、製造後の各H形鋼から採取した試料を化学分析して求めた。表中には示さないが、何れの実施例も、Pが0.03%以下、Sが0.02%以下、Oが0.005%以下であった。なお、表中の化学成分の空欄は、鋼に積極的に添加しなかったか、または含有量が検出限界以下であったことを表す。

[0092] H形鋼の製造工程を図2に示す。熱間圧延は、加熱炉1にて加熱された鋼片を、粗圧延機2a、中間圧延機2b、仕上圧延機2cを含むユニバーサル圧延装置列で行った。熱間圧延の終了後にそのまま熱延材を400℃以下になるまで放冷した。熱間圧延終了温度から500℃までの熱延材の表面および内部の平均冷却速度は共に1℃/秒以下であった。熱間圧延のパス間で水冷を行う場合、中間ユニバーサル圧延機（中間圧延機）2bの前後に設けた水冷装置3を用いてフランジ外側面のスプレー冷却を行った。この際、リバース圧延を行った。

[0093] 表4～表6に、製造条件および製造結果を示す。表4～表6に示す熱間圧延時の圧下率は、図1に示すフランジの幅方向端面5aから(1/6)Fに

対応する位置での各温度域における累積圧下率である。

- [0094] 製造したH形鋼について、上述したように、図1に示す評価部位7から採取した試験片を用いて -20°C でシャルピー試験を行い、低温靱性を評価した。また、フランジの幅方向端面5aから $(1/6)F$ の位置が厚さ方向の中心となる試験片を用いて常温(20°C)で引張試験を行い、引張特性を評価した。また、図1に示す評価部位7近傍を観察面とする試料を用いて組織観察を行い、鋼組織を評価した。
- [0095] 引張試験は、JIS Z2241(2005)に準拠して行った。引張試験の応力-歪曲線が降伏挙動を示す場合には降伏応力を降伏点とし、降伏挙動を示さない場合には降伏応力を0.2%耐力とした。シャルピー衝撃試験は、JIS Z2242(2005)に準拠して行った。シャルピー衝撃試験は -20°C で行った。
- [0096] 組織観察は、上述した方法により、光学顕微鏡写真を用いて、フェライト分率、MA分率、並びにフェライト及びMA以外の組織の分率を測定した。また、フェライト及びMA以外の組織は、ベイナイトまたはパーライトである。また、光学顕微鏡写真を用いて、JIS G0551(2013)に準拠した切断法によってフェライトの平均粒径を求めた。
- [0097] 引張特性として、常温での降伏応力(YS)が 385MPa 以上であり、引張強度(TS)が 490MPa 以上である鋼材を合格と判断した。また、低温靱性として、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギー($vE-20$)が 100J 以上である鋼材を合格と判断した。
- [0098] 表1~6に示すように、本発明例である製造No. 1~8、製造No. 11~18、および製造No. 34~43は、鋼成分、鋼組織、および機械特性の何れもが本発明の範囲を満足していた。
- [0099] 一方、比較例である製造No. 9~10、製造No. 19~33、および製造No. 44~50は、鋼成分、鋼組織、および機械特性の何れかが本発明の範囲を満足しなかった。
- [0100] 製造No. 9は、 900°C 超~ 1100°C での圧下率が不十分であったた

め、鋼組織中のフェライト分率が不十分となり、フェライト及びMA以外の組織の分率が過剰となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0101] 製造No. 10は、 $730^{\circ}\text{C}\sim 900^{\circ}\text{C}$ での圧下率が不十分であったため、フェライト粒径が粗大となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0102] 製造No. 19は、 900°C 超 $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ での圧下率が不十分であったため、フェライト分率が不十分となり、MA分率が過剰となり、フェライト及びMA以外の組織の分率が過剰となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0103] 製造No. 20はC含有量が多く、製造No. 25はNb含有量が多く、製造No. 26はV含有量が多く、製造No. 28はAl含有量が多く、製造No. 29はTi含有量が多く、製造No. 30はN含有量が多く、製造No. 31はCe qが過剰であったため、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0104] 製造No. 21はC含有量が少なく、製造No. 24はMn含有量が少なく、製造No. 32はCe qが不十分であり、製造No. 46はSi含有量が少なかったため、YS及びTSが不十分となった例である。

[0105] 製造No. 22はSi含有量が多く、製造No. 23はMn含有量が多く、MA分率が過剰であったため、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0106] 製造No. 27は、V含有量が少なかったため、フェライト粒径が粗大となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0107] 製造No. 33はB含有量およびCe qが過剰であり、製造No. 49はB含有量が多かったため、MA分率が過剰となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0108] 製造No. 44及び製造No. 45は、V含有量が少なかったため、フェライト粒径が粗大となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分

となった例である。

[0109] 製造No. 47はNb含有量が少なかったため、フェライト粒径が粗大となり、YS及びTSが不十分となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0110] 製造No. 48はTi含有量が少なかったため、フェライト粒径が粗大となり、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0111] 製造No. 50は圧延仕上温度が低かったため、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが不十分となった例である。

[0112]

[表1]

表1

製造 No.	成分 No.	化学成分[質量%] (残部Fe及び不純物)																Ceq	
		C	Si	Mn	Nb	V	Al	Ti	N	Cr	Mo	Ni	Cu	W	B	Ca	Zr		
1	1	0.158	0.55	0.82	0.045	0.098	0.095	0.024	0.0005										0.314
2	2	0.157	0.54	0.84	0.046	0.051	0.091	0.022	0.0007										0.307
3	3	0.131	0.38	1.55	0.047	0.099	0.032	0.012	0.0023					0.40			0.0018	0.409	
4	4	0.130	0.09	1.59	0.041	0.102	0.028	0.010	0.0030									0.415	
5	5	0.121	0.40	1.40	0.045	0.110	0.037	0.011	0.0070		0.20	0.20						0.403	
6	6	0.119	0.44	0.95	0.040	0.115	0.031	0.012	0.0042	0.18								0.336	
7	7	0.110	0.29	1.20	0.033	0.099	0.030	0.008	0.0019	0.20					0.0036			0.370	
8	8	0.109	0.05	1.60	0.045	0.111	0.030	0.011	0.0071									0.398	
9	8	0.109	0.05	1.60	0.045	0.111	0.030	0.011	0.0071									0.398	
10	8	0.109	0.05	1.60	0.045	0.111	0.030	0.011	0.0071									0.398	
11	9	0.100	0.41	1.22	0.049	0.089	0.012	0.002	0.0022	0.28								0.377	
12	10	0.099	0.28	1.01	0.020	0.098	0.030	0.007	0.0080		0.19				0.0020			0.325	
13	11	0.090	0.15	1.40	0.005	0.070	0.051	0.019	0.0114									0.337	
14	12	0.090	0.12	1.35	0.035	0.090	0.040	0.009	0.0056								0.0025	0.354	
15	13	0.080	0.56	1.55	0.030	0.099	0.019	0.012	0.0095									0.358	
16	14	0.071	0.33	1.59	0.044	0.102	0.025	0.009	0.0072		0.18							0.392	
17	15	0.060	0.07	1.30	0.033	0.088	0.032	0.010	0.0029	0.20	0.19	0.20	0.20					0.399	

空欄は、元素を意図的に添加しないこと、または検出限界以下であることを意味する。
 下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0113]

[表2]

表2

製造 No.	成分 No.	化学成分[質量%] (残部Fe及び不純物)																Ceq
		C	Si	Mn	Nb	V	Al	Ti	N	Cr	Mo	Ni	Cu	W	B	Ca	Zr	
18	16	0.051	0.20	1.66	0.040	0.109	0.030	0.012	0.0030		0.18	0.25						0.402
19	16	0.051	0.20	1.66	0.040	0.109	0.030	0.012	0.0030		0.18	0.25						0.402
20	17	0.174	0.30	1.50	0.041	0.098	0.032	0.011	0.0034		0.10							0.464
21	18	0.040	0.10	1.42	0.020	0.101	0.028	0.011	0.0052			0.20	0.20					0.324
22	19	0.140	0.65	1.59	0.039	0.110	0.044	0.009	0.0070		0.10							0.447
23	20	0.139	0.39	1.80	0.038	0.111	0.031	0.010	0.0055									0.461
24	21	0.101	0.21	0.73	0.045	0.099	0.029	0.011	0.0039		0.19	0.21	0.21					0.308
25	22	0.130	0.38	1.60	0.061	0.113	0.040	0.012	0.0040			0.11	0.10					0.433
26	23	0.141	0.35	1.55	0.045	0.130	0.030	0.008	0.0051									0.425
27	24	0.099	0.35	1.54	0.039	0.044	0.021	0.008	0.0029									0.364
28	25	0.121	0.37	1.58	0.044	0.080	0.110	0.010	0.0027									0.400
29	26	0.120	0.38	1.55	0.047	0.090	0.052	0.028	0.0031									0.396
30	27	0.119	0.39	1.54	0.038	0.102	0.030	0.011	0.0131									0.396
31	28	0.150	0.45	1.61	0.045	0.112	0.030	0.012	0.0050	0.11	0.10	0.20						0.496
32	29	0.065	0.30	0.89	0.010	0.061	0.029	0.009	0.0044	0.20								0.266
33	30	0.070	0.35	1.10	0.035	0.051	0.030	0.012	0.0020						0.0005			0.264

