

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5058652号  
(P5058652)

(45) 発行日 平成24年10月24日(2012.10.24)

(24) 登録日 平成24年8月10日(2012.8.10)

(51) Int.Cl.	F 1
C 21 D 8/02	(2006.01) C 21 D 8/02 B
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 301 B
C 22 C 38/12	(2006.01) C 22 C 38/12
C 22 C 38/58	(2006.01) C 22 C 38/58
B 21 B 45/02	(2006.01) B 21 B 45/02 320 T

請求項の数 4 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2007-89749 (P2007-89749)
(22) 出願日	平成19年3月29日 (2007.3.29)
(65) 公開番号	特開2008-248291 (P2008-248291A)
(43) 公開日	平成20年10月16日 (2008.10.16)
審査請求日	平成21年2月17日 (2009.2.17)

(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(74) 代理人	100105441 弁理士 田中 久高
(74) 代理人	100107892 弁理士 内藤 俊太
(72) 発明者	市川 和利 大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
(72) 発明者	皆川 昌紀 大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】母材および溶接熱影響部の低温靭性に優れた厚鋼板の製造方法

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量 % で、

C : 0.05 ~ 0.12 %、

Si : 0.05 ~ 0.25 %、

Mn : 0.4 ~ 2.0 %、

P : 0.02 % 以下、

S : 0.02 % 以下、

Nb : 0.01 ~ 0.05 %、

Al : 0.005 ~ 0.04 %、

を含有し、残部 Fe および不可避的不純物なる組成の鋳造スラブを熱間圧延し、その後、圧延方向に独立して水量密度を調整できる緩冷却帶水冷ゾーン、空冷ゾーン、急冷却帶水冷ゾーンを順次有する水冷装置により冷却を行い厚鋼板を製造する方法において、緩冷却帶水冷ゾーンの水量密度 (W<sub>i</sub>)、急冷却帶水冷ゾーンの水量密度 (W<sub>f</sub>)、さらに水冷開始温度 (T<sub>c s</sub>) と水冷停止温度 (T<sub>c f</sub>) および通板速度 (R) を下記の製造条件とし、水冷開始後 3 ~ 15 s の後 5 ~ 20 s 間の空冷を空冷ゾーンで行なうことを特徴とする、降伏比 80 % 以下で引張強度 500 MPa 級の板厚 10 ~ 30 mm を有する母材および溶接熱影響部の低温靭性に優れた厚鋼板の製造方法。

W<sub>i</sub> = 0.2 ~ 1.5 (m<sup>3</sup> m<sup>-2</sup> min<sup>-1</sup>)、W<sub>f</sub> = 0.5 ~ 2.0 (m<sup>3</sup> m<sup>-2</sup> min<sup>-1</sup>)、かつ W<sub>i</sub> < W<sub>f</sub>、T<sub>c s</sub> = 700 ~ 790 ( )、T<sub>c f</sub> = 450 ( )、

10

20

R = 10 ~ 60 (m / min)

【請求項 2】

前記铸造スラブが、さらに質量%で、  
 Cu : 0.1 ~ 0.23%、  
 Ni : 0.1 ~ 0.45%、  
 を含有することを特徴とする請求項1に記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10~30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項 3】

前記铸造スラブが、さらに質量%で、  
 Ti : 0.005 ~ 0.03%、  
 を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10~30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記铸造スラブが、さらに質量%で、  
 Mo : 0.01 ~ 0.6%、  
 Cr : 0.01 ~ 0.6%、  
 B : 0.0003 ~ 0.003%  
 を含有することを特徴とする請求項1~3のいずれかに記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10~30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、降伏比YR 80%、引張強度TS 500MPaを有し、かつ、母材および溶接熱影響部の韧性に優れた板厚10~30mmの厚鋼板の製造方法に関し、特に熱延厚鋼板の冷却条件を制御して降伏比80%以下の低降伏比で500MPa級の引張強度を有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた板厚10~30mmの厚鋼板の製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

中高層ビルなどの大型建築構造物では最近の耐震性確保の要求から、建築用鋼材には降伏比(YR)が低いことが要求されていて、このような建築構造物に対しては80%以下の低降伏比の建築用鋼材が求められている。また近年の高まるエネルギー需要から需要の大きいLPG船用の鋼材としては低温用鋼材が要求されている。LPG船にはアンモニアが混載される場合があり、その際の応力腐食割れ防止の観点から、鋼材の降伏強度の上限が厳しく制約されている。このように近年では、降伏比や降伏強度の上下限の規制が厳しくなる構造物の需要が増加しつつある。

【0003】

そこで、中高層ビルなどの大型建築構造物に使用される建築用鋼材として、低降伏比特性並びに超大入熱溶接継ぎ手韧性に優れた600MPa級鋼の発明が提案されていて(例えば、特許文献1参照)、この発明では、目的とするYR(降伏強度/引張強度) 80%及びTS 590MPaを達成するためには、熱延終了後の冷却速度を4~7.5 / sec、好ましくは5~6.5 / secとして、鋼のミクロ組織がフェライトとベイナイトとの二相でフェライト分率25~75%とすることが必要であることが記載されている。しかし、この方法では熱延終了後の冷却速度の規定(4~7.5 / sec、好ましくは5~6.5 / sec)により、鋼のミクロ組織がフェライトとベイナイトとの二相でフェライト分率25~75%とすることが必要であると記載されているが、各温度域での冷却速度の詳細な記述はない。

10

20

30

40

50

## 【0004】

同様にB等の化学成分の規定とベイナイト分率の規定などにより、低YRが得られることが示されている（例えば、特許文献2参照）。しかし、この発明では本質的に合金元素としてBの添加を必要としており、ある程度のHAZ韧性の劣化は避けがたく、合金元素によらない厚鋼板の製造方法の確立が求められている。

## 【0005】

また、熱間圧延終了後、Ar3温度以上から水冷焼入れを行い、その後フェライト+オーステナイトの二相域温度に再加熱して再度急冷を行う方法を用いることにより、室温でフェライト+ベイナイトの二相組織を得て低降伏比を達成する方法が記載されている（例えば、非特許文献1参照）。この方法のように、熱間圧延終了後、Ar3温度以上から水冷焼入れを行い、その後フェライト+オーステナイトの二相域温度に再加熱して再度急冷を行う方法を用いれば、室温でフェライト+ベイナイトの二相組織を得て低降伏比を達成し、板厚70mm以上の鋼板でも低降伏比、高張力、継手韧性を満足する鋼を製造することが可能である。しかし、熱間圧延後に再加熱・焼き戻しを行うために生産性が悪化し、製造コストの上昇が避け得ないという問題がある。

10

## 【0006】

さらに、厚鋼板の表面-中心間の硬度差の発生を小さく抑えた低降伏比厚鋼板の制御冷却方法として、厚板圧延機の出側にそれぞれ独立して制御可能な緩冷却帯および急冷却帯を順に設けてなる厚鋼板の制御冷却装置を用い、板厚がt (mm)の鋼板に対して該緩冷却帯において $238/t^{1.2} / s$ 以上 $713/t^{1.2} / s$ 以下の冷却速度で冷却し、しかる後、前記急冷却帯において $1425/t^{1.2} / s$ 以上の冷却速度で冷却することを特徴とする厚鋼板の制御冷却方法の発明が提案されている（例えば、特許文献3参照）。しかし、厚鋼板の場合は冷却速度を規定しただけでは所定の低降伏比を制御することは困難であるという問題がある。

20

## 【0007】

【特許文献1】特開2002-256377号公報

【特許文献2】特開2005-336541号公報

【特許文献3】特開2005-313223号公報

【非特許文献1】富田幸男ら著「建築用HT60の降伏点に及ぼす各種プロセスの影響」、CAMP-ISIJ、vol.1 (1988)、第88頁

30

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0008】

これまで圧延終了後の冷却は加速冷却として、積極的に材質の制御に用いられてはいるが、厚鋼板の冷却制御については冷却途上での各温度域での冷却特性までは細かくは検討されておらず、冷却過程全体を代表する値しか示されていない、厚鋼板の降伏強度を制御できる効果的な冷却方法はいまだ提供されていない。本発明はこのような実情に鑑み、厚鋼板を冷却する際に冷却速度を指標とすることなしに厚鋼板の降伏強度を制御できる冷却方法により、降伏比80%以下の低降伏比で引張強度500Mpa級を有し、かつ、母材および溶接熱影響部の韧性に優れた板厚10~30mmの厚鋼板を製造する方法を提供することを課題とするものである。

40

## 【課題を解決するための手段】

## 【0009】

本発明者らは特に圧延終了後の冷却過程を適正に制御することにより組織を調製し、板厚10~30mmを有する厚鋼板の降伏比を80%以下にする製造方法について鋭意研究し、厚鋼板を製造する工程において、鋼板圧延方向に独立して水量密度を調整できる緩冷却帯水冷ゾーン、空冷ゾーン、急冷却帯水冷ゾーンを順次有する水冷装置により冷却を行い、緩冷却帯水冷ゾーンでの冷却時の水量密度を水冷開始時の水量密度W<sub>i</sub>（以下、初期水量密度W<sub>i</sub>という）から急冷却帯水冷ゾーンでの水冷終了時の水量密度W<sub>f</sub>（以下、最終水量密度W<sub>f</sub>という）にまで増加（初期水量密度W<sub>i</sub> < 最終水量密度W<sub>f</sub>）して低温冷

50

却停止し、さらに、その間に水冷開始後3～15sの後5～20s間の空冷を空冷ゾーンで行なうことで、鋼材の降伏強度の制御が可能であることを見出した。さらに本発明者は鋼板の化学成分に関しても詳細な検討を重ねた結果、構造用鋼として適正な強度を有しつつ、降伏比80%以下で引張強度500MPa級の母材および溶接熱影響部の韧性に優れた板厚10～30mmの厚鋼板を得ることのできる条件を見出し、本発明を完成した。

#### 【0010】

本発明の要旨は以下の通りである。

#### 【0011】

(1) 質量%で、

C : 0.05～0.12%、

10

Si : 0.05～0.25%、

Mn : 0.4～2.0%、

P : 0.02%以下、

S : 0.02%以下、

Nb : 0.01～0.05%、

Al : 0.005～0.04%、

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物らなる組成の铸造スラブを熱間圧延し、その後、圧延方向に独立して水量密度を調整できる緩冷却帯水冷ゾーン、空冷ゾーン、急冷却帯水冷ゾーンを順次有する水冷装置により冷却を行い厚鋼板を製造する方法において、緩冷却帯水冷ゾーンの水量密度(Wi)、急冷却帯水冷ゾーンの水量密度(Wf)、さらに水冷開始温度(Tcs)と水冷停止温度(Tcf)および通板速度(R)を下記の製造条件とし、水冷開始後3～15sの後5～20s間の空冷を空冷ゾーンで行なうことを特徴とする、降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10～30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

20

$W_i = 0.2 \sim 1.5 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1}\text{)}$ 、 $W_f = 0.5 \sim 2.0 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1}\text{)}$ 、かつ $W_i < W_f$ 、 $T_{cs} = 700 \sim 790 \text{ ( )}$ 、 $T_{cf} = 450 \text{ ( )}$ 、 $R = 10 \sim 60 \text{ (m/min)}$

#### 【0012】

(2) 前記铸造スラブが、さらに質量%で、

Cu : 0.1～0.23%、

30

Ni : 0.1～0.45%、

を含有することを特徴とする上記(1)に記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10～30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

#### 【0013】

(3) 前記铸造スラブが、さらに質量%で、

Ti : 0.005～0.03%、

を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10～30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

40

#### 【0014】

(4) 前記铸造スラブが、さらに質量%で、

Mo : 0.01～0.6%、

Cr : 0.01～0.6%、

B : 0.0003～0.003%、

を含有することを特徴とする上記(1)～(3)のいずれかに記載の降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10～30mmを有する母材および溶接熱影響部の低温韧性に優れた厚鋼板の製造方法。

#### 【発明の効果】

#### 【0015】

50

本発明は、母材および溶接熱影響部の韌性に優れ、降伏比 Y R 80%、引張強度 T S 500 MPa を有する板厚 10 ~ 30 mm の厚鋼板を提供でき、建築構造物、船舶用低温タンク等の大型建築構造物等の産業分野にもたらす効果は極めて大きく、さらに構造物の安全性の意味から社会に対する貢献も非常に大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

以下、本発明について詳細に説明する。

【0017】

本発明者らは厚鋼板の圧延終了後の冷却過程を適正に制御することにより組織を調整し、板厚 10 ~ 30 mm を有する鋼板の降伏比を 80% 以下にする製造方法、および適切な降伏強度 500 MPa 級の引張強度、韌性を得るために鋼の成分として、適切な合金元素の添加が必要となるが、これらの適正な範囲について検討し、本発明をなした。

10

【0018】

まず、板厚 10 ~ 30 mm を有する厚鋼板の圧延終了後の冷却過程を適正に制御することにより組織を調整し、鋼厚板の降伏比を 80% 以下にする方法について説明する。

【0019】

図 1 に冷却挙動と連続冷却変態曲線の関係を模試的に示す。

【0020】

一般に制御冷却により厚鋼板を製造する場合には、圧延終了後に、圧延ラインの後続に設けた水冷装置で水冷を行なうが、その場合の水量密度は冷却開始から終了までほとんど一定の水量密度を使用している。

20

【0021】

しかしながら、本発明者らは、冷却開始から終了までほとんど一定の水量密度で水冷を行うことでは降伏比を低下させることはできず、降伏比を低減させるためには、圧延後の冷却で 700 程度の高温でオーステナイトから変態することにより生成する軟質のフェライト（以下「初析フェライト」という。）を適正量得ることが必要である。

【0022】

図 1 は、鋼の冷却挙動と連続冷却変態曲線の関係を模試的に示す図である。初析フェライトを適正量得るために、図 1 に示すように、初析フェライトの生成する概ね 750 ~ 650 の温度域での冷却速度を緩やかにすることが必要であり、緩冷却帶水冷ゾーンでの緩冷却（図 1 の冷却パス 1 a）後に空冷ゾーンでの空冷（図 1 の冷却パス 1 b）することで初析フェライト変態により析出する初析フェライト量を増加できる事を見出した。さらに 650 以下の急冷却帶水冷ゾーンで冷却速度を高めて（図 1 の冷却パス 1 c）ベイナイト組織を得、この硬質なベイナイト組織により必要な引張強度を得ることが可能になる事を見出した。なお、図 1 では冷却曲線の空冷部分（1 b）が初析フェライト変態開始温度を横切っているが、初析フェライト変態開始後に空冷が始まても所定の空冷時間が保持されれば効果に問題はない。

30

【0023】

これに比べて、冷却パスの取り方が適正ではない場合では、緩冷却パス（図 1 の冷却パス 2 a）のように、初析フェライト変態開始がより低温であるとともに初析フェライト変態領域の通過時間が短いので、初析フェライトの形成が充分ではなく、650 以下の冷却速度を高めて（図 1 の冷却パス 2 b）可動転位生成に有効なベイナイト組織を得ても降伏比を低減させることはできない。

40

【0024】

初析フェライトを適正量得ることにより鋼板の降伏比が低減できる理由は、高温で形成された初析フェライトがそもそも軟質であることに加えて、後続して変態したベイナイト変態の変態歪によって、初析フェライト中に可動転位が導入されることにより、この可動転位により降伏点低減の効果をもたらすものであり、また、650 以下の冷却速度を高めることは単にベイナイト組織を得るために必要ではなく、導入された可動転位の消失を抑制する効果ももたらすものであるからである。

50

## 【0025】

このため、例えば、図1の一定の冷却速度の冷却パス（図1の冷却パス3a）のようにベイナイト変態のサブユニット形成後の冷却速度が緩やかであると、仮にベイナイト組織が得られたとしても冷却過程の間に可動転位が減少してしまい、降伏応力低減の効果が小さくなってしまうので、650以下でベイナイト変態が進行する温度域の冷却速度を高める必要がある。つまり、初析フェライトを析出させた後は冷却速度を早くしなければ、冷却過程の間に可動転位が減少してしまい、降伏応力低減の効果が小さくなってしまうのである。

## 【0026】

ところが、鋼板の板厚が薄い場合には、鋼板表面と中央部では冷却時に殆んど温度差が生じないが、板厚10～30mmを有する厚鋼板の冷却の場合は、熱延後の冷却開始時および冷却終了時には鋼板表面と中央部とでは温度差が少ないものの、冷却が進行するに従って冷却途中では鋼板表面と中央部では温度差が生じるので、鋼板表面の温度に基づいて組織制御を行なうと鋼板の表面部と中央部とでは組織が同じとならないので、冷却速度だけでは厚鋼板の組織制御は困難である。

## 【0027】

そこで、本発明では、降伏強度や引張り強度への影響が大きい冷却時の水量密度パターンに着目し板厚10～30mmを有する厚鋼板の組織制御を検討した。

## 【0028】

即ち、圧延ラインの後続に設置した水冷装置の水冷ゾーンