

(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
2015年6月25日(25.06.2015)



(10) 国際公開番号

WO 2015/093321 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/00 (2006.01)
C21C 7/04 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21C 7/06 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/082267
- (22) 国際出願日: 2014年12月5日(05.12.2014)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2013-259410 2013年12月16日(16.12.2013) 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). 光安 和章(MITSUYASU Kazuaki); 〒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

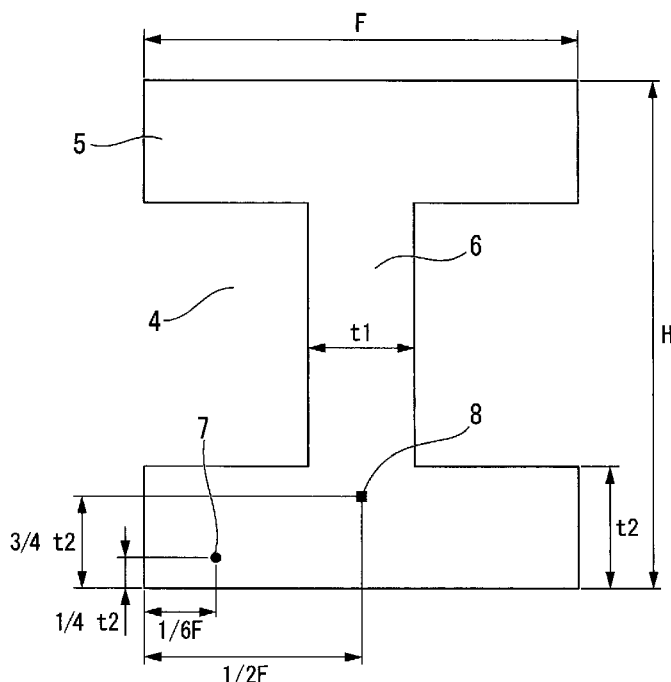
区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake 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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

[続葉有]

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

(54) 発明の名称: H形鋼及びその製造方法



(57) Abstract: An H-shaped steel comprises specific chemical components and contains a Ti oxide having a particle diameter of 0.01 to 3.0 μm at a density of 30 particles / mm^2 or more, wherein the thickness of a flange is 100 to 150 mm, the areal fraction of bainite is 80% or more as measured at a position which is located at a depth of one-sixth from a surface of the flange as observed in the length direction and is also located at a depth of one-fourth from a surface of the flange as observed in the thickness direction, the yield strength or 0.2% proof stress of the H-shaped steel is 450 MPa or more, the tensile strength of the H-shaped steel is 550 MPa or more, the Charpy absorbed energy of the H-shaped steel at 21°C is 100 J or more as measured at a position which is located at a depth of one-half from a surface of the flange as observed in the length direction and is also located at a depth of three-fourth from a surface of the flange as observed in the thickness direction, and the average particle diameter of austenite is 50 to 200 μm .

(57) 要約: このH形鋼は、所定の化学成分を有し、粒径が0.01～3.0 μm であるTi酸化物を30個/ mm^2

[続葉有]

WO 2015/093321 A1



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

²以上の密度で有し、フランジの板厚が100～150mmであり、前記フランジの長さ方向で表面から1/6、かつ、厚さ方向で表面から1/4の位置における、ベイナイト面積分率が80%以上であり、降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上、引張強度が550MPa以上であり、フランジの長さ方向で表面から1/2、かつ、厚さ方向で表面から3/4の位置における、21℃でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上であり、オーステナイト粒径の平均が50～200μmである。

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、建築建造物の構造部材などに好適な、靱性に優れた高強度極厚H形鋼及びその製造方法に関する。

本願は、2013年12月16日に、日本に出願された特願2013-259410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] 建築物の高層化や安全基準の厳格化から、建築物の柱・梁に用いられるH形鋼には、強度や靱性などの機械的特性の向上が求められている。特に高層化された建築物にはフランジ厚が100mm以上のH形鋼（以下、極厚H形鋼という。）の使用が望まれており、極厚H形鋼の機械的特性の向上が求められている。

[0003] 一般に鉄鋼材料において、強度が増すほど、製品の厚さが増大するほど、靱性は低下する傾向にある。そのため、高強度で厚い鋼材の靱性の確保は困難である。

[0004] また、H形鋼は、形状が特異であるので、ユニバーサル圧延で製造することが好ましい。しかしながら、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、特に、極厚H形鋼の製造においては、ウェブ、フランジ、フィレットなどの各部位で、圧延中の温度履歴、圧下率、加速冷却時の冷却速度等に大きな差が生じる。その結果、圧延によって製造された極厚H形鋼の断面内では、位置によって強度及び靱性に大きな差が生じる。

[0005] 更に、連続鋳造によって得られた鋼片を熱間圧延し、極厚H形鋼を製造する場合、結晶粒の微細化によって靱性を確保することが困難になる。この理由は、極厚H形鋼の圧延は、通常の厚鋼板の圧延に比べて時間が掛かるので、特にフィレット部など、鋼材の内部では、圧延終了時の温度が表層の温度

よりも高くなりやすいためである。

[0006] 従来、H形鋼の靱性向上に関して、例えば特許文献1及び2には、Ti酸化物を鋼中に分散させて、粒内フェライトを生成させて結晶粒を微細化する方法が提案されている。また、例えば特許文献3～5には、Ti酸化物の微細分散に加え、温度制御圧延及び制御冷却によって高強度で靱性に優れた圧延形鋼を製造する方法が提案されている。

[0007] しかし、これらの先行技術文献には、強度及び靱性を両立させた、省合金型の、靱性に優れた高強度極厚H形鋼については具体的な開示がない。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：日本国特開平4－157117号公報

特許文献2：日本国特開平4－279248号公報

特許文献3：日本国特開平5－263182号公報

特許文献4：日本国特開平7－76725号公報

特許文献5：日本国特開平7－238316号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] H形鋼のフランジ厚が100mm以上の極厚H形鋼では、強度と靱性とを両立させることが難しくなる。従来は、降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上の高強度極厚H形鋼を製造する場合、靱性を確保するため、靱性を高める効果を有する合金元素を添加する必要があった。合金元素のうち、Niは焼入れ性を高めて高強度化に寄与し、かつ靱性を高める極めて有用な元素である。しかし、Niは高価な元素であるので、製造コストを削減するためには、Niの添加量を制限する必要がある。

[0010] 合金元素の添加を制限（省合金化）した上で、強度を確保する方法として、鋼材がフェライト変態開始温度（ A_{r3} 点）に到達する前に圧延を終了し、圧延後に水冷を行い、ベイナイトなどの低温変態組織を生成させる加速冷却

法が知られている。また、強度及び靱性を向上させるためには、より低温で熱間圧延を行い、組織を微細化することが好ましいことが知られている。

しかしながら、フランジ厚が100mm以上の極厚H形鋼を圧延によって製造する場合、圧延過程において表面と内部との温度差が大きくなる。本発明者らは、計算機シミュレーションによって検討を行った結果、例えば、フランジ厚125mmのH形鋼を製造する場合、圧延過程において表面と内部との温度差が200℃以上にも達することを見出した。

[0011] したがって、極厚H形鋼の製造においては、鋼材表面がフェライト変態開始温度（ A_{r3} 点）に近い温度で圧延を終了しても、鋼材内部の圧延終了温度は1000℃以上であり、オーステナイト粒の粗大化を招くことが懸念される。すなわち、例えば図1のH形鋼の断面図に示す靱性評価部位8のように、極厚H形鋼の表面から離れた内部で試料を採取すると、著しく低い靱性を示すことがある。

[0012] 本発明は、このような実情に鑑みてなされたものであり、Niなどの高価な元素の含有量を制限して製造コストの削減を図り、かつ、強度及び靱性を両立させた、省合金型の、靱性に優れた高強度極厚H形鋼及びその製造方法を提供することを目的とする。本発明の高強度極厚H形鋼は、鋼板を溶接して形成されるビルドアップH形鋼ではなく、熱間圧延、特にユニバーサル圧延によって成形され、焼入れ、焼戻しなどの調質処理を必要としない、非調質の圧延H形鋼である。

課題を解決するための手段

[0013] 靱性を向上させるには、オーステナイト粒を微細化するとともに、合金元素の添加によって粒界からの粗大なフェライトの生成を抑制することが望ましい。しかし、製造コストを削減するためには、高価な合金元素、特に、Niの添加量を制限しなければならない。また、上述の通り、極厚H形鋼を熱間圧延によって製造する場合、フランジの厚みの中央部近傍は高温で加工されるため、オーステナイトの微細化は困難である。

[0014] そこで、本発明者らは、極厚H形鋼の靱性を確保するため、高温でも熱的

に安定な粒子（Ti 酸化物）を鋼材中に分散させ、その粒子による粒界のピニング効果により、オーステナイト粒を微細化することを考えた。従来、酸化物粒子のピニング効果によるオーステナイト粒の微細化技術を、1400℃以上の高温に曝される溶接熱影響部の靱性向上に用いることは報告されている。しかしながら、圧延では、加熱温度やその温度域での滞在時間が溶接とは大きく異なるので、溶接熱影響部（HAZ）と母材とを同様に考えることはできない。

上述したように、フランジ厚が100mm以上の極厚H形鋼では、表面における圧延終了温度を A_{r3} 点以上とすると、板厚内部、特にフランジの長さ方向で表面から1/2の位置、厚さ方向で表面から3/4の位置において、圧延仕上温度が1000℃以上となる。そのため、極厚H形鋼では、低温圧延によるオーステナイト粒の微細化は困難である。

本発明者らは、従来母材の靱性向上に適用されていない、酸化物粒子によるピニング効果を、極厚H形鋼の母材の靱性向上に適用する事を発案した。

具体的には、本発明者らは、熱間圧延工程において、オーステナイト粒径を微細化するのに必要な粒子の種類、サイズ（粒子径）及び密度、並びに望ましい鋼材の化学組成について、詳細に検討を重ねた。

[0015] その結果、本発明者らは、Tiを含む微細な酸化物を鋼中に所定の個数密度で分散させることで、極厚H形鋼の熱間圧延工程においてオーステナイト粒の微細化が実現され、靱性が向上するという知見を得た。即ち、微細なTi酸化物を利用すれば、圧延温度が高くなる傾向にある、フランジの長さ方向で表面から1/2の位置、厚さ方向で表面から3/4の位置においても、組織の微細化効果を利用して、靱性を向上させることができることを知見した。

[0016] また、Tiを含む微細な酸化物を鋼中に所定の個数密度で分散させると、フランジの長さ方向で表面から1/2の位置、厚さ方向で表面から3/4の位置だけでなく、鋼材中のその他の位置、例えば、フランジの長さ方向で表面から1/6の位置、厚さ方向で表面から1/4の位置においてもオーステ

ナイト粒は微細化する。鋼の焼入れ性はオーステナイト粒が大きいほど向上するので、微細化によって、焼入れ性が低下する。しかしながら、化学成分、製造条件等を制御して、フランジの長さ方向で表面から $1/6$ の位置、厚さ方向で表面から $1/4$ の位置における金属組織のベイナイト分率を 80% 以上とすることで、高強度 H 形鋼として求められる強度を確保することができること、などを見出した。

[0017] 更に、析出物を生成したり、再結晶を抑制して、組織の微細化に寄与すると考えられている Nb は、C 含有量が 0.05% 以上で、Ti 酸化物を利用する本発明の極厚 H 形鋼においては、NbC の生成によって靱性を低下させることがわかった。また、微量の添加で焼入れ性を高め、強度及び靱性の向上に寄与すると考えられている B も、Ti 酸化物を利用する本発明の極厚 H 形鋼においては、BN の生成によって強度を低下させることがわかった。このように、通常、強度及び靱性を向上させる効果を奏する Nb 及び B が、Ti 酸化物を利用する本発明の極厚 H 形鋼には有害であり、含有量を制限すべき元素であることを知見した。

[0018] 本発明は、このような知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0019] (1) 本発明の一態様に係る H 形鋼は、質量%で、C : $0.05 \sim 0.16\%$ 、Si : $0.01 \sim 0.50\%$ 、Mn : $0.80 \sim 2.00\%$ 、Ni : $0.05 \sim 0.50\%$ 、V : $0.01 \sim 0.20\%$ 、Ti : $0.005 \sim 0.030\%$ 、N : $0.0010 \sim 0.0100\%$ 、O : $0.0005 \sim 0.0100\%$ 、Cr : $0 \sim 0.50\%$ 、Cu : $0 \sim 0.30\%$ 、Mo : $0 \sim 0.30\%$ 、W : $0 \sim 0.50\%$ 、を含有し、Al : 0.005% 以下、Nb : 0.010% 以下、B : 0.0005% 以下に制限し、残部が Fe 及び不純物であり、下記式 i によって求められる炭素当量 C_{eq} が $0.35 \sim 0.50\%$ であり、粒径が $0.01 \sim 3.0 \mu m$ である Ti 酸化物を $30 \text{ 個}/mm^2$ 以上の密度で有し、フランジの板厚が $100 \sim 150 mm$ であり、前記フランジの長さ方向で表面から $1/6$ 、かつ、厚さ方向で表面から $1/4$ の位置

における、ベイナイト面積分率が80%以上であり、降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上であり、引張強度が550MPa以上であり、前記フランジの前記長さ方向で前記表面から1/2、かつ、前記厚さ方向で前記表面から3/4の位置における、21℃でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上であり、オーステナイト粒径の平均が50~200μmである。

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

ここで、C、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cuは各元素の含有量%で、含有されていない元素は含有量0%とする。

[0020] (2) 上記(1)に記載のH形鋼は、質量%で、

Cr : 0.01~0.50%、

Cu : 0.01~0.30%、

Mo : 0.001~0.30%、

W : 0.01~0.50%、

のうち、1種又は2種以上を含有してもよい。

[0021] (3) 本発明の一態様に係るH形鋼の製造方法は、上記(1)または(2)に記載のH形鋼の製造方法であって、溶鋼中の酸素濃度が0.0005~0.0100%になるように脱酸した後、Tiを添加し、更に、前記溶鋼の成分を、質量%で、C : 0.05~0.16%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 0.80~2.00%、Ni : 0.05~0.50%、V : 0.01~0.20%、Ti : 0.005~0.030%、N : 0.0010~0.0100%、O : 0.0005~0.0100%、Cr : 0~0.50%、Cu : 0~0.30%、Mo : 0~0.30%、W : 0~0.50%を含有し、Al : 0.005%以下、Nb : 0.010%以下、B : 0.0005%以下、に制限し、残部がFe及び不純物であり、下記式iiによって求められる炭素当量 C_{eq} が0.35~0.50%となるように調整する精錬工程と；前記溶鋼を鑄造して鋼片を得る鑄造工程と；前記鋼片を1100~1350℃に加熱する加熱工程と；加熱された前記鋼片を、表面温度が80

0℃以上となるように熱間圧延を行ってH形鋼を得る熱間圧延工程と；前記熱間圧延工程後の前記H形鋼を水冷する冷却工程と；を有し、前記冷却工程では、表面温度が300～700℃の温度範囲内に復熱するように水冷条件を制御する。

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

[0022] (4) 上記(3)に記載のH形鋼の製造方法は、前記溶鋼の前記成分が、質量%で、Cr：0.01～0.50%、Cu：0.01～0.30%、Mo：0.001～0.30%、W：0.01～0.50%、のうち、1種又は2種以上を含有してもよい。

発明の効果

[0023] 本発明の上記態様によれば、フランジ厚が100～150mmであり、降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上、引張強度が550MPa以上で、靱性に優れた高強度極厚H形鋼を得ることができる。本発明の上記態様によって得られた高強度極厚H形鋼は、多量の合金の添加や製鋼負荷の大きい極低炭素化を行わずに、製造することが可能である。そのため、製造コスト低減、工期の短縮による大幅なコスト削減を図ることができる。したがって、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など、産業上の貢献が極めて顕著である。

図面の簡単な説明

[0024] [図1] H形鋼の断面形状を説明する図である。

[図2] 本実施形態に係るH形鋼の製造装置列の一例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0025] 以下、本発明の一実施形態に係る高強度極厚H形鋼（以下、本実施形態に係るH形鋼と言う場合がある）を詳細に説明する。

[0026] 図1はH形鋼の断面形状を示す図である。H形鋼4はフランジ5とウェブ6で構成され、フランジ全長をF、高さをH、ウェブ板厚を t_1 、フランジの板厚を t_2 で示し、強度評価部位を7、靱性評価部位を8として示している。

[0027] 本実施形態では、H形鋼のフランジの長さ方向で表面から1/2の位置、厚さ方向で表面から3/4の位置を靱性評価部位8と定義する。靱性評価部位8は、鋼片の中央部近傍に相当するので鑄造後の冷却が遅い部位である。また、熱間圧延温度も高くなる部位である。すなわち、靱性評価部位8は組織が粗大化し易い部位である。フランジ厚が100～150mmの極厚H形鋼の場合、鋼材内部の靱性評価部位8は表面より圧延終了温度が高くなるので、オーステナイト粒の微細化が困難である。しかし、このような部位においても、微細なTi酸化物によるピーニング効果を利用すれば、オーステナイト粒の微細化を実現でき、良好な靱性を確保することができる。

[0028] また、本実施形態では、フランジの長さ方向で表面から1/6の位置、厚さ方向で表面から1/4の位置を、強度評価部位7と定義する。強度評価部位7は、平均的な組織が得られると考えられる部位であり、強度評価部位7の組織においてベイナイトの面積率が80%以上となれば、H形鋼の強度が確保できる。

靱性及び強度の向上に寄与するNiの含有量を制限した場合であっても、 C_{eq} を制御し、熱間圧延後に加速冷却を施して製造することで、オーステナイト粒界から変態するフェライトの生成が抑制される。その結果、強度評価部位7の組織においてベイナイトの面積率が80%以上とすることができる。

[0029] 本実施形態に係るH形鋼においては、NbやBはNb炭化物やBNを生成し、靱性や強度を低下させる。そのため、Nb及びBの含有量を制限しなければならない。

[0030] 本実施形態に係るH形鋼の成分範囲（化学組成）の限定理由について述べる。ここで、成分についての「%」は質量%を意味する。以下に述べる化学成分は溶鋼の分析値であり、鋼材全体の平均値と見なせる。

[0031] (C: 0.05～0.16%)

Cは、鋼の高強度化に有効な元素である。この効果を得るため、C含有量の下限を0.05%とする。好ましいC含有量の下限は、0.08%である

。一方、C含有量が0.16%を超えると粗大な炭化物が生成し、靱性が低下する。そのため、C含有量の上限を0.16%とする。靱性を向上させるためには、C含有量の上限を0.12%とすることが好ましい。

[0032] (Si : 0.01~0.50%)

Siは、脱酸元素であり、強度の向上にも寄与する元素である。これらの効果を得るため、Si含有量の下限を0.01%とする。一方、Si含有量が過剰であると硬質相であるマルテンサイト-オーステナイト混合物(MA)の生成が助長され、靱性が劣化する。そのため、Si含有量の上限を0.50%とする。靱性を確保するためには、Si含有量の上限は、0.30%が好ましく、0.20%がより好ましい。

[0033] (Mn : 0.80~2.00%)

Mnは、焼入れ性の向上による鋼の高強度化に有効な元素である。この効果を得るため、Mn含有量の下限を0.80%とする。好ましいMn含有量の下限は1.00%である。一方、Mn含有量が2.00%を超えると鋼中に存在するMnSが粗大化し、靱性が低下する。そのため、Mn含有量の上限を2.00%とする。

[0034] (Ni : 0.05~0.50%)

Niは、鋼材の強度及び靱性を高めるために、極めて有効な元素である。極厚H形鋼の靱性を確保するため、Ni含有量の下限を0.05%とする。好ましいNi含有量の下限は0.10%である。一方で、Niは、高価な元素であり、Ni含有量が0.50%超であると合金コストの上昇を招く。そのため、Ni含有量の上限を0.50%とする。好ましいNi含有量の上限は0.30%である。

[0035] (V : 0.01~0.20%)

Vは、焼入れ性の向上に寄与する元素である。またVは、更には炭窒化物を生成し、組織の微細化及び析出強化にも寄与する元素である。これらの効果を得るため、V含有量の下限を0.01%とする。好ましいV含有量の下限は、0.05%である。一方、V含有量が過剰であると、析出物が粗大化

して靱性を損なうことがある。そのため、V含有量の上限を0.20%とする。好ましいV含有量の上限は0.08%である。

[0036] (Ti: 0.005~0.030%)

Tiは、Ti酸化物を形成しピーニングによるオーステナイトの細粒化をもたらす元素であり、靱性向上に有効な元素である。この効果を得るため、Ti含有量の下限を0.005%以上とする。しかし、Ti含有量が0.030%を超えると、粗大なTiCが生成し、靱性が損なわれるので、Ti含有量の上限を0.030%とする。粗大なTiC析出物の生成による靱性の低下をより抑制するために、Ti含有量の上限を0.020%にすることが好ましい。

[0037] (N: 0.0010~0.0100%)

Nは、TiNやVNを形成することで組織の細粒化や析出強化に寄与する元素である。この効果を得るため、N含有量の下限を0.0010%とする。一方、N含有量が過剰になると、母材の靱性が低下する。そのため、N含有量の上限を0.0100%とする。好ましいN含有量の上限は0.0060%である。

[0038] (O: 0.0005~0.0100%)

Oは、本実施形態に係るH形鋼中において、Ti酸化物を形成するために必要な元素である。そのため、O含有量の下限を0.0005%とする。一方、O含有量が過剰であると、酸化物が粗大化し、靱性の劣化を招く。そのため、O含有量の上限を0.0100%とする。O含有量の上限は、0.0050%が好ましい。

[0039] (Al: 0.005%以下)

Alは、溶鋼中でTiよりも優先的にOと結合し、Ti酸化物の生成を阻害する。そのため、Ti酸化物を生成させるためにはAl含有量は少ないほうが好ましい。Alは実質的に含有しないことが好ましいが、工業的な制約を考慮して、許容できるAlの上限を0.005%とする。好ましいAl含有量の上限は0.003%である。

[0040] (Nb : 0.010%以下)

Nbは、通常、組織の微細化や、析出強化、更には焼入れ性の向上に寄与する有用な元素である。しかし、本実施形態に係るH形鋼では、Nbを含有すると、NbCの析出により著しく靱性が低下するという新たな知見が得られている。そのため、Nbは含有しないことが好ましく、Nb含有量の上限を0.010%に制限する。

[0041] (B : 0.0005%以下)

Bは、通常、微量の添加で焼入れ性の向上に顕著に寄与する元素である。しかし、Ti酸化物を含有する本実施形態に係るH形鋼に含有させた場合、微細なTi酸化物を核としてBNが析出する。このBNは、フェライトの生成核となり、焼入れ性を低下させ、強度を低下させることが、新たに知見されている。したがって、強度確保の観点からB含有量は少ない方が好ましく、B含有量の上限を0.0005%に制限する。

[0042] (Mg : 0.0003%以下)

Mgは、溶鋼中でTiよりも優先的にOと結合し、Ti酸化物の生成を阻害する。そのため、Mg含有量は少ない方が好ましい。Mgは実質的に含有しない方が好ましいが、製造工程で混入する場合がある。そのため、工業的な制約を考慮して、Mg含有量の上限を0.0003%としてもよい。

[0043] (Ca : 0.0003%以下)

Caは、溶鋼中でTiよりも優先的にOと結合し、Ti酸化物の生成を阻害するので、Caは少ない方が好ましい。Caは実質的に含有しない方が好ましいが、工業的な制約を考慮して、Ca含有量の上限を0.0003%としてもよい。

[0044] 本実施形態に係るH形鋼は、上述の元素と、残部がFe及び不純物からなることを基本とするが、焼入れ性の向上による強度の向上を目的として、必要に応じて更に、Cr、Cu、Mo、Wの1種又は2種以上を以下の範囲で含有させてもよい。これらの元素は必ずしも含有させる必要がないため、その下限は0%である。

[0045] (Cr : 0.01 ~ 0.50%)

Crは、焼入れ性を向上させることにより、鋼の高強度化に寄与する元素である。焼入れ性向上の効果を得る場合、0.01%以上のCrを含有させることが好ましく、0.10%以上を含有させることがより好ましい。一方、Cr含有量が0.50%を超えると、MAの生成が助長されたり、Cr炭化物が粗大化することによって靱性が低下したりすることがある。したがって、Cr含有量の上限は0.50%に制限する。より好ましくはCr含有量の上限は0.30%である。

[0046] (Cu : 0.01 ~ 0.30%)

Cuは、焼入れ性の向上と析出強化によって鋼の高強度化に寄与する元素である。これらの効果を得る場合、0.01%以上のCuを含有させることが好ましく、0.10%以上を含有させることがより好ましい。一方、Cu含有量が過剰であるとMAの生成が助長され、靱性が低下することがある。そのため、Cu含有量の上限を0.30%とする。より好ましいCu含有量の上限は0.20%である。

[0047] (Mo : 0.001 ~ 0.30%)

Moは、焼入れ性を向上させることによって鋼の高強度化に寄与する元素である。この効果を得るためには、0.001%以上のMoを含有させることが好ましく、0.01%以上のMo含有させることがより好ましい。一方、Mo含有量が0.30%超であるとMAの生成が助長され靱性が低下することがある。そのため、Mo含有量の上限は0.30%とする。靱性の低下を防ぐにはMo含有量の上限を0.20%とすることがより好ましい。

[0048] (W : 0.01 ~ 0.50%)

Wは、Moと同様、焼入れ性を向上させることによって鋼の高強度化に寄与する元素である。この効果を得るためには、W含有量の下限を0.01%とすることが好ましい。一方、W含有量が0.50%超であるとMAの生成が助長され靱性が低下することがある。そのため、W含有量の上限は0.50%とする。より好ましいW含有量の上限は0.30%である。

[0049] 上記に述べた成分元素の残部はFeおよび不純物である。

[0050] 不純物として、鋼中に不可避免的に含まれるSは、靱性を低下させる粗大な硫化物を形成するので、0.020%以下に制限することが好ましい。また、不純物として、鋼中に不可避免的に含まれるPは、0.03%以下に制限することが好ましい。

[0051] (炭素当量 C_{eq} : 0.35~0.50%)

本発明では、焼入れ性を高め、ベイナイトを生成させるために、下記(式1)に示す炭素当量 C_{eq} を0.35~0.50%とする。 C_{eq} が0.35%未満であるとベイナイトの生成が不十分になり、強度及び靱性が低下する。好ましくは、 C_{eq} を0.38%以上とし、より好ましくは0.40%以上とする。一方、 C_{eq} が0.50%を超えると、強度が高くなりすぎて、靱性が低下する。好ましくは、 C_{eq} を0.45%以下とし、より好ましくは、0.43%以下とする。

[0052] 炭素当量 C_{eq} は、焼入れ性の指標であって、公知の下記(式1)で求めることができる。ここで、式中のC、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cuは各元素の含有量(質量%)である。含有されていない元素については含有量を0%として計算する。

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

[0053] 次に、本実施形態に係るH形鋼のミクロ組織について説明する。

[0054] 極厚H形鋼の場合、表面近傍は、圧延仕上温度が低くなり、かつ水冷時の冷速が大きいため、鋼材の金属組織(結晶粒径)が微細になりやすい。一方、内部は、圧延仕上温度が高くなりオーステナイト粒が粗大になり、かつ水冷時の冷速が小さいため粒界フェライトやベイナイト組織が粗大になるので、靱性が低くなる傾向がある。

[0055] 図1はH形鋼の断面形状を示す図である。H形鋼4はフランジ5とウェブ6で構成され、フランジ全長をF、高さをH、ウェブ板厚を t_1 、フランジ板厚を t_2 で示している。また、図1では、強度評価部位を7、靱性評価部位を

8として示している。図1に示す強度評価部位7は、フランジの長さ方向で表面から1/6の位置、厚さ方向で表面から1/4の位置であり、本実施形態に係るH形鋼において、平均的な組織が得られると考えられる部位である。この部位から強度の評価に使用する試料を採取し、ミクロ組織の観察、及びベイナイトの面積率の測定を行った。金属組織は、光学顕微鏡による観察で判別することができる。ベイナイトの面積率は、200倍で撮影した光学顕微鏡による組織写真を用いて、一辺が50 μ mの格子状に測定点を配置し、300の測定点で組織を判別し、各組織の粒の割合として算出した。

[0056] ベイナイトは、強度の上昇に寄与する。本実施形態に係るH形鋼において、強度を確保するためには、図1の強度評価部位7の鋼材組織がベイナイトを面積分率で80%以上含むことが必要である。残部は、フェライト、パーライト、島状マルテンサイトの1種又は2種以上である。ベイナイト面積分率の増加は強度の向上に寄与するため、ベイナイト面積分率の上限は規定する必要がなく、100%でも良い。

[0057] また、極厚H形鋼においては、板厚中心付近では、圧延仕上温度が高いためオーステナイト粒が粗大になりやすく、更に、水冷時の冷速が小さいために粒界フェライトも粗大化しやすい。そのため、特に図1の靱性評価部位8の位置で靱性が最も低くなる。靱性評価部位8の位置は、フランジの長さ方向で表面から1/2の位置、厚さ方向で表面から3/4の位置である。

[0058] この最も靱性が低下する部位（靱性評価部位8）から試料を採取して靱性を評価した。また、同じ部位でミクロ組織を観察し、オーステナイトの粒径の評価も行った。本実施形態で言うオーステナイト粒径は、熱間圧延後の冷却による低温変態前の、いわゆる旧オーステナイト粒径であり、倍率50倍で撮影した光学顕微鏡による組織写真を用いて測定した。具体的には、組織写真を用いて、縦横1～2mm程度の範囲内に存在する γ 粒（オーステナイト粒）の数をカウントし、 γ 粒1個当たりの面積を算出し、円相当径（直径）に直して測定した。組織写真の測定範囲の境界にかかっている γ 粒は1/2個としてカウントした。また、同じ部位から採取したサンプルを用いて透

過型電子顕微鏡（TEM）による観察を行い、Ti 酸化物の析出密度を測定した。

[0059] 本発明者らは、極厚H形鋼において所定の靱性を確保する場合、靱性評価部位におけるオーステナイト粒径の平均を50～200 μm に制御する必要があることを見出した。靱性向上のためにはオーステナイト粒径は小さいほど良い。しかしながら、オーステナイト粒径が細粒化すると焼入れ性が低下し、強度の低下が懸念されるため、強度の観点からは、平均で50 μm 以上とすることが好ましい。

[0060] 本発明者らは、粒子径（円相当径）が0.01～3.0 μm のTi 酸化物を30個/ mm^2 以上含むことで、ピニング効果によるオーステナイト粒の微細化及び圧延による再結晶の効果によって、オーステナイト粒径を平均200 μm 以下にすることが可能であることを見出した。また、この場合、靱性が向上することを確認した。Ti 酸化物粒子の個数は、Ti 含有量とO含有量によって影響され、その上限は、特に限定するものではないが、実用上、好ましくは1000個/ mm^2 以下、より好ましくは500個/ mm^2 以下である。また、本実施形態に係るH形鋼は、最高温度1350℃で最長5時間という高温長時間の加熱を受けることを想定しており、本発明者らは、このような条件で鋼片を加熱しても、上記のTi 酸化物の析出密度の低下は起こらず、オーステナイト粒のピニング効果は失われないことを確認している。

[0061] Ti 酸化物の粒子径は小さくても、特に問題はない。しかしながら、抽出レプリカで測定するため、粒子径が0.01 μm より小さいと観察に引っ掛かり難いので、測定精度や定量性の観点で、個数をカウントする対象を、粒子径が0.01 μm 以上のTi 酸化物とした。また、粒子径が3.0 μm を超えるとピニング効果が十分に得られないので、Ti 酸化物の粒子径の上限を3.0 μm とした。

[0062] Ti 酸化物に含まれる元素は、TEMに付属するエネルギー分散型X線分析装置（EDX）によって同定することができる。

[0063] 本実施形態において、Ti 酸化物とは、TiO、TiO₂、Ti₂O₃及び、

これらとTiを含まない酸化物との複合酸化物、更に、Ti酸化物や複合酸化物と硫化物との複合介在物を指す。Tiを含まない酸化物とは、例えば、SiO₂などのSi系酸化物、Al₂O₃などのAl系酸化物、その他、Mg系酸化物、Ca系酸化物などを挙げることができる。

[0064] 本実施形態に係るH形鋼のフランジの板厚は、100～150mmである。フランジ板厚の下限を100mmとするのは、例えば、高層建築構造物に用いられるH形鋼に、板厚が100mm以上の強度部材が求められているためである。一方、150mmを超えると十分な冷却速度が得られず、靱性の確保が難しいため、フランジ板厚の上限を150mmとする。ウェブの板厚は特に規定しないが、50～150mmであることが好ましい。

[0065] フランジとウェブの板厚比、すなわち、フランジ板厚をウェブ板厚で除した値（フランジ／ウェブ板厚比）に関しては、H形鋼を熱間圧延で製造する場合を想定して、0.5～2.0とすることが好ましい。フランジ／ウェブ板厚比が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／ウェブ板厚比が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。

[0066] 機械特性の目標値は、常温の降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上、引張強度が550MPa以上である。また、21℃でのシャルピー吸収エネルギーは、100J以上である。強度が高すぎると靱性を損なうことがあるため、常温の降伏強度又は0.2%耐力は550MPa以下、引張強度は680MPa以下が好ましい。

[0067] 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説明する。

[0068] 本実施形態に係るH形鋼を製造する場合、まず、例えば、溶鋼温度を1650℃以下に制御し、溶鋼中の酸素濃度を0.0005～0.0100%になるように脱酸し、Tiを添加する。次いで、溶鋼の化学成分を調整する（精錬工程）。

このような制御を行うことにより上記溶鋼を用いて鑄造された鋼片中に、粒径が0.01～3.0μmであるTi酸化物が30個/mm²以上の密度で

生成する。溶鋼中の酸素濃度、0.0100%を超えると酸化物が粗大化し、靱性が低下するので、0.0100%を上限とする。好ましい上限は0.0080%、より好ましい上限は、0.0060%、更に好ましい上限は、0.0040%である。また、酸素はTi酸化物を形成するために必要な元素であるので、溶鋼中の酸素濃度は0.0005%以上が必要である。

[0069] 精錬工程後、鑄造し、鋼片を得る（鑄造工程）。鑄造は、生産性の観点から、連続鑄造が好ましいが、製造されるH形鋼に近い形状のビームブランクでも構わない。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、熱間圧延における加熱温度の均質性などを考慮すると、350mm以下が好ましい。

[0070] 次に、鋼片を加熱し（加熱工程）、熱間圧延を行う（熱間圧延工程）。鋼片の加熱温度は、Vなど、炭化物、窒化物を形成する元素を十分に固溶させるため、下限を1100℃とする。一方、加熱温度が1350℃よりも高温になると、素材である鋼片の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、加熱温度の上限は1350℃とする。また、本実施形態において、熱間圧延は、粗圧延機を用いて行う粗圧延と、中間圧延機を用いて行う中間圧延と、仕上圧延機を用いて行う仕上圧延とを含む。

[0071] 熱間圧延では、圧延温度と圧下率を制御して圧延を行うことが好ましい。これは、圧延時の再結晶によって、オーステナイト粒径がより微細になる可能性があるためである。

[0072] 靱性を確保するには、オーステナイト粒を細粒化することが好ましい。一方、強度を確保するには、焼入れ性を高めるために、オーステナイト粒を大きくすることが好ましい。したがって、本来は、靱性の確保には圧延温度の低温化が、強度の確保には圧延温度の高温化が望まれる。

[0073] ただし、本実施形態に係るH形鋼では、先に述べたようにTi酸化物のピーニング効果によりオーステナイト粒径が平均200μm以下となっているため、過度な低温圧延による細粒化は必要ない。また、熱間圧延の終了温度が低すぎると、表面に近いフランジの長さ方向で表面から1/6の位置、厚さ

方向で表面から 1 / 4 の位置である強度評価部位 7 で、焼入れ性が低下して、所定の強度が得られない場合がある。そのため、熱間圧延工程では、表面温度 800℃以上で圧延を終了する。Ti 酸化物の熱的安定性は高く、圧延プロセスの変動によるピーニング効果の変化はほとんどないと考えられるので、強度の確保の観点からは、焼入れ性が高い鋼は低温で圧延し、焼入れ性が低い鋼は高温で圧延することが好ましい。すなわち、鋼の化学成分に応じて、適宜、制御することが好ましい。

[0074] 圧延温度を下げる場合には、仕上圧延のうち、1 パス以上をパス間水冷圧延とすることも有効である。パス間水冷圧延は、フランジ表面温度を 700℃以下に冷却した後、復熱過程で圧延する方法である。また、パス間水冷圧延は、圧延パス間の水冷により、フランジの表層部と内部とに温度差を付与し、圧延する方法である。パス間水冷圧延では、圧下率が小さい場合でも、板厚の内部まで加工歪みを導入することができる。また、水冷により圧延温度を短時間で低下させることによって、生産性が向上する。

[0075] 仕上圧延（熱間圧延）を行った後、高い強度を得るために、フランジやウェブなどを水冷する（冷却工程）。水冷は、スプレーによる水の吹き付け、又は水槽での浸漬水冷によって行うことができる。本実施形態においては、強度評価部位（図 1 の 7 の位置）において 800℃から 600℃の冷却速度が 2. 2℃/s 以上となるように水冷を行うことが好ましい。800℃から 600℃の冷却速度が 2. 2℃/s 未満の場合、必要な焼入れ組織が得られない場合がある。

[0076] 水冷にあたっては、水冷停止後に表面温度で 300～700℃の温度まで復熱するような条件で水冷を停止する。これは、復熱温度（復熱後の表面温度）が 300℃未満であると自己焼き戻しが不足し、韌性に悪影響を与える MA が十分に分解されずに残存する（例えば、H 形鋼の韌性評価部位において面積率で 3. 0% 超以上となる）ことによって、韌性が低下するためである。また、復熱温度が 700℃を超える条件では旧オーステナイト粒界から生成するフェライトが著しく粗大化して韌性が低下したり、板厚表面近傍で

も焼戻し温度が高すぎて強度が低下したりするためである。

[0077] 水冷条件として、水冷停止温度ではなく、復熱温度を規定する理由は、極厚H形鋼では表面と内部との冷却速度の乖離が大きく、水冷時間が内部の温度に影響するためである。即ち、表面温度は冷却開始後の短い時間で200℃以下まで冷却できるが、内部の冷却速度は小さいため、水冷時間によって内部の温度を制御し、復熱温度で熱履歴を管理するためである。予め、冷却速度及び冷却時間と復熱温度との関係を実測もしくは計算機シミュレーションで予測しておけば、冷却時間によって極厚H形鋼の復熱温度を制御することができる。

[0078] なお、上記熱間圧延工程では、一次圧延して500℃以下に冷却した後、再度、1100～1350℃に再加熱し、二次圧延を行って製造するプロセス、いわゆる2ヒート圧延を採用してもよい。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、加熱温度を低めにすることができる。

