

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2014年10月30日(30.10.2014)



(10) 国際公開番号  
WO 2014/175122 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 8/00 (2006.01)
  - (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/060745
  - (22) 国際出願日: 2014年4月15日(15.04.2014)
  - (25) 国際出願の言語: 日本語
  - (26) 国際公開の言語: 日本語
  - (30) 優先権データ:  
特願 2013-094589 2013年4月26日(26.04.2013) 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: 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). 伊藤 栄利(ITO Hidetoshi); 〒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). 小野寺 紀昭(ONODERA Noriaki); 〒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(MIT-SUYASU 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). 山本 広一(YAMAMOTO Kohichi); 〒2130012 神奈川県川崎市高津区坂戸三丁目2番1号 KSP A101 日鉄住金テクノロジー株式会社内 Kanagawa (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, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
  - (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:  
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: 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

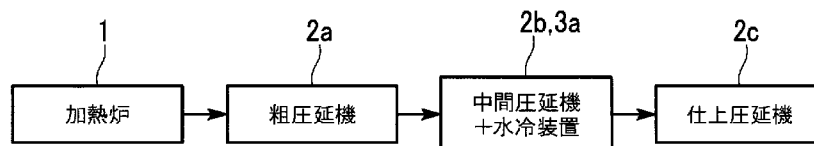


FIG. 3:  
 1 Heating furnace  
 2a Roughing mill  
 2b, 3a Intermediate mill + water cooling apparatus  
 2c Finishing mill

(57) Abstract: An H-shaped steel comprises specific chemical components, wherein the amounts of Nb and B satisfy the formula:  $Nb + 125 \times B \geq 0.075$ , the thickness of a flange is 12 to 40 mm, and the metal structure of a cross section of the flange which is perpendicular to a rolling direction contains a pearlite at a distribution density of  $3.2 \times 10^{-3}$  particles/ $\mu m^2$  or less as measured at a position that is the center of the thickness of the flange and is located at one-fourth of the width of the flange, with the remainder made up by a ferrite and a bainite.

(57) 要約: このH形鋼は、所定の化学成分を有し、Nb及びBの含有量が、 $Nb + 125 \times B \geq 0.075$ を満足し、フランジの板厚が12~40mmであり、前記フランジの板厚中心部、かつ、前記フランジの幅の1/4部で、圧延方向に垂直な断面の金属組織が、分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu m^2$ 以下のパーライトを含み、残部がフェライト及びベイナイトからなる。



WO 2014/175122 A1

## 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、低温環境で使用される建造物の構造部材などに用いられるH形鋼及びその製造方法に関し、特に溶接熱影響部の靱性に優れた高強度低温用H形鋼及びその製造方法に関する。

本願は、2013年04月26日に、日本に出願された特願2013-094589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] 近年の世界的に旺盛なエネルギー需要を背景に、寒冷地におけるエネルギー関連設備の建造物等の建造需要が急速に増加している。それらの設備には、例えば、FPSO (Floating Production Storage and Offloading System: 浮体式海洋石油・ガス生産貯蔵積出設備)、即ち洋上で、石油・ガスを生産し、石油・ガスを設備内タンクに貯蔵し、直接輸送タンカへの積出しを行う設備等がある。これらの建造物の建造に使用されるH形鋼には、優れた低温靱性が要求される。

[0003] 従来から、H形鋼は一般的な建築建造物に使用されており、例えば特許文献1～3には、靱性や耐火性に優れたH形鋼が提案されている。一般的な建築建造物では、0℃程度でのシャルピー吸収エネルギーが求められるが、寒冷地においてエネルギー関連設備に使用されるH形鋼では、例えば、-40℃でのシャルピー吸収エネルギーが要求される。さらに、合理的に低温靱性を保証するためには、シャルピー衝撃試験特性(吸収エネルギー)だけではなく、-10℃でのCTOD値を規定することが必要である。

[0004] CTOD (Crack Tip Opening Displacement: き裂先端開口変位) 試験は欠陥が存在する建造物の破壊靱性を評価する試験の一つである。き裂を有する試験片を所定の温度に保持して曲げ応力

を加えていくと、き裂が急速に進展する現象「不安定破壊」が起きる。CTOD試験により、このき裂が急速に進展する直前のき裂先端開口量（CTOD値）を測定する。CTOD値とシャルピー吸収エネルギーとは、必ずしも良い相関が得られない。

[0005] 連続鋳造によって得られた鋳片を熱間圧延し、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。これは、連続鋳造設備で製造可能な鋳片の最大厚みに限界があり、圧延の圧下比（製品厚と鋳片厚との比）が十分に確保できないためである。更に、製品の寸法精度を高めるためには、高温で圧延を施すことが有効であるが、高温で圧延を行うと、板厚の厚いフランジ部やフィレット部では特に圧延温度が高くなり、冷却速度は遅くなる。その結果、フランジ部やフィレット部では、結晶粒が粗大化し、靱性の低下が懸念される。圧延終了後に加速冷却を施せば、ある程度の細粒組織を得ることは可能ではあるが、圧延後の冷却設備を導入することは多大なコストが必要となる。これらの低温靱性要求に応えるために、本発明者らの一部は、特許文献4において、Nb及びBを添加した、低温靱性に優れたH形鋼及びその製造方法を先に提案した。

### 先行技術文献

### 特許文献

- [0006] 特許文献1：日本国特開平11-193440号公報  
特許文献2：国際公開2007-91725号パンフレット  
特許文献3：国際公開2008-126910号パンフレット  
特許文献4：日本国特願2011-274278号

### 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0007] 従来の低温用H形鋼は、母材の特性には問題なかった。しかしながら、溶接熱影響部（HAZ）の低温靱性については、十分に検討されていなかった。本発明は、寒冷地の構造物で使用可能な、高強度及び優れた低温靱性を有

し、更には溶接性及び溶接熱影響部の韌性（HAZ韌性）にも優れるH形鋼、及び多大な冷却設備を必要とせずに前記H形鋼を製造するH形鋼の製造方法を提供することを課題とする。なお、本発明の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、焼入れや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

[0008] 本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意研究を行った。その結果、パーライトやセメンタイトのような炭化物から構成される組織を起点とする破壊機構による韌性低下が著しいことが分かった。そのため、炭化物を起点とする破壊に着目し、低温韌性を向上させるために、脆性破壊の起点となる炭化物の生成を抑制する方法について検討した。検討の結果、本発明者らは、炭化物の生成を抑制するために鋼中の炭素を低減し、かつ、強度確保に必要なベイナイトを生成させるために、Nb、B等の合金元素を適正量含有させることで、強度を低下させずにH形鋼の低温韌性を向上させることに成功した。さらに、溶接熱影響部の低温韌性を、溶接前の母材と同等の水準にするためには、母材に存在するパーライト組織の分率を抑制することが重要であることを知見した。本発明者らは、特に、Nb及びBの含有量を適正な範囲に制御することにより、C含有量を低減しても強度を確保することが可能であること、破壊の起点となる炭化物の生成が抑制されて、母材韌性及び溶接熱影響部韌性が向上することを見出した。

さらに、本発明者らは、韌性の良好な細粒組織を得るためには、フランジの表面温度を厳格に制御して圧延することが極めて有効であることを見出した。具体的には、仕上圧延で、フランジの表面温度が870℃以下770℃以上の温度範囲で圧延を1パス以上行うことが必要であることを知見した。

本発明は、これらの知見に基づいて完成した。本発明のH形鋼は、脆性破壊の起点となる炭化物の生成を極限まで抑えて、母材及び溶接熱影響部の低温韌性を改善した。本発明の要旨は以下のとおりである。

[0009] (1) すなわち、本発明の一態様に係るH形鋼は、化学成分が、質量%で、C：0.010～0.014%、Si：0.05～0.50%、Mn：0.8～2.0%、Cu：0.01%以上、0.60%未満、Ni：0.01%以上、0.50%未満、Al：0.005%超、0.040%以下、Ti：0.001～0.025%、Nb：0.010～0.070%、N：0.001～0.009%、O：0.0005～0.0035%、B：0.0003%超、0.0015%以下、V：0～0.10%、Mo：0～0.10%、Cr：0%以上、0.20%未満、Zr：0～0.030%、Hf：0～0.010%、REM：0～0.010%、Ca：0～0.0050%、を含有し、残部がFe及び不純物であり、Nb及びBの含有量が、下記式1を満足し、フランジの板厚が12～40mmであり、前記フランジの板厚中心部、かつ、前記フランジの幅の1/4部で、圧延方向に垂直な断面の金属組織が、分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下のパーライトを含み、残部がフェライト及びベイナイトからなる。

$$\text{Nb} + 125 \times \text{B} \geq 0.075 \dots \text{式1}$$

ここで、式1中のNb、Bは、各元素の質量%での含有量である。

[0010] (2) 上記(1)に記載のH形鋼は、引張強度が460～550MPaであってよい。

[0011] (3) 上記(1)または(2)に記載のH形鋼は、前記化学成分が、質量%でV：0.01～0.10%、Mo：0.01～0.10%、Cr：0.01%以上、0.20%未満の1種又は2種以上を含有してもよい。

[0012] (4) 上記(1)～(3)のいずれか一項に記載のH形鋼は、前記化学成分が、質量%で、Zr：0.001～0.030%、Hf：0.001～0.010%の1種または2種を含有してもよい。

[0013] (5) 上記(1)～(4)のいずれか一項に記載のH形鋼は、前記化学成分が、質量%で、REM：0.0001～0.010%、Ca：0.0001～0.0050%の1種または2種を含有してもよい。

[0014] (6) 本発明の別の態様に係るH形鋼の製造方法は、(1)～(5)のい

いずれか一項に記載の化学成分を有する鋼片を1100～1350℃に加熱する加熱工程と；前記鋼片を熱間圧延してH形鋼とする熱間圧延工程と；前記H形鋼を空冷する空冷工程と；を有し、前記熱間圧延工程は、前記鋼片を、粗圧延機を用いて圧延する粗圧延工程と、中間圧延機を用いてリバース圧延を行う中間圧延工程と、仕上圧延機を用いて圧延する仕上圧延工程とからなり、前記中間圧延工程の前記リバース圧延では、前記中間圧延機の前後面に設けられた水冷装置を用いて前記H形鋼を冷却しながら圧延する制御圧延を行い、前記仕上圧延工程では、前記フランジの表面温度が770～870℃の範囲で1パス以上の圧延を行い、前記フランジの板厚が12～40mmである。

### 発明の効果

- [0015] 本発明の上記態様によれば、低温靱性に優れた高強度低温用H形鋼を、加速冷却を施すことなく、圧延ままで製造することが可能になる。その結果、施工コストの低減、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。さらには、本発明のH形鋼は、溶接施工を施しても、溶接熱影響部の靱性の低下が少なく、優れた低温靱性を有する。そのため、経済性を損なうことなく、寒冷地で用いられる大型建造物の信頼性を向上させることができる。したがって、本発明は、産業上の貢献が極めて顕著である。

### 図面の簡単な説明

- [0016] [図1]本発明の一実施形態に係るH形鋼の断面形状を説明する図である。  
[図2]本発明の一実施形態に係るH形鋼の製造方法の一例を示す図である。  
[図3]本発明の一実施形態に係るH形鋼の加熱、圧延に用いられる製造装置の一例を示す図である。

### 発明を実施するための形態

- [0017] 以下、本発明の一実施形態に係るH形鋼（以下、本実施形態に係るH形鋼と言う場合がある。）について詳細に説明する。
- [0018] まず、本実施形態に係るH形鋼の化学成分（成分組成）について説明する。ここで、成分についての「%」は質量%を意味する。

[0019] (C : 0.010~0.014%)

Cは、鋼の強化に有効な元素であり、C含有量の下限を0.010%とする。一方、C含有量が0.014%を超えるとHAZ靱性が低下し、低温でのHAZ靱性が十分に確保できない。特に、フランジの板厚が厚い場合（例えば26mm以上）には、パーライト組織が形成され、溶接後にそのパーライト組織が島状マルテンサイト組織に変化し、それが脆化相となって、HAZ靱性が劣化する。したがって、C含有量の上限を0.014%とする。母材及び溶接熱影響部の靱性、耐溶接割れ性をさらに向上させる場合、C含有量を0.014%未満にすることが好ましい。

[0020] (Si : 0.05~0.50%)

Siは、脱酸元素であり、強度の向上にも寄与する。これらの効果を得るため、Si含有量の下限を0.05%とする。一方、Siはセメンタイトの生成を促進する元素である。そのため、Si含有量の上限を0.50%とする。島状マルテンサイトの生成を抑制し、母材及び溶接熱影響部の靱性をさらに向上させるためには、Si含有量の上限を0.40%とすることが好ましい。

[0021] (Mn : 0.8~2.0%)

Mnは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、ベイナイトの生成を促進して母材の強度を確保するの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0.8%とする。母材の強度をより高めるには、Mn含有量の下限を1.0%とすることが好ましく、1.3%とすることが更に好ましい。一方、Mn含有量が2.0%を超えると、母材及び溶接熱影響部の靱性、割れ性などが損なわれる。したがって、Mn含有量の上限を2.0%とする。

[0022] (Cu : 0.01%以上、0.60%未満)

Cuは、鋼の焼入れ性を向上させ、析出硬化によって母材の強化（強度上昇）に寄与する元素である。Cu含有量が0.01%以上の場合、圧延時にフェライトが生成する温度域での保持及び緩冷却を行うことにより、フェラ

イトの転位上にCu相が析出し、強度が上昇する。この効果を得るため、Cu含有量の下限を0.01%とする。Cu含有量の好ましい下限は0.30%である。一方、Cu含有量が0.60%以上であると、母材の強度が過剰となって、低温靱性が低下する。したがって、Cu含有量を0.60未満%とする。好ましくはCu含有量の上限を0.50%とする。

[0023] (Ni: 0.01%以上、0.50%未満)

Niは、母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。特に、靱性を高めるために、本実施形態に係るH形鋼では、Ni含有量の下限を0.01%とする。好ましいNi含有量の下限は0.20%である。一方、Ni含有量を0.50%以上にすることは、合金コストの上昇を招く。したがって、Ni含有量を0.50%未満とする。好ましくはNi含有量の上限を0.40%とする。