空欄は、元素を意図的に添加しないこと、または検出限界以下であることを意味する。
下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0114]

[表3]

表3

製造 No.	成分 No.	化学成分[質量%] (残部Fe及び不純物)																Ceq	
		C	Si	Mn	Nb	V	Al	Ti	N	Cr	Mo	Ni	Cu	W	B	Ca	Zr		
34	31	0.150	0.03	1.01	0.020	0.099		0.008	0.0006										0.338
35	32	0.139	0.51	1.20	0.015	0.078		0.009	0.0050	0.09					0.0022	0.0021		0.373	
36	33	0.129	0.40	1.32	0.032	0.101	0.002	0.020	0.0033									0.369	
37	34	0.121	0.10	0.99	0.045	0.089		0.015	0.0101		0.20			0.20				0.317	
38	35	0.110	0.35	1.59	0.044	0.101	0.001	0.011	0.0077									0.395	
39	36	0.100	0.34	1.62	0.042	0.051		0.012	0.0029									0.380	
40	37	0.092	0.25	1.44	0.039	0.062		0.010	0.0020									0.344	
41	38	0.082	0.41	1.00	0.019	0.110	0.001	0.025	0.0061	0.20	0.20	0.22						0.339	
42	39	0.073	0.50	1.40	0.039	0.098		0.010	0.0080	0.11						0.0015		0.348	
43	40	0.062	0.42	1.62	0.045	0.080		0.012	0.0073	0.20								0.388	
44	41	0.099	0.35	1.50	0.020	0.040		0.012	0.0025		0.20				0.0019			0.370	
45	42	0.102	0.36	1.48	0.031	0.031	0.001	0.008	0.0029									0.355	
46	43	0.099	0.004	1.49	0.042	0.099	0.001	0.011	0.0061									0.367	
47	44	0.111	0.35	1.35	0.004	0.109	0.001	0.009	0.0039									0.358	
48	45	0.119	0.35	1.48	0.045	0.089	0.002	0.0004	0.0029									0.383	
49	46	0.065	0.35	1.01	0.039	0.051	0.001	0.011	0.0033	0.20	0.20	0.22		0.0004				0.312	
50	47	0.092	0.36	1.59	0.044	0.070		0.022	0.0025									0.371	

空欄は、元素を意図的に添加しないこと、または検出限界以下であることを意味する。
 下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0115] [表4]

表4

製造 No.	成分 No.	フランジ厚み [mm]	鑄片加熱温度 [°C]	900°C超 ~ 1100°C 圧下率 [%]	730°C ~ 900°C 圧下率 [%]	圧延仕上温度 [°C]	フェライト面積分率 [%]	MA面積分率 [%]	フェライト及びMA以外の面積分率 [%]	フェライト平均結晶粒径 [μm]	YS [MPa]	TS [MPa]	vE-20°C [J]	備考
1	1	20	1310	50	35	740	75	0.5	24.5	13.5	498	602	260	本発明
2	2	20	1310	35	35	750	64	2.8	33.2	27.5	457	590	108	本発明
3	3	40	1310	35	30	762	68	2.5	29.5	16.0	464	570	248	本発明
4	4	40	1310	35	30	760	70	0.8	29.2	15.5	454	575	239	本発明
5	5	140	1310	25	22	801	75	1.3	23.7	18.9	414	521	208	本発明
6	6	140	1310	25	22	795	73	1.3	25.7	17.8	394	517	202	本発明
7	7	56	1310	33	30	752	77	0.8	22.2	12.6	425	555	255	本発明
8	8	77	1250	33	28	789	78	0.8	21.2	17.7	458	550	241	本発明
9	8	77	1250	13	28	796	55	2.8	42.2	24.5	461	553	77	比較例
10	8	77	1250	33	13	800	76	1.0	23.0	38.2	469	563	36	比較例
11	9	125	1310	28	25	822	79	0.5	20.5	18.8	413	532	199	本発明
12	10	125	1310	28	25	825	80	0.3	19.7	20.1	414	529	189	本発明
13	11	89	1200	30	27	848	83	0.0	17.0	24.0	451	539	180	本発明
14	12	89	1200	30	27	841	82	2.3	15.7	26.6	425	544	177	本発明
15	13	40	1150	35	30	790	84	0.3	15.7	18.6	460	590	202	本発明
16	14	40	1150	35	30	796	83	0.5	16.5	18.8	500	601	231	本発明
17	15	77	1310	33	28	849	86	1.0	13.0	27.8	423	552	169	本発明