実施例

[0079] 以下実施例に基づいて本発明を説明する。

[0080] 表1に示す成分組成を有する鋼を溶製し、連続鋳造により、厚みが240～300mmの鋼片を製造した。鋼の溶製は転炉で行い、一次脱酸して溶存酸素量を制御した後、Tiを添加し、更に、合金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。表1に示した成分は、溶鋼からサンプルを採取して測定した結果である。

[0081]

[表1]

成分 No.	化学成分[mass%]																Ceq (%)	備考
	C	Si	Mn	S	Ni	V	Al	Ti	N	O	Nb	B	Cr	Cu	Mo	W		
1	0.158	0.03	1.01	0.0070	0.09	0.080	0.004	0.015	0.0089	0.0020					0.29		0.41	
2	0.155	0.01	1.22	0.0145	0.20	0.061	0.005	0.011	0.0095	0.0024		0.0005		0.28			0.40	
3	0.130	0.10	1.04	0.0181	0.31	0.059	0.001	0.025	0.0060	0.0071	0.009		0.47				0.43	
4	0.129	0.48	1.29	0.0093	0.47	0.101		0.021	0.0052	0.0031							0.40	
5	0.111	0.26	1.49	0.0052	0.32	0.179	0.001	0.008	0.0033	0.0034	0.006	0.0004				0.40	0.42	
6	0.107	0.20	1.40	0.0023	0.24	0.013		0.010	0.0041	0.0055							0.36	
7	0.110	0.28	1.55	0.0069	0.21	0.034		0.007	0.0015	0.0019							0.39	
8	0.102	0.34	1.84	0.0088	0.30	0.043	0.003	0.006	0.0029	0.0014	0.004						0.44	
9	0.099	0.11	1.60	0.0121	0.11	0.070	0.001	0.018	0.0032	0.0047	0.004			0.14			0.40	
10	0.103	0.11	1.42	0.0130	0.33	0.062		0.012	0.0026	0.0023							0.37	
11	0.101	0.33	1.14	0.0092	0.45	0.025	0.003	0.011	0.0038	0.0020			0.20	0.29	0.05		0.40	
12	0.090	0.07	1.37	0.0084	0.22	0.058		0.012	0.0029	0.0017		0.0004			0.13		0.37	
13	0.090	0.36	1.26	0.0070	0.29	0.044	0.004	0.009	0.0044	0.0010				0.20	0.15		0.37	
14	0.079	0.23	1.60	0.0044	0.17	0.059		0.013	0.0017	0.0018				0.20			0.38	
15	0.077	0.06	1.58	0.0058	0.20	0.057		0.014	0.0028	0.0032							0.37	
16	0.053	0.40	1.40	0.0029	0.44	0.073		0.009	0.0026	0.0026	0.005	0.0003		0.28	0.19		0.39	
17	0.051	0.43	1.77	0.0059	0.34	0.069		0.015	0.0030	0.0029	0.005	0.0002					0.38	
18	0.180	0.09	1.22	0.0080	0.20	0.057		0.012	0.0033	0.0021	0.006	0.0003			0.05		0.42	
19	0.030	0.29	1.62	0.0062	0.19	0.058		0.011	0.0020	0.0018	0.004	0.0002			0.20		0.36	
20	0.098	0.70	1.41	0.0072	0.20	0.055		0.010	0.0031	0.0018				0.10			0.36	
21	0.090	0.39	2.21	0.0077	0.21	0.054		0.020	0.0029	0.0015							0.48	
22	0.115	0.27	1.45	0.0050	0.02	0.046		0.012	0.0034	0.0022							0.37	
23	0.125	0.32	1.59	0.0053	0.23	0.055	0.029	0.009	0.0042	0.0020	0.007	0.0003					0.42	
24	0.123	0.31	1.44	0.0102	0.24	0.057		0.032	0.0045	0.0037							0.39	
25	0.109	0.30	1.40	0.0098	0.30	0.056		0.012	0.0036	0.0001							0.37	
26	0.151	0.27	1.81	0.0070	0.32	0.091		0.009	0.0030	0.0029		0.0004		0.12	0.12		0.52	
27	0.080	0.15	1.20	0.0069	0.15	0.054		0.018	0.0022	0.0028							0.30	
28	0.128	0.39	1.78	0.0066	0.16	0.080		0.014	0.0025	0.0027	0.015						0.45	
29	0.127	0.28	1.57	0.0051	0.25	0.059		0.011	0.0034	0.0023		0.0008					0.42	
30	0.112	0.29	1.51	0.0072	0.20	0.060		0.012	0.0039	0.0090				0.22			0.40	

空欄は、元素を添加しないことを意味する。
下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0082] H形鋼の製造工程を、図2に示す製造装置列の例を用いて説明する。加熱

炉 1 で加熱した鋼片は、粗圧延機 2 a で圧延した後、ユニバーサル圧延装置列を有する中間圧延機 2 b での中間圧延、仕上圧延機 2 c での仕上圧延を行った。また、仕上圧延の終了後、後面に設置した冷却装置（水冷装置）3 b により、フランジ外側面を水冷した。熱間圧延をパス間水冷圧延とする場合は、圧延パス間の水冷には、中間圧延機 2 b の前後面に設けた水冷装置 3 a を用い、フランジ外側面のスプレー冷却とリバース圧延を行った。

[0083] 製造条件を表 2 に示す。

[0084]

[表2]

製造No.	成分No.	Ti添加前 酸素量 [mass%]	フランジ 板厚 [mm]	加熱温度 [°C]	仕上 圧延温度 [°C]	復熱温度 [°C]
1	1	0.0031	140	1330	900	600
2	2	0.0032	140	1330	900	620
3	3	0.0080	140	1330	900	600
4	4	0.0042	140	1330	900	580
5	5	0.0039	125	1300	880	620
6	6	0.0070	125	1300	880	620
7	7	0.0025	125	1300	880	600
8	7	0.0029	125	1300	<u>720</u>	600
9	7	0.0021	125	1300	880	<u>220</u>
10	7	0.0019	125	1300	880	<u>740</u>
11	8	0.0018	100	1200	820	350
12	9	0.0055	100	1200	820	330
13	10	0.0025	100	1200	850	370
14	11	0.0028	100	1200	850	350
15	12	0.0020	140	1300	950	450
16	13	0.0016	140	1300	950	440
17	14	0.0021	125	1300	880	600
18	15	0.0036	125	1300	880	580
19	15	0.0035	125	1300	<u>730</u>	600
20	15	0.0028	125	1300	880	<u>210</u>
21	15	0.0036	125	1300	880	<u>720</u>
22	16	0.0030	100	1200	900	500
23	17	0.0031	100	1200	900	520
24	<u>18</u>	0.0027	125	1300	900	600
25	<u>19</u>	0.0022	125	1300	900	610
26	<u>20</u>	0.0023	125	1300	900	620
27	<u>21</u>	0.0028	125	1300	900	600
28	<u>22</u>	0.0031	125	1300	900	580
29	<u>23</u>	0.0029	125	1300	900	600
30	<u>24</u>	0.0039	125	1300	900	600
31	<u>25</u>	<u>0.0002</u>	125	1300	900	590
32	<u>26</u>	0.0033	125	1300	900	600
33	<u>27</u>	0.0036	125	1300	900	590
34	<u>28</u>	0.0040	125	1300	900	590
35	<u>29</u>	0.0038	125	1300	900	550
36	30	<u>0.0104</u>	125	1300	900	560

下線は本発明の範囲外であることを意味する。

[0085] 得られたH形鋼の図1に示す強度評価部位7から、引張試験片及びベイナイト面積分率の測定に用いる試料を採取した。採取した引張試験片を用いて降伏強度及び引張強度を評価し、面積分率測定用の試料を用いてベイナイト

面積分率を測定した。

また、得られたH形鋼の図1に示す靱性評価部位8から、シャルピー試験片、オーステナイト粒径の測定に用いる試料、及び透過型電子顕微鏡（TEM）でTi酸化物を観察するためのサンプルを採取した。採取したシャルピー試験片を用いて靱性を評価し、粒径測定用の試料を用いてオーステナイト粒径を測定し、観察用サンプルを用いてTEM観察を行った。 t_1 はウェブの板厚、 t_2 はフランジの板厚、Fはフランジの長さ、Hは高さである。

[0086] 引張試験は、JIS Z 2241に準拠して行い、降伏挙動を示す場合は降伏点、降伏挙動を示さない場合は0.2%耐力を求め、YSとした。シャルピー衝撃試験は、JIS Z 2242に準拠し、試験温度21℃で行った。

[0087] 結果を表3（表2の続き）に示す。本発明の機械的特性の目標は、常温の、降伏強度又は0.2%耐力（YS）が450MPa以上、引張強度（TS）が550MPa以上である。また、試験温度21℃でシャルピー衝撃試験を行って得られた吸収エネルギー、すなわち、21℃でのシャルピー吸収エネルギー（ vE_{21} ）は、100J以上である。

[0088]

[表3]

製造No.	強度評価部位			靱性評価部位			備考
	ベイナイト 分率 [%]	YS [MPa]	TS [MPa]	オーステナイト 粒径 [μ m]	Ti酸化物密度 [個/mm ²]	vE21°C [J]	
1	93	470	643	190	150	215	本発明
2	85	480	651	163	220	167	本発明
3	85	474	614	154	249	202	本発明
4	92	490	650	145	358	181	本発明
5	90	459	627	174	95	186	本発明
6	88	467	612	190	318	160	本発明
7	90	472	619	188	109	161	本発明
8	<u>59</u>	<u>413</u>	572	139	90	218	比較例
9	90	481	634	166	74	<u>50</u>	比較例
10	<u>70</u>	<u>409</u>	<u>549</u>	162	50	175	比較例
11	94	478	645	192	99	220	本発明
12	85	477	619	183	140	175	本発明
13	92	485	660	152	55	172	本発明
14	87	490	670	184	111	218	本発明
15	85	476	654	183	332	162	本発明
16	93	483	651	167	99	160	本発明
17	94	499	670	145	126	189	本発明
18	91	478	648	178	359	178	本発明
19	<u>64</u>	<u>430</u>	<u>548</u>	131	66	198	比較例
20	92	484	627	158	120	<u>77</u>	比較例
21	<u>70</u>	<u>414</u>	<u>537</u>	154	131	218	比較例
22	84	468	625	170	70	196	本発明
23	85	491	636	182	264	218	本発明
24	88	483	640	146	220	<u>82</u>	比較例
25	87	<u>420</u>	<u>548</u>	155	37	<u>70</u>	比較例
26	83	483	624	168	210	<u>44</u>	比較例
27	93	495	663	176	65	<u>60</u>	比較例
28	95	472	645	164	31	<u>90</u>	比較例
29	93	461	595	251	4	<u>83</u>	比較例
30	84	459	625	169	298	<u>33</u>	比較例
31	89	488	639	270	<u>3</u>	<u>91</u>	比較例
32	98	530	720	178	358	<u>61</u>	比較例
33	<u>70</u>	<u>403</u>	555	173	276	187	比較例
34	90	497	658	170	270	<u>75</u>	比較例
35	<u>78</u>	<u>430</u>	564	165	302	203	比較例
36	85	466	570	180	159	<u>31</u>	比較例

下線は本発明の範囲外であることを意味する。

[0089] 表3の製造No. 1～7、製造No. 11～18、及び製造No. 22～23は、本発明例であり、強度及び靱性が目標値を満足している。一方、製造No. 8及び19は仕上温度が低く、強度が低下している。製造No. 9及び20は復熱温度が低くなり、MAの分解が十分でなく、靱性が低下している。製造No. 10及び21は復熱温度が高くなり、ベイナイトの生成が不十分で、強度が不足している。

[0090] 製造No. 24 (成分No. 18) はC含有量が多く、製造No. 26 (成分No. 20) はSi含有量が多く、製造No. 27 (成分No. 21) はMn含有量が多く、靱性が低下している。これに対し、製造No. 25 (成分No. 19) はC量が少なく、製造No. 33 (成分No. 27) は炭素当量 C_{eq} が低いため、強度が不足している。また、製造No. 32 (成分No. 26) は炭素当量 C_{eq} が高く、強度が上昇し、靱性が低下している。

[0091] 製造No. 28 (成分No. 22) はNi含有量が少なく、靱性が低下している。製造No. 29 (成分No. 23) はAl含有量が過剰であり、製造No. 31 (成分No. 25) はTi添加前の酸素量が不足しており、Ti酸化物の生成が少なく、靱性が低下している。製造No. 30 (成分No. 24) はTi含有量が過剰であり、靱性が低下している。製造No. 34 (成分No. 28) はNb含有量が過剰であり、靱性が低下している。

製造No. 35 (成分No. 29) は、B含有量が過剰であり、強度が低下している。製造No. 36 (成分No. 30) は、Ti添加前の酸素量が過剰であり、靱性が低下している。

産業上の利用可能性

[0092] 本発明の高強度極厚H形鋼は、多量の合金の添加や製鋼負荷の大きい極低碳素化を行わずに、製造することが可能である。そのため、製造コスト低減、工期の短縮による大幅なコスト削減を図ることができる。したがって、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など、産業上の貢献が極めて顕著である。

符号の説明

- [0093]
- 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 a 中間圧延機前後面の水冷装置
 - 3 b 仕上圧延機後面冷却装置

- 4 H形鋼
- 5 フランジ
- 6 ウェブ
- 7 強度評価部位
- 8 靱性評価部位
- F フランジ長さ全長
- H 高さ
- t_1 ウェブの板厚
- t_2 フランジの板厚

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05~0.16%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 0.80~2.00%、

Ni : 0.05~0.50%、

V : 0.01~0.20%、

Ti : 0.005~0.030%、

N : 0.0010~0.0100%、

O : 0.0005~0.0100%

Cr : 0~0.50%、

Cu : 0~0.30%、

Mo : 0~0.30%、

W : 0~0.50%、

を含有し、

Al : 0.005%以下、

Nb : 0.010%以下、

B : 0.0005%以下、

に制限し、残部がFe及び不純物であり；

下記式1によって求められる炭素当量 C_{eq} が0.35~0.50%であり；

粒径が0.01~3.0 μ mであるTi酸化物を30個/mm²以上の密度で有し；

フランジの板厚が100~150mmであり；

前記フランジの長さ方向で表面から1/6、かつ、厚さ方向で表面から1/4の位置における、ベイナイト面積分率が80%以上であり、降伏強度又は0.2%耐力が450MPa以上であり、引張強度が550MPa以上であり；

前記フランジの前記長さ方向で前記表面から $1/2$ 、かつ、前記厚さ方向で前記表面から $3/4$ の位置における、 21°C でのシャルピー吸収エネルギーが 100 J 以上であり、オーステナイト粒径の平均が $50\sim 200\text{ }\mu\text{m}$ である；
ことを特徴とする H 形鋼。

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

ここで、C、Mn、Cr、Mo、V、Ni、Cu は各元素の含有量 % で、含有されていない元素は含有量 0% とする。

[請求項2]

質量%で、

Cr : $0.01\sim 0.50\%$ 、

Cu : $0.01\sim 0.30\%$ 、

Mo : $0.001\sim 0.30\%$ 、

W : $0.01\sim 0.50\%$ 、

のうち、1 種又は 2 種以上を含有する

ことを特徴とする請求項 1 に記載の H 形鋼。

[請求項3]

請求項 1 又は 2 に記載の H 形鋼の製造方法であって、

溶鋼中の酸素濃度が $0.0005\sim 0.0100\%$ になるように脱酸した後、Ti を添加し、更に、前記溶鋼の成分を、質量%で、C : $0.05\sim 0.16\%$ 、Si : $0.01\sim 0.50\%$ 、Mn : $0.80\sim 2.00\%$ 、Ni : $0.05\sim 0.50\%$ 、V : $0.01\sim 0.20\%$ 、Ti : $0.005\sim 0.030\%$ 、N : $0.0010\sim 0.0100\%$ 、O : $0.0005\sim 0.0100\%$ 、Cr : $0\sim 0.50\%$ 、Cu : $0\sim 0.30\%$ 、Mo : $0\sim 0.30\%$ 、W : $0\sim 0.50\%$ を含有し、Al : 0.005% 以下、Nb : 0.010% 以下、B : 0.0005% 以下、に制限し、残部が Fe 及び不純物であり、下記式 2 によって求められる炭素当量 C_{eq} が $0.35\sim 0.50\%$ となるように調整する精錬工程と；