[0024] (Ti: 0.001~0.025%)

Tiは、母材の靱性を向上させるために、重要な元素である。Tiは、微細な含Ti酸化物やTiNを形成して、結晶粒径の微細化に寄与する。この効果を得るため、Ti含有量の下限を0.001%とする。更に、TiでNを固定することによって固溶Bを確保して焼入れ性を高める場合、Ti含有量の下限を0.010%とすることが好ましい。一方、Ti含有量が0.025%を超えると、粗大なTiNが生成し、母材の靱性が低下する。したがって、Ti含有量の上限を0.025%とする。また、TiCの析出を抑制し、析出硬化による靱性の低下をより抑制するためには、Ti含有量の上限を0.020%とすることが好ましい。

[0025] (Nb: 0.010~0.070%)

Nbは、鋼の焼入れ性を上昇させる元素である。この効果を得るため、Nb含有量の下限を0.010%とする。強度及び母材靱性をより向上させるためには、Nb含有量の下限を0.020%にすることが好ましい。一方、Nb含有量が0.070%を超えると、Nb炭窒化物が析出し、母材及びHAZの靱性が低下することがある。そのため、Nb含有量の上限を0.07

0%とする。より靱性を高めるためには、Nb含有量の上限を0.060%にすることが好ましく、0.040%にすることがさらに好ましい。

[0026] (N: 0.001~0.009%)

Nは、微細なTiと結合してTiNを形成し、結晶粒を微細化する効果を有する。この効果を得るため、N含有量の下限を0.001%とする。一方、N含有量が0.009%を超えると、粗大なTiNが生じて靱性が低下する。そのため、N含有量の上限を0.009%とする。また、N含有量が増加すると、島状マルテンサイトが生成し、靱性が劣化することがある。そのため、N含有量の上限を0.005%にすることが好ましい。

[0027] (O: 0.0005~0.0035%)

Oは、不純物であり、酸化物の生成を抑制して靱性を確保するため、O含有量の上限を0.0035%とする。HAZ靱性を向上させるには、O含有量の上限を0.0015%にすることが好ましい。靱性の観点からは、O含有量は少ないほど好ましいが、O含有量を0.0005%未満にしようとすると、製造コストが高くなる。そのため、O含有量の下限を0.0005%としてもよい。また、酸化物によるピンニング効果を利用して、HAZの粒径の粗大化を抑制する場合、O含有量の下限を0.0008%としてもよい。

[0028] (Al: 0.005%超、0.040%以下)

Alは、脱酸元素である。この効果を得るため、Al含有量を0.005%超とする。一方、粗大な酸化物の生成を防止するため、Al含有量の上限を0.040%とする。また、Al含有量の低減は、島状マルテンサイトの生成の抑制にも有効である。そのため、Al含有量の上限を0.020%にすることが好ましく、0.010%にすることがより好ましい。

[0029] (B: 0.0003%超、0.0015%以下)

Bは、微量で鋼の焼入れ性を上昇させ、靱性向上に有効な細粒のベイナイト組織の形成を促進する元素である。この効果を得るため、B含有量を0.0003%超とする。ただし、B含有量が0.0015%を超えると、十分

なベイナイト組織が得られても、島状マルテンサイトが生成されるとともに、強度が高くなりすぎて、靱性が著しく低下する。そのため、B含有量の上限を0.0015%とする。好ましいB含有量の上限は、0.0010%である。

[0030] (Nb及びBの含有量が、質量%で、 $Nb + 125 \times B \geq 0.075\%$ )

Nb、Bの含有量を適正範囲とすることで、C含有量を低減しても強度を確保することが可能になる。その結果、破壊の起点となるセメントイト等の炭化物の生成が抑制され、靱性が向上する。 $Nb + 125 \times B$ が0.075%未満の場合、十分な焼入れ性が得られず、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下する。C含有量を低減した本実施形態に係るH形鋼では、 $Nb + 125 \times B$ が高いほど好ましく、上限は規定しない。しかしながら、Nb及びBのそれぞれの含有量の上限から、 $Nb + 125 \times B$ の上限は、実質的に0.2575%となる。

[0031] 不純物として含有するP、Sについては、含有量を特に限定しない。なお、P、Sは、凝固偏析による溶接割れ、靱性低下の原因となるので、極力低減すべきである。P含有量は0.02%以下に制限することが好ましく、0.002%以下に制限することがさらに好ましい。また、S含有量は、0.002%以下に制限することが好ましい。

[0032] 本実施形態に係るH形鋼は、上記の化学成分を含有することを基本とするが、更に、強度及び靱性の向上や、介在物の形態の制御を目的として、V、Mo、Cr、Zr、Hf、REM及びCaのうちの1種又は2種以上を含有させてもよい。なお、これらの元素は、必ずしも含有させる必要はなく、含有量の下限は0%である。

[0033] (V: 0.10%以下)

Vは、組織の微細化及び炭窒化物による析出強化に寄与する。この効果を得る場合、V含有量の下限を0.01%とすることが望ましい。しかし、V含有量が過剰であると、母材及びHAZの靱性が低下することがある。したがって、V含有量の上限を0.10%とすることが好ましい。

[0034] (Mo : 0.10%以下)

Moは、鋼中に固溶して鋼の焼入れ性を高め、強度の向上に寄与する元素である。この効果を得る場合、Mo含有量の下限を0.01%とすることが望ましい。しかしながら、Mo含有量が0.10%を超えると、Mo炭化物(Mo<sub>2</sub>C)が析出し、固溶Moによる焼入れ性の向上の効果が飽和するだけでなく、溶接熱影響部が硬化して、HAZ靱性が劣化する。そのため、Mo含有量の上限は、0.10%とする。より好ましいMo含有量の上限は、0.05%である。

[0035] (Cr : 0.20%未満)

Crは、鋼の焼入れ性を高め、強度の向上に寄与する元素である。この効果を得る場合、Cr含有量の下限を0.01%とすることが望ましい。しかし、Cr含有量が0.20%以上になると、炭化物が生成し、靱性が低下することがある。そのため、Cr含有量を0.20%未満にすることが好ましい。Cr含有量の好ましい上限は0.10%である。

[0036] (Zr : 0.030%以下、Hf : 0.010%以下)

Zr、Hfは共に、脱酸元素であるとともに、高温で窒化物を生成する元素であり、鋼中の固溶N量の低減に有効な元素である。これらの効果を得る場合、いずれの元素も含有量の下限を0.001%とすることが望ましい。しかし、Zr、Hfを過剰に含有すると、窒化物が粗大化し、靱性が低下することがある。そのため、Zr含有量の上限を0.030%、Hf含有量の上限を0.010%とすることが好ましい。

[0037] (REM : 0.010%以下、Ca : 0.0050%以下)

REM、Caは、共に、脱酸元素であり、硫化物の形態の制御にも寄与する元素である。そのため、これらの効果を得る場合、含有量の下限を0.0001%とすることが好ましい。しかし、REM、Caの酸化物は溶鋼中で容易に浮上するため、実質的に、鋼中に含有されるREM含有量の上限は0.010%、Ca含有量の上限は0.0050%である。なお、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ランタノイド元素にSc