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0116] [表5]

表5

製造 No.	成分 No.	フランジ厚み [mm]	鋳片加熱温度 [°C]	900°C超 ~ 1100°C 圧下率 [%]	730°C ~ 900°C 圧下率 [%]	圧延仕上温度 [°C]	フェライト面積分率 [%]	MA面積分率 [%]	フェライト及びMA以外の面積分率 [%]	フェライト平均結晶粒径 [μm]	YS [MPa]	TS [MPa]	vE-20°C [J]	備考
18	16	77	1310	33	28	840	88	1.0	11.0	24.5	418	548	135	本発明
19	16	77	1310	<u>13</u>	35	835	<u>54</u>	<u>3.5</u>	<u>42.5</u>	26.0	423	554	<u>67</u>	比較例
20	17	89	1310	30	27	821	62	0.8	<u>37.2</u>	18.2	434	543	88	比較例
21	18	89	1310	30	27	827	90	1.5	8.5	17.7	380	<u>485</u>	215	比較例
22	19	89	1310	30	27	833	65	<u>3.5</u>	31.5	18.4	446	551	<u>54</u>	比較例
23	20	56	1310	40	30	787	70	3.3	26.7	14.4	443	575	69	比較例
24	21	56	1310	40	30	777	75	0.3	24.7	14.3	<u>383</u>	<u>484</u>	275	比較例
25	22	56	1310	40	30	775	69	1.5	29.5	13.9	463	574	70	比較例
26	23	77	1310	33	28	780	68	1.3	30.7	15.0	462	555	92	比較例
27	24	77	1310	33	28	792	79	0.8	20.2	<u>30.5</u>	421	549	<u>96</u>	比較例
28	25	77	1310	33	28	799	75	0.5	24.5	16.1	448	556	<u>48</u>	比較例
29	26	77	1310	33	28	805	77	0.0	23.0	16.0	441	564	39	比較例
30	27	77	1310	33	32	783	79	0.5	20.5	15.2	452	561	88	比較例
31	28	77	1310	33	32	800	65	2.8	32.2	15.5	486	632	74	比較例
32	29	77	1310	33	32	774	85	0.3	14.7	14.8	<u>369</u>	<u>481</u>	236	比較例
33	30	77	1310	33	32	795	66	<u>5.0</u>	29.0	27.9	438	598	<u>44</u>	比較例

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0117] [表6]

表6

製造 No.	成分 No.	フランジ厚み [mm]	鋳片加熱温度 [°C]	900°C超 ~ 1100°C 圧下率 [%]	730°C ~ 900°C 圧下率 [%]	圧延仕上温度 [°C]	フェライト面積分率 [%]	MA面積分率 [%]	フェライト及びPbMA以外の面積分率 [%]	フェライト平均結晶粒径 [μm]	YS [MPa]	TS [MPa]	vE-20°C [J]	備考
34	31	56	1250	40	30	820	77	0.3	22.7	16.8	456	562	334	本発明
35	32	56	1250	40	30	827	74	0.9	25.1	16.4	440	567	307	本発明
36	33	125	1310	28	25	830	69	1.3	29.7	18.5	415	519	280	本発明
37	34	125	1310	28	25	821	69	1.4	29.6	18.0	418	505	300	本発明
38	35	77	1310	33	28	812	72	0.8	27.2	13.2	468	581	355	本発明
39	36	77	1310	33	28	802	70	1.2	28.8	27.9	444	561	114	本発明
40	37	77	1310	33	28	798	72	1.0	27.0	27.5	456	549	128	本発明
41	38	89	1310	30	27	845	75	2.5	22.5	14.4	438	539	332	本発明
42	39	89	1310	30	27	856	76	1.6	22.4	13.9	447	544	318	本発明
43	40	89	1310	30	27	863	79	0.6	20.4	15.0	458	560	299	本発明
44	41	77	1310	33	28	790	73	1.5	25.5	<u>33.6</u>	450	570	<u>77</u>	比較例
45	42	77	1310	33	28	788	74	1.3	24.7	<u>35.9</u>	447	558	45	比較例
46	43	89	1310	30	27	833	65	2.5	32.5	18.0	<u>375</u>	<u>487</u>	115	比較例
47	44	56	1310	40	30	760	70	1.3	28.7	<u>31.2</u>	<u>379</u>	<u>479</u>	<u>92</u>	比較例
48	45	77	1310	33	30	792	75	0.5	24.5	<u>31.8</u>	447	561	<u>85</u>	比較例
49	46	77	1310	33	32	774	70	<u>4.6</u>	25.4	27.9	492	602	<u>54</u>	比較例
50	47	77	1310	25	35	720	69	0.6	30.4	28.5	498	592	<u>88</u>	比較例