前記溶鋼を鑄造して鋼片を得る鑄造工程と；

前記鋼片を1100～1350℃に加熱する加熱工程と；

加熱された前記鋼片を、表面温度が800℃以上となるように熱間圧延を行ってH形鋼を得る熱間圧延工程と；

前記熱間圧延工程後の前記H形鋼を水冷する冷却工程と；

を有し、

前記冷却工程では、表面温度が300～700℃の温度範囲内に復熱するように水冷条件を制御する

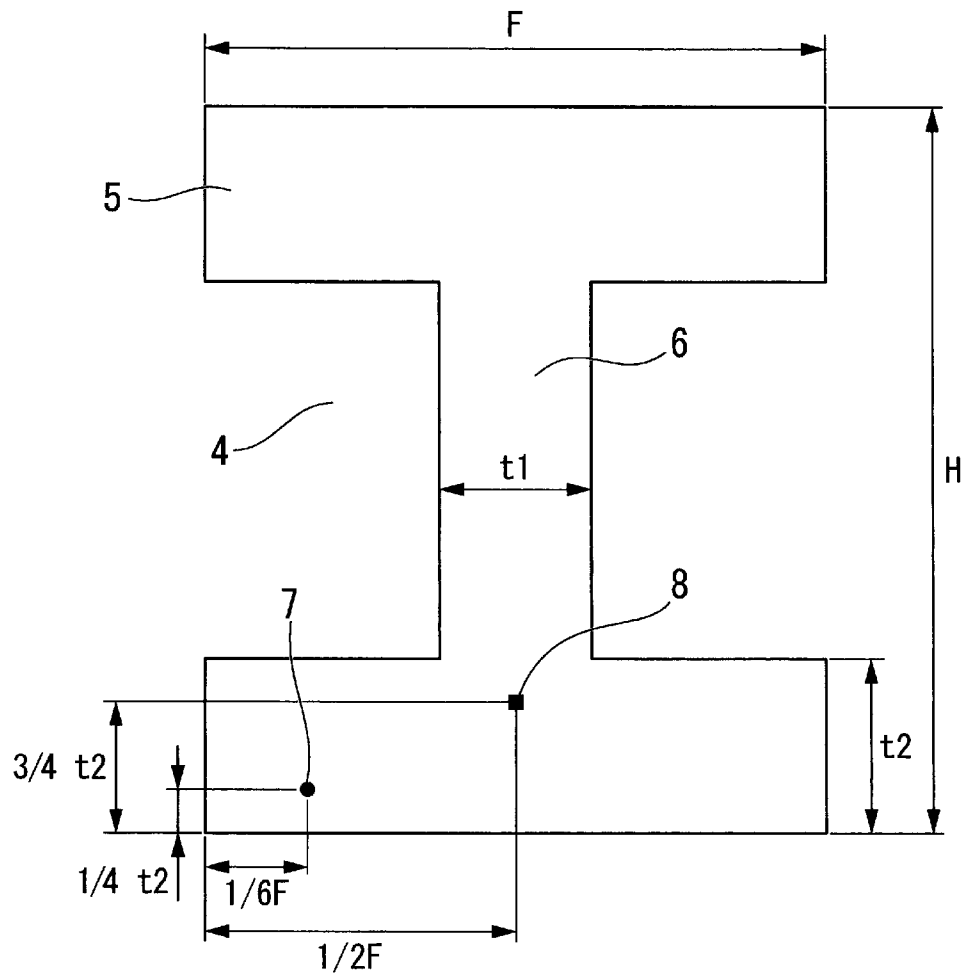
ことを特徴とするH形鋼の製造方法。

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15 \cdots (\text{式} 2)$$

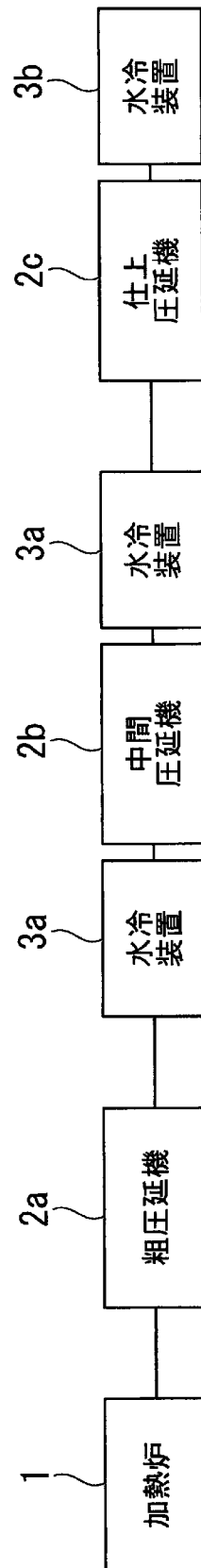
[請求項4]

前記溶鋼の前記成分が、質量%で、Cr：0.01～0.50%、Cu：0.01～0.30%、Mo：0.001～0.30%、W：0.01～0.50%、のうち、1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項3に記載のH形鋼の製造方法。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/082267

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21C7/04(2006.01)i, C21C7/06(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)

C22C38/00, C21C7/04, C21C7/06, C21D8/00, C22C38/14, C22C38/58

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 5-263182 A (Nippon Steel Corp.), 12 October 1993 (12.10.1993), entire text; all drawings (Family: none)	1-4
A	JP 4-279247 A (Nippon Steel Corp.), 05 October 1992 (05.10.1992), entire text; all drawings (Family: none)	1-4
A	JP 6-100924 A (Nippon Steel Corp.), 12 April 1994 (12.04.1994), entire text; all drawings & US 5421920 A & US 5985051 A & EP 589424 A2 & DE 69330326 T2 & KR 10-1996-0009174 B1 & CN 1088628 A & CA 2106616 A1	1-4



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T"

later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&"

document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
26 February 2015 (26.02.15)

Date of mailing of the international search report
10 March 2015 (10.03.15)

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/JP2014/082267

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2011/065479 A1 (Nippon Steel Corp.), 03 June 2011 (03.06.2011), entire text; all drawings & JP 4855553 B2	1-4
A	WO 2013/089089 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 20 June 2013 (20.06.2013), entire text; all drawings & JP 5565531 B2 & US 2014/0301889 A1 & EP 2792761 A1 & CN 103987866 A	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21C7/04(2006.01)i, C21C7/06(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（I P C））

Int.Cl. C22C38/00, C21C7/04, C21C7/06, C21D8/00, C22C38/14, C22C38/58

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 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 5-263182 A（新日本製鐵株式会社）1993. 10. 12, 全文, 全図 （ファミリーなし）	1-4
A	JP 4-279247 A（新日本製鐵株式会社）1992. 10. 05, 全文, 全図 （ファミリーなし）	1-4
A	JP 6-100924 A（新日本製鐵株式会社）1994. 04. 12, 全文, 全図 & US 5421920 A & US 5985051 A & EP 589424 A2 & DE 69330326 T2 & KR 10-1996-0009174 B1 & CN 1088628 A & CA 2106616 A1	1-4

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

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

の日の後に公表された文献

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

国際調査を完了した日

2 6 . 0 2 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

1 0 . 0 3 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
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）

鈴木 葉子

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

4 K

3 5 5 7

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2011/065479 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011. 06. 03, 全文, 全図 & JP 4855553 B2	1-4
A	WO 2013/089089 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013. 06. 20, 全文, 全図 & JP 5565531 B2 & US 2014/0301889 A1 & EP 2792761 A1 & CN 103987866 A	1-4