及びYを加えた17種の元素を指す。

[0038] 次に、本実施形態に係るH形鋼の金属組織について説明する。

本実施形態に係るH形鋼の金属組織は、主に、強度及び靱性に優れる細粒のフェライト及びベイナイトからなり、パーライトの分率が制限された組織である。

[0039] (フランジの板厚中心部、かつ、フランジ幅の1/4部で、圧延方向に垂直な断面において、金属組織中の、パーライトの分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、残部が実質的にフェライト及びベイナイトからなる)

本実施形態に係るH形鋼では、特に母材のパーライトが溶接後に、島状マルテンサイトに変化して溶接熱影響部の靱性を劣化させることが懸念される。そこで、本実施形態に係るH形鋼の金属組織は、パーライトの分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であり、残部が実質的にフェライト及びベイナイトからなる組織としている。

パーライトの分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ を超えると、溶接時にの溶接の入熱によって、パーライトが分解してオーステナイトとなり、冷却後、島状マルテンサイトが生成する。この生成した島状マルテンサイトは、脆性破壊の起点となって靱性を劣化させることがある。

パーライトの分布密度は小さいほど好ましいが、強度の確保の観点で、パーライトの分布密度の下限を $1.0 \times 10^{-5}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ としてもよい。

パーライトの分布密度は、上記の部位で、JIS G 0551に準拠して、光学顕微鏡でパーライトコロニー（JIS規格ではパーライトの島）を観察して求める。具体的には、500倍で撮影した10視野の光学顕微鏡組織写真（1視野の大きさは、 $120 \mu\text{m} \times 160 \mu\text{m}$ が好ましい）に存在するパーライトコロニーの数を計数し、その分布密度を求める。

[0040] 本実施形態に係るH形鋼の場合、フランジの特性が重要であり、金属組織の観察及びパーライト分布密度の測定は、H形鋼の圧延方向に垂直な断面内において全体の組織を良く代表すると考えられるフランジ板厚の中心部、かつ、フランジ幅の1/4部で行う。即ち、図1に示すH形鋼の断面の（1/

4) F の位置 (圧延方向に垂直な断面のフランジの板厚  $t_2$  の中心部 :  $(1/2) t_2$ 、フランジ幅全長  $B$  の  $1/4$  :  $(1/4) B$ ) から試料を採取する。光学顕微鏡によって、フェライト、ベイナイト、パーライトを判別し、パーライトの数を測定し、分布密度を求める。

[0041] (フランジの板厚が  $12 \sim 40$  mm)

本実施形態に係る H 形鋼のフランジの板厚は、 $12 \sim 40$  mm とする。これは、寒冷地で使用される構造物 (低温用構造物) に用いられる H 形鋼には、板厚が  $12 \sim 40$  mm のサイズの H 形鋼が多用されるためである。また、フランジの板厚が  $40$  mm を超えると、冷却速度が遅くなり、パーライトの分布密度が高くなることがある。

ウェブの板厚は、フランジと同様に  $12 \sim 40$  mm とすることが好ましい。

[0042] ウェブの板厚に対するフランジ板厚の比 (フランジ/ウェブ) 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、 $0.5 \sim 2.0$  とすることが好ましい。フランジ/ウェブが  $2.0$  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。

[0043] 本実施形態に係る H 形鋼の強度は、常温の降伏点又は  $0.2\%$  耐力が  $345$  MPa 以上、引張強度が  $460 \sim 550$  MPa であることが望ましい。また、 $-40^\circ\text{C}$  でのシャルピー衝撃吸収エネルギーは、母材部で  $60$  J 以上であることが望ましい。さらに、低温靱性を合理的に保証するために  $-10^\circ\text{C}$  における CTOD 値が  $0.25$  mm 以上であることが望ましい。また、溶接熱影響部のシャルピー衝撃吸収エネルギー及び CTOD 値は、母材部と同等以上であることが望ましい。

[0044] H 形鋼は、鋼板を製造する場合に比べて、強度及び靱性を確保することが難しい。その理由としては、スラブ又はビームブランク形状の素材から極厚 H 形鋼を製造する際に、フランジやフィレット部 (フランジとウェブとが結合している部位) の加工量を確保することが難しいためである。

- [0045] 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。
- [0046] 製鋼工程では、任意の方法で上述した範囲に、溶鋼の化学成分を調整した後、鋳造し、鋼片を得る。鋳造は、生産性の観点から、連続鋳造が好ましい。また、鋼片の厚みは、生産性の観点から、200mm以上が好ましい。一方で、偏析の低減や、熱間圧延における加熱温度の均質性を考慮すると、鋼片の厚みは350mm以下が好ましい。
- [0047] 次に、鋼片を加熱し（加熱工程：S1）、加熱された鋼片に対し、熱間圧延を行う（熱間圧延工程）。鋼片の加熱温度は、1100～1350℃が好ましい。加熱温度が1100℃未満であると、変形抵抗が高くなる。そのため、加熱温度の下限を1100℃とすることが好ましい。Nb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、加熱温度の下限を1150℃とすることがより好ましい。特に、フランジの板厚が薄い場合は、累積圧下率が大きくなることで、圧延温度が低くなりすぎることが懸念されるため、1200℃以上に加熱することがさらに好ましい。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加熱炉内が損傷することがある。そのため、加熱温度の上限を1350℃とすることが好ましい。組織の粗大化を抑制するためには、加熱温度の上限を1300℃にすることがより好ましい。
- [0048] 加熱工程に引き続いて熱間圧延を行う（熱間圧延工程：S2）。熱間圧延工程では、鋼片を粗圧延機、中間圧延機及び仕上圧延機からなるユニバーサル圧延装置列により順次圧延していくことにより圧延を行う。粗圧延機では、加熱炉から抽出した鋼片を一定の大きさまで圧延する（粗圧延工程：S21）。その後、中間圧延機にて中間圧延を行う（中間圧延工程：S22）。中間圧延では圧延温度、圧下率を制御する制御圧延が行われる。制御圧延の方法としては、例えば、リバース圧延により2パス以上の圧延を行う際、リバース圧延前後に配置された冷却装置によりフランジ外側面を水冷し、フランジ外側面を復熱させて圧延する。水冷の際、フランジ外側面の温度が低くなりすぎると圧延するまでに復熱が間に合わないこともあるため、スプレイ

冷却することが好ましい。

[0049] 中間圧延工程の後、仕上圧延を行う（仕上圧延工程：S23）。仕上圧延では、フランジの表面温度が770～870℃で1パス以上の圧延を行う必要がある。このような圧延を行うのは、熱間圧延（仕上圧延）で、加工再結晶を促進させ、オーステナイトを細粒化し、靱性と強度とを向上させるためである。フランジの表面温度が770℃未満ではH形鋼の造形が困難になるため、下限を770℃とする。一方、フランジの表面温度が870℃を超えると歪みが回復し、再結晶粒が成長して、粗粒となるため、上限を870℃とする。圧延のパス数の上限は限定しないが、770～870℃において、5パスを超える圧延を行うと、1パスあたりの歪量が小さくなり、細粒化の効果が小さくなる場合があるため、5パス以下が好ましい。

[0050] 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が好ましい。パス間水冷圧延とは、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。パス間水冷圧延では、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が生じる。このため、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ができるので、生産性が向上する。

[0051] 仕上圧延後は、常法にしたがって空冷する（空冷工程：S3）。空冷によりH形鋼の組織は、一部にパーライトが生成された、実質的にフェライト及びベイナイトからなる組織となる。

[0052] 空冷する際、フランジの平均温度が400℃以下となるまで冷却した後、400～500℃の温度域まで再び加熱してもよい。400～500℃に再加熱すると、圧延ままの状態でもマイクロ組織中に存在する島状マルテンサイトを分解させることができる。島状マルテンサイト中のCをマトリクス中へ拡散させるためには、加熱温度を400℃以上、保持時間を15分以上にすることが好ましい。加熱温度の上限、保持時間の上限は特に規定しないが、製造コストの観点から、加熱温度を500℃以下、保持時間を5時間以下にす

ることが好ましい。冷却後の再加熱は、熱処理炉で実施することができる。

[0053] 図2に、上記製造方法の一例を示すフローチャートを示す。

[0054] なお、一次圧延して500℃以下に冷却した後、再度、1100～1350℃に加熱し、二次圧延を行う製造するプロセス、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ることができる。

### 実施例

[0055] 以下、実施例に基づいて本発明を詳細に説明する。

[0056] 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、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、製造後のH形鋼から採取した試料を化学分析して求めた。なお、表1の残部は、Fe及び不純物である。

[0057]

[表1]

鋼材 No.	成分 (質量%)																Nb+125×B	備考		
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Al	Ti	Nb	N	O	B	V	Mo	Cr	Zr	Hf			Ca	REM
A	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004								0.090	本発明例
B	0.014	0.20	1.65	0.01	0.01	0.007	0.020	0.040	0.0038	0.0024	0.0004		0.05						0.090	
C	0.014	0.20	1.65	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0040	0.0010	0.0004								0.090	
D	0.014	0.06	1.98	0.01	0.01	0.020	0.021	0.040	0.0041	0.0030	0.0005								0.103	
E	0.013	0.46	0.81	0.01	0.01	0.010	0.019	0.040	0.0041	0.0009	0.0004								0.090	
F	0.014	0.20	0.84	0.01	0.01	0.016	0.020	0.050	0.0038	0.0010	0.0005								0.113	
G	0.013	0.21	0.83	0.57	0.01	0.015	0.021	0.030	0.0040	0.0011	0.0004								0.080	
H	0.012	0.20	0.83	0.01	0.30	0.016	0.020	0.040	0.0040	0.0010	0.0004								0.090	
I	0.011	0.20	0.82	0.26	0.35	0.016	0.020	0.040	0.0039	0.0010	0.0004								0.090	
J	0.014	0.28	1.85	0.01	0.01	0.006	0.024	0.050	0.0030	0.0028	0.0005								0.113	
K	0.014	0.14	1.70	0.01	0.01	0.037	0.015	0.040	0.0025	0.0009	0.0004								0.090	
L	0.013	0.23	0.86	0.02	0.01	0.017	0.003	0.040	0.0044	0.0025	0.0005								0.103	
M	0.014	0.20	0.80	0.01	0.01	0.015	0.024	0.040	0.0039	0.0009	0.0004								0.090	
N	0.014	0.24	1.90	0.01	0.01	0.016	0.020	0.020	0.0043	0.0010	0.0005								0.083	
O	0.012	0.19	1.80	0.05	0.01	0.015	0.019	0.070	0.0040	0.0009	0.0004								0.120	
P	0.014	0.20	1.86	0.01	0.01	0.020	0.025	0.030	0.0080	0.0009	0.0005								0.090	
Q	0.013	0.20	1.82	0.01	0.01	0.020	0.020	0.030	0.0080	0.0010	0.0004								0.093	
R	0.014	0.19	1.80	0.01	0.01	0.014	0.019	0.040	0.0045	0.0005	0.0004								0.090	
S	0.012	0.22	1.82	0.01	0.01	0.028	0.025	0.040	0.0030	0.0030	0.0005								0.103	
T	0.012	0.19	1.81	0.02	0.01	0.015	0.020	0.030	0.0070	0.0029	0.0013								0.193	
U	0.012	0.20	1.78	0.01	0.01	0.015	0.020	0.020	0.0034	0.0009	0.0005	0.06							0.083	
V	0.011	0.20	1.85	0.01	0.05	0.015	0.020	0.030	0.0039	0.0009	0.0004		0.08						0.080	
W	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004			0.18					0.090	
X	0.014	0.19	1.80	0.01	0.01	0.014	0.013	0.040	0.0044	0.0010	0.0004				0.02				0.090	
Y	0.013	0.19	1.80	0.01	0.01	0.014	0.013	0.040	0.0044	0.0009	0.0004					0.006			0.090	
Z	0.014	0.19	1.81	0.01	0.01	0.014	0.013	0.040	0.0039	0.0009	0.0004								0.090	
AA	0.014	0.19	1.80	0.01	0.01	0.014	0.013	0.040	0.0044	0.0009	0.0004						0.003		0.090	
AB	0.011	0.19	1.80	0.01	0.020	0.014	0.020	0.040	0.0039	0.0009	0.0004								0.090	
AC	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.006	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004								0.090	
AD	0.017	0.48	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0041	0.0009	0.0004								0.090	
AE	0.016	0.08	1.85	0.01	0.01	0.015	0.021	0.040	0.0040	0.0010	0.0005								0.103	
AF	0.012	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.030	0.0042	0.0010	0.0002								0.055	
AG	0.014	0.52	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004								0.090	
AH	0.014	0.20	2.10	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0041	0.0009	0.0004								0.090	
AI	0.014	0.19	0.70	0.01	0.01	0.016	0.020	0.041	0.0042	0.0010	0.0004								0.091	
AJ	0.013	0.20	1.82	0.70	0.01	0.016	0.019	0.040	0.0042	0.0009	0.0005								0.103	
AK	0.014	0.20	1.82	0	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004								0.090	
AL	0.014	0.20	1.82	0.01	0	0.015	0.020	0.039	0.0040	0.0009	0.0004								0.089	
AM	0.013	0.19	1.82	0.01	0.01	0.050	0.020	0.040	0.0042	0.0010	0.0004								0.090	
AO	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.017	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0017								0.253	
AP	0.014	0.19	1.85	0.01	0.01	0.016	0.020	0.080	0.0042	0.0009	0.0004								0.130	
AQ	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.040	0.0105	0.0009	0.0004								0.090	
AR	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.015	0.020	0.040	0.0009	0.0009	0.0004								0.090	
AS	0.012	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.020	0.0042	0.0010	0.0004								0.070	
AT	0.014	0.20	1.82	0.01	0.01	0.004	0.020	0.040	0.0042	0.0009	0.0004								0.090	
AU	0.012	0.20	1.82	0.01	0.01	0.016	0.020	0.060	0.0042	0.0010	0.0003								0.098	