下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

産業上の利用可能性

[0118] 本発明の上記態様によれば、強度及び低温靱性に優れる厚手のH形鋼及びその製造方法の提供が可能となるので、産業上の利用可能性が高い。

符号の説明

- [0119]
- 1 加熱炉
 - 2 a 粗圧延機
 - 2 b 中間圧延機
 - 2 c 仕上圧延機
 - 3 中間圧延機前後の水冷装置
 - 4 H形鋼
 - 5 フランジ
 - 5 a フランジの幅方向端面
 - 5 b フランジの厚さ方向外側の面
 - 6 ウェブ
 - 7 引張特性、低温靱性、および鋼材組織の評価部位
 - F フランジの幅方向長さ
 - H 高さ
 - t₁ ウェブの厚み
 - t₂ フランジの厚み

請求の範囲

[請求項1]

鋼が、化学成分として、質量%で、

C : 0.05~0.160%、

Si : 0.01~0.60%、

Mn : 0.80~1.70%、

Nb : 0.005~0.050%、

V : 0.05~0.120%、

Ti : 0.001~0.025%、

N : 0.0001~0.0120%、

Cr : 0~0.30%、

Mo : 0~0.20%、

Ni : 0~0.50%、

Cu : 0~0.35%、

W : 0~0.50%、

Ca : 0~0.0050%、

Zr : 0~0.0050%

を含有し、

Al : 0.10%以下、

B : 0.0003%以下

に制限し、

残部がFe及び不純物からなり、

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$$
としたとき、前記化学成分中のC、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cuが、 $0.30 \leq C_{eq} \leq 0.48$ を満足し、

前記鋼が、金属組織として、面積分率で、

フェライトを60~100%未満含み、

マルテンサイトとオーステナイトとの混合組織MAを3.0%以下に制限し、

前記フェライト及び前記MA以外の組織を37%以下に制限し、
前記フェライトの平均粒径が1~30 μ mであり、
前記鋼を圧延方向と直交する切断面を見たとき、形状がH形であり、
フランジの厚みが20~140mmであり、
前記フランジの幅方向長さをFとしたとき、前記フランジの幅方向
端面から(1/6)Fの位置にて、引張降伏応力が385~530MPaで、引張最大強度が490~690MPaであり、
前記フランジの厚みを t_2 としたとき、前記(1/6)Fの位置か
つ、前記フランジの厚さ方向外側の面から(1/4) t_2 の位置にて
、-20℃でのシャルピー試験の吸収エネルギーが100J以上であ
る
ことを特徴とするH形鋼。

[請求項2] 前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、
Nb:0.02超~0.050%
を含有する
ことを特徴とする請求項1に記載のH形鋼。

[請求項3] 前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、
N:0.005超~0.0120%
を含有する
ことを特徴とする請求項1に記載のH形鋼。

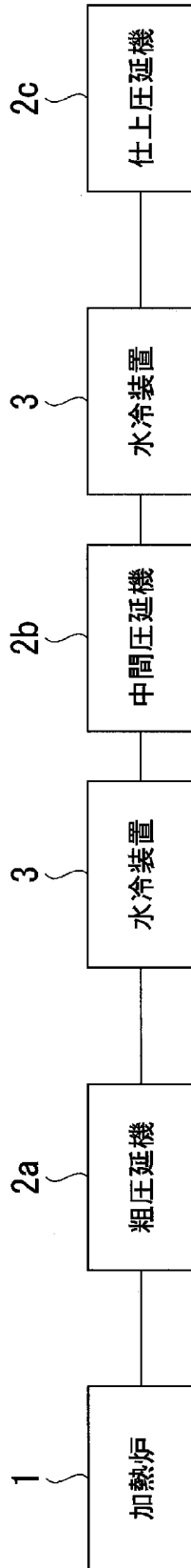
[請求項4] 前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、
Cu:0.03%未満
に制限する
ことを特徴とする請求項1に記載のH形鋼。

[請求項5] 前記鋼が、前記化学成分として、質量%で、
Al:0.003%未満
に制限する
ことを特徴とする請求項1に記載のH形鋼。

[請求項6] 前記フランジの前記厚みが25～140mmであることを特徴とする請求項1に記載のH形鋼。

[請求項7] 請求項1～6の何れか1項に記載のH形鋼の製造方法であって、
請求項1～5の何れか1項に記載の前記化学成分を有する溶鋼を得る製鋼工程と、
前記製鋼工程後の前記溶鋼を鋳造して鋼片を得る鋳造工程と、
前記鋳造工程後の前記鋼片を1100～1350℃に加熱する加熱工程と、
前記加熱工程後の前記鋼片に対して、圧延方向と直交する切断面で見たとときの形状がH形となるように、フランジの幅方向端面から(1/6)Fの位置での累積圧下率が900℃超～1100℃で20%以上であり、前記位置での累積圧下率が730～900℃で15%以上であり、730℃以上で圧延を終了する条件で圧延を行う熱間圧延工程と、
前記熱間圧延工程後の熱延材を放冷する冷却工程と、を備えることを特徴とするH形鋼の製造方法。

[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No. PCT/JP2017/045965
--

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D8/00 (2006.01) i, C22C38/14 (2006.01) i,
 C22C38/58 (2006.01) i

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

B. FIELDS SEARCHED
 Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
 Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00

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

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2016-141834 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 08 August 2016 (Family: none)	1-7
A	JP 2016-079443 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 16 May 2016 (Family: none)	1-7
A	JP 2016-117945 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 30 June 2016 (Family: none)	1-7

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

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 13 March 2018 (13.03.2018)	Date of mailing of the international search report 27 March 2018 (27.03.2018)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.
--	---

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/045965

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2016-117932 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 30 June 2016 (Family: none)	1-7
A	WO 2014/080818 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 30 May 2014 & US 2015/0204071 A1 & EP 2865779 A1	1-7
A	JP 2012-180584 A (JFE STEEL CORPORATION) 20 September 2012 (Family: none)	1-7
A	JP 2012-041603 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 01 March 2012 (Family: none)	1-7
A	WO 2011/065479 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 03 June 2011 (Family: none)	1-7
A	JP 2011-106006 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 02 June 2011 (Family: none)	1-7
A	JP 2005-264208 A (JFE STEEL CORPORATION) 29 September 2005 (Family: none)	1-7
A	JP 2004-256894 A (JFE STEEL CORPORATION) 16 September 2004 (Family: none)	1-7
A	JP 2002-363642 A (NKK CORP.) 18 December 2002 (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2016-141834 A（新日鐵住金株式会社）2016.08.08（ファミリーなし）	1-7
A	JP 2016-079443 A（新日鐵住金株式会社）2016.05.16（ファミリーなし）	1-7
A	JP 2016-117945 A（新日鐵住金株式会社）2016.06.30（ファミリーなし）	1-7

☑ 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

13.03.2018

国際調査報告の発送日

27.03.2018

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/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）

太田 一平

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

3841

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2016-117932 A (新日鐵住金株式会社) 2016. 06. 30 (ファミリーなし)	1-7
A	WO 2014/080818 A1 (新日鐵住金株式会社) 2014. 05. 30 & US 2015/0204071 A1 & EP 2865779 A1	1-7
A	JP 2012-180584 A (J F E スチール株式会社) 2012. 09. 20 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2012-041603 A (住友金属工業株式会社) 2012. 03. 01 (ファミリーなし)	1-7
A	WO 2011/065479 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011. 06. 03 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2011-106006 A (住友金属工業株式会社) 2011. 06. 02 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2005-264208 A (J F E スチール株式会社) 2005. 09. 29 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2004-256894 A (J F E スチール株式会社) 2004. 09. 16 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2002-363642 A (日本鋼管株式会社) 2002. 12. 18 (ファミリーなし)	1-7