空欄は元素を憲図的に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。

[0058] H形鋼の製造工程を図2に、加熱工程、熱間圧延工程で用いた製造装置を図3に示す。熱間圧延は、ユニバーサル圧延装置列で行った。熱間圧延をパス間水冷圧延とする場合、圧延パス間の水冷には、中間ユニバーサル圧延機2bの前後に設けた水冷装置3aを用い、フランジ外側面のスプレイ冷却を行いながらリバース圧延する制御冷却を行った。熱間圧延後は空冷した。製造条件を表2に示す。

[0059]

[表2]

製造 No.	鋼材 No.	加熱温度 (°C)	仕上圧延温度 (°C)	770~870°C でのパス数	フランジ板厚 (mm)	備考
1	A	1300	870	1	40	実施例
2	B	1300	850	3	25	
3	C	1300	850	3	25	
4	D	1300	850	3	25	
5	E	1300	850	3	25	
6	F	1300	850	3	25	
7	G	1300	850	3	25	
8	H	1300	850	3	25	
9	I	1300	850	3	25	
10	J	1300	850	3	25	
11	K	1300	850	3	25	
12	L	1300	850	3	25	
13	M	1300	850	3	25	
14	N	1300	850	3	25	
15	O	1300	850	3	25	
16	P	1300	850	3	25	
17	Q	1300	850	3	25	
18	R	1300	850	3	25	
19	S	1300	850	3	25	
20	T	1300	850	3	25	
21	U	1300	850	3	25	
22	V	1300	850	3	25	
23	W	1300	850	3	25	
24	X	1300	850	3	25	
25	Y	1300	850	3	25	
26	Z	1300	850	3	25	
27	AA	1300	850	3	25	
28	AB	1300	850	3	25	
29	AC	1300	870	1	40	
30	A	1300	790	5	12	
31	AD	1300	850	3	25	比較例
32	AE	1300	850	1	40	
33	AF	1300	850	3	25	
34	AG	1300	870	1	40	
35	AH	1300	870	1	40	
36	AI	1300	870	1	40	
37	AJ	1300	870	1	40	
38	AK	1300	870	1	40	
39	AL	1300	870	1	40	
40	AM	1300	870	1	40	
41	AO	1300	870	1	40	
42	AP	1300	870	1	40	
43	AQ	1300	870	1	40	
44	AR	1300	870	1	40	
45	AS	1300	870	1	40	
46	AT	1300	870	1	40	
47	AU	1300	870	1	40	
48	F	1300	870	1	50	

- [0060] 図1に示すように、H形鋼4のフランジ5の板厚 $t_2$ の中心部（ $(1/2)t_2$ ）でかつ、フランジ幅全長（ $B$ ）の $1/4$ （ $(1/4)B$ ）である位置（図1の $(1/4)F$ ）から、試験片を採取し、機械特性を測定した。この箇所での評価を行ったのは、図1のフランジ $(1/4)F$ 部が、H形鋼の平均的な機械特性を示すと判断したためである。引張試験は、JIS Z 2241に準拠して行い、シャルピー衝撃試験は、JIS Z 2242に準拠して $-40^{\circ}\text{C}$ で行った。CTOD試験片は、フランジ部分全厚を切り出し、平滑試験片を作製して、元のウェブ表面の延長線上をノッチ位置とした。
- [0061] 得られた母材のフランジ部を切り出し、レ型開先を施して溶接を行うための供試材とした。この供試材に溶接入熱が $12\text{kJ/cm}$ で、ガスマタルアーク溶接を行った。開先の垂直部側のボンド部（溶接金属と母材との境界部）から $2\text{mm}$ の位置がシャルピー衝撃試験片またはCTOD試験片のノッチとなるようにそれぞれの試験片を採取し、溶接熱影響部の靱性を評価した。
- [0062] また、機械特性の測定に用いた試験片を採取した位置から、試料を採取し、この試料について光学顕微鏡で金属組織の観察を行い、パーライトの分布密度を測定した。パーライト以外の残部は、フェライト及びベイナイトであることを確認した。
- [0063] 結果を表3に示す。機械特性の目標値は、常温の降伏点又は $0.2\%$ 耐力が $345\text{MPa}$ 以上、引張強度が $460\sim 550\text{MPa}$ 、かつ、母材、溶接部ともに、 $-40^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが、 $60\text{J}$ 以上であり、 $-10^{\circ}\text{C}$ におけるCTOD値が $0.25\text{mm}$ 以上である。表4に示すように、本発明の製造No. 1～30は、常温の $0.2\%$ 耐力及び引張強度が、 $-40^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギー、並びに、 $-10^{\circ}\text{C}$ におけるCTOD値のいずれも、母材、溶接熱影響部ともに目標を十分に満たしている。
- [0064] 一方、製造No. 31はC含有量が過剰であり、溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 32もC含有量が過剰で、パーライトの分率が過剰となり、溶接熱影響部靱性が低下した例である。製造No. 33はB含

有量及び $Nb + 1.25 \times B$ の値が過小で、適正な焼入れ性が得られず、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 34はSi含有量が過剰で、パーライトの分率が過剰となり、溶接熱影響部靱性が低下した例である。製造No. 35はMn含有量が過剰で、パーライトの分率が過剰となり、溶接熱影響部靱性が低下した例である。製造No. 36はMn含有量が過小であり、十分な母材強度が得られなかった例である。製造No. 37はCu含有量が過剰であり、母材強度が過大となっただけでなく、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 38はCuが含有されず、十分な母材強度が得られなかった例である。製造No. 39はNiが含有されず、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 40はAl含有量が過剰であり、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 41はB含有量が過剰であり、母材強度が過大となっただけでなく、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 42はNb含有量が過剰であり、母材強度が過大となっただけでなく、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 43はN含有量が過剰であり、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 44はN含有量が過小であり、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 45は式1を満足せず、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 46はAl含有量が過小であり、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 47はB含有量が少なく、母材及び溶接熱影響部の靱性が低下した例である。製造No. 48は板厚が大きすぎてパーライトの分率が過剰となり、母材及び溶接熱影響部靱性が低下した例である。

[0065]

[表3]

製造 No.	鋼材 No.	パーライトの分布密度 ( $10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ )	母材YS (MPa)	母材TS (MPa)	母材 $vE_{-40}$ (J)	溶接部 $vE_{-40}$ (J)	母材CTOD値 (mm)	溶接部CTOD値 (mm)	備考
1	A	2.3	409	517	393	300	0.51	0.37	実施例
2	B	2.4	421	518	391	63	0.50	0.27	
3	C	2.9	405	514	395	63	0.52	0.28	
4	D	2.4	444	549	350	62	0.30	0.27	
5	E	2.1	346	461	399	321	0.55	0.41	
6	F	3.0	402	511	389	63	0.49	0.27	
7	G	2.0	347	462	398	322	0.51	0.40	
8	H	1.9	422	520	392	331	0.50	0.41	
9	I	1.8	423	521	390	301	0.49	0.39	
10	J	2.2	514	530	298	298	0.34	0.34	
11	K	2.8	385	488	390	61	0.44	0.26	
12	L	2.2	346	461	395	304	0.50	0.36	
13	M	2.5	346	466	396	289	0.59	0.41	
14	N	3.0	403	512	390	62	0.50	0.28	
15	O	1.9	403	510	393	351	0.56	0.48	
16	P	2.4	419	531	297	287	0.28	0.28	
17	Q	2.1	410	515	392	320	0.47	0.35	
18	R	2.5	405	516	393	289	0.53	0.35	
19	S	2.3	430	543	285	295	0.41	0.40	
20	T	1.9	405	514	394	342	0.40	0.30	
21	U	1.9	413	529	274	76	0.28	0.26	
22	V	1.7	422	512	320	82	0.40	0.30	
23	W	2.2	422	541	385	104	0.44	0.26	
24	X	2.0	409	515	396	277	0.44	0.30	
25	Y	2.1	418	518	291	301	0.35	0.35	
26	Z	2.2	407	514	395	293	0.39	0.26	
27	AA	2.2	406	519	285	299	0.39	0.37	
28	AB	1.7	421	511	311	81	0.39	0.29	
29	AC	2.4	420	510	392	64	0.51	0.26	
30	A	2.1	418	521	394	283	0.25	0.45	
31	AD	3.0	403	511	380	37	0.49	0.10	
32	AE	3.4	401	510	381	36	0.48	0.11	
33	AF	3.1	401	509	55	37	0.21	0.10	
34	AG	3.4	401	510	381	36	0.48	0.11	
35	AH	3.4	401	510	381	36	0.48	0.11	
36	AI	3.1	403	455	72	65	0.26	0.26	
37	AJ	3.1	410	559	45	41	0.20	0.19	
38	AK	3.1	349	455	124	120	0.29	0.28	
39	AL	3.0	356	463	41	40	0.19	0.22	
40	AM	3.0	420	510	55	49	0.10	0.09	
41	AO	2.9	412	552	52	48	0.09	0.08	
42	AP	2.9	379	580	50	46	0.21	0.20	
43	AQ	2.9	421	511	49	31	0.20	0.19	
44	AR	2.9	401	510	49	58	0.21	0.21	
45	AS	3.1	401	509	55	37	0.21	0.10	
46	AT	3.1	401	508	55	37	0.22	0.11	
47	AU	3.1	401	509	54	32	0.21	0.10	
48	F	3.3	367	496	56	35	0.19	0.10	

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

[0066] 本発明によれば、低温靱性に優れた高強度低温用H形鋼を、加速冷却を施すことなく、圧延ままで製造することが可能になる。その結果、施工コストの低減、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。さらには、本発明のH形鋼は、溶接施工を施しても、溶接熱影響部の靱性の低下が少

ない。そのため、経済性を損なうことなく、寒冷地で用いられる大型建造物の信頼性を向上させることができる。したがって、本発明は、産業上の貢献が極めて顕著である。

### 符号の説明

- [0067]
- 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
  - 4 H形鋼
  - 5 フランジ
  - 6 ウェブ
  - 7 母材のCTODノッチ位置
  - $t_1$  ウェブの板厚
  - $t_2$  フランジの板厚
  - B フランジ幅の全長
  - H 高さ

## 請求の範囲

[請求項1]

化学成分が、質量%で、

C : 0.010~0.014%、

Si : 0.05~0.50%、

Mn : 0.8~2.0%、

Cu : 0.01%以上、0.60%未満、

Ni : 0.01%以上、0.50%未満、

Al : 0.005%超、0.040%以下、

Ti : 0.001~0.025%、

Nb : 0.010~0.070%、

N : 0.001~0.009%、

O : 0.0005~0.0035%、

B : 0.0003%超、0.0015%以下、

V : 0~0.10%、

Mo : 0~0.10%、

Cr : 0%以上、0.20%未満、

Zr : 0~0.030%、

Hf : 0~0.010%、

REM : 0~0.010%、

Ca : 0~0.0050%、

を含有し、残部がFe及び不純物であり；

Nb及びBの含有量が、下記式1を満足し；

フランジの板厚が12~40mmであり；

前記フランジの板厚中心部、かつ、前記フランジの幅の1/4部で、  
圧延方向に垂直な断面の金属組織が、分布密度が $3.2 \times 10^{-3}$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下のパーライトを含み、残部がフェライト及びベイナイトからなる；

ことを特徴とするH形鋼。

$$N b + 1 2 5 \times B \geq 0 . 0 7 5 \cdots \text{式} 1$$

ここで、式1中のNb、Bは、各元素の質量%での含有量である。

[請求項2] 引張強度が460～550MPa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3] 前記化学成分が、質量%で  
V : 0.01～0.10%、  
Mo : 0.01～0.10%、  
Cr : 0.01%以上、0.20%未満  
の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または2に記載のH形鋼。

[請求項4] 前記化学成分が、質量%で、  
Zr : 0.001～0.030%、  
Hf : 0.001～0.010%  
の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか一項に記載のH形鋼。

[請求項5] 前記化学成分が、質量%で、  
REM : 0.0001～0.010%、  
Ca : 0.0001～0.0050%  
の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1～4のいずれか一項に記載のH形鋼。

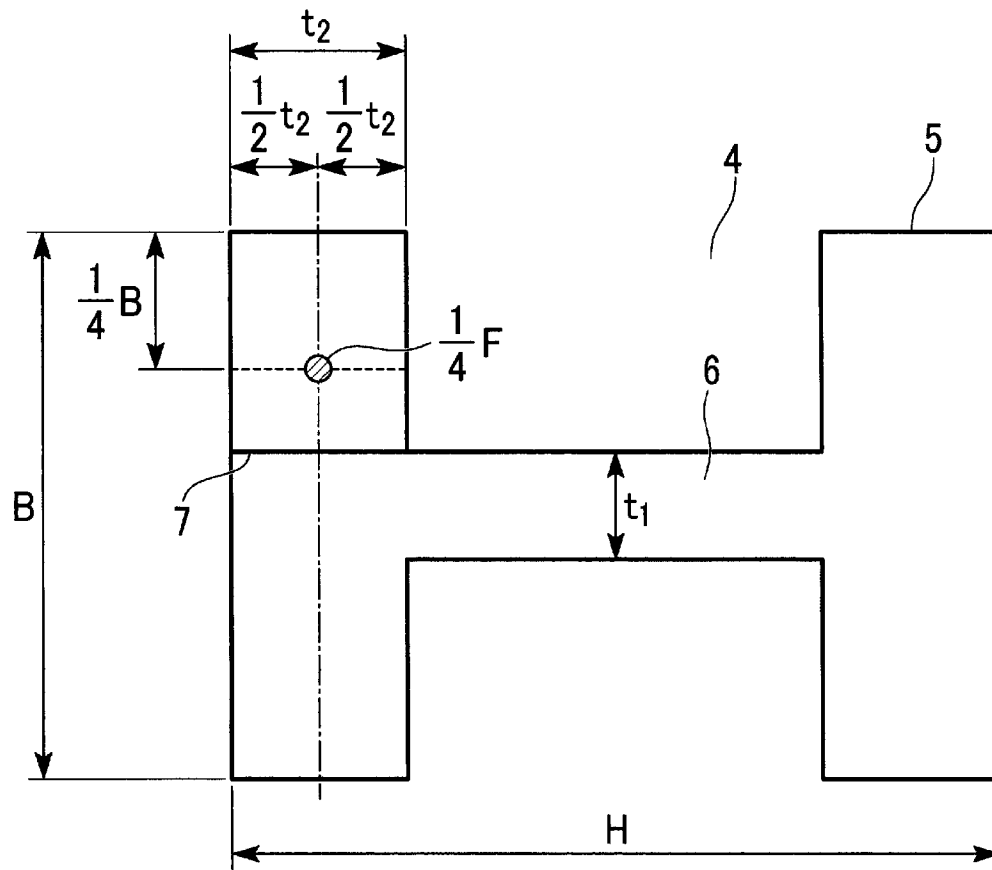
[請求項6] 請求項1～5のいずれか一項に記載の化学成分を有する鋼片を、1100～1350℃に加熱する加熱工程と；  
前記鋼片を熱間圧延してH形鋼とする熱間圧延工程と；  
前記H形鋼を空冷する空冷工程と；  
を有し、  
前記熱間圧延工程は、前記鋼片を、粗圧延機を用いて圧延する粗圧延工程と、中間圧延機を用いてリバース圧延を行う中間圧延工程と、仕上圧延機を用いて圧延する仕上圧延工程とからなり、

前記中間圧延工程の前記リバース圧延では、前記中間圧延機の前後面に設けられた水冷装置を用いて前記H形鋼を冷却しながら圧延する制御圧延を行い、

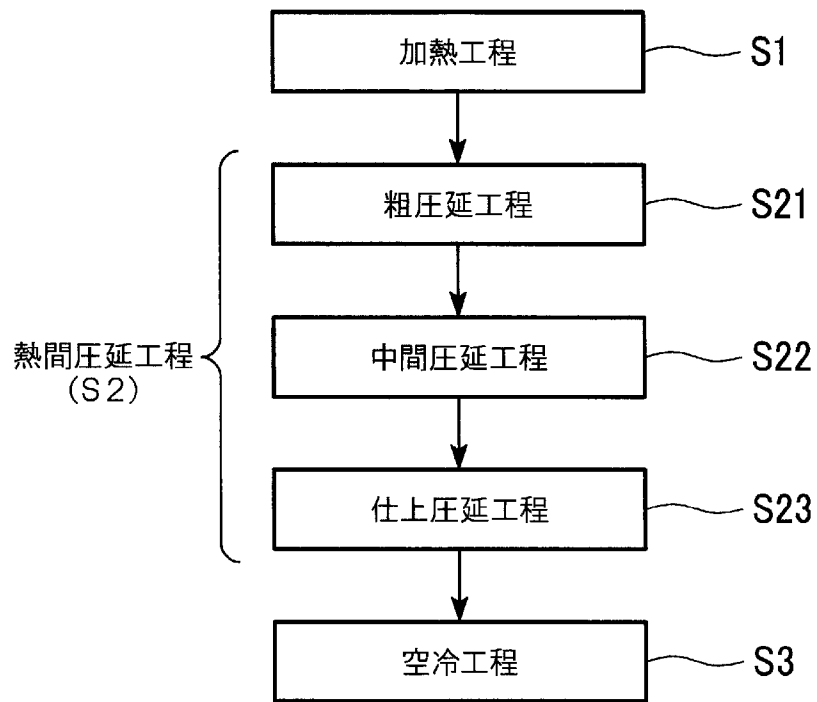
前記仕上圧延工程では、前記フランジの表面温度が770～870℃の範囲で1パス以上の圧延を行い、

前記フランジの板厚が12～40mmであることを特徴とするH形鋼の製造方法。

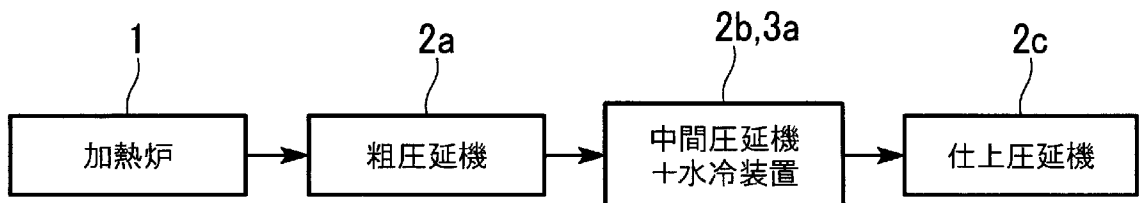
[図1]



[図2]



[図3]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2014/060745

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(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)  
C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2011/065479 A1 (Nippon Steel Corp.), 03 June 2011 (03.06.2011), claims & JP 4855553 B2	1-6
A	WO 2007/091725 A1 (Nippon Steel Corp.), 16 August 2007 (16.08.2007), claims & US 2009/0020190 A1 & EP 1983069 A1 & CN 101379209 A & KR 10-2008-0077240 A	1-6
A	JP 2008-121121 A (Nippon Steel Corp.), 29 May 2008 (29.05.2008), claims & WO 2008/029583 A1 & US 2010/0065168 A1 & EP 2065481 A1 & CN 101512033 A & KR 10-2009-0038033 A	1-6

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 04 July, 2014 (04.07.14)	Date of mailing of the international search report 15 July, 2014 (15.07.14)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2014/060745

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 2001-73069 A (Kawasaki Steel Corp.), 21 March 2001 (21.03.2001), claims & US 6440235 B1                      & EP 1083242 A1 & TW 450844 B                        & CN 1288972 A & KR 10-2001-0030274 A	1-6
A	JP 2001-9503 A (Kawasaki Steel Corp.), 16 January 2001 (16.01.2001), claims (Family: none)	1-6
A	CN 102676919 A (MAGANG GROUP HOLDING CO., LTD.), 19 September 2012 (19.09.2012), claims (Family: none)	1-6

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, C22C38/58(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, C21D8/00-8/10

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 1971-2014年  
 日本国実用新案登録公報 1996-2014年  
 日本国登録実用新案公報 1994-2014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 2011/065479 A1（新日本製鐵株式会社）2011.06.03, 特許請求の範囲 & JP 4855553 B2	1-6
A	WO 2007/091725 A1（新日本製鐵株式会社）2007.08.16, 特許請求の範囲 & US 2009/0020190 A1 & EP 1983069 A1 & CN 101379209 A & KR 10-2008-0077240 A	1-6

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	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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）	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 04.07.2014	国際調査報告の発送日 15.07.2014
--------------------------	--------------------------

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） 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K	9 7 3 1
--	---	-----	---------

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 2008-121121 A (新日本製鐵株式会社) 2008. 05. 29, 特許請求の範囲 & WO 2008/029583 A1 & US 2010/0065168 A1 & EP 2065481 A1 & CN 101512033 A & KR 10-2009-0038033 A	1-6
A	JP 2001-73069 A (川崎製鐵株式会社) 2001. 03. 21, 特許請求の範囲 & US 6440235 B1 & EP 1083242 A1 & TW 450844 B & CN 1288972 A & KR 10-2001-0030274 A	1-6
A	JP 2001-9503 A (川崎製鐵株式会社) 2001. 01. 16, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6
A	CN 102676919 A (MAGANG GROUP HOLDING CO. LTD.) 2012. 09. 19, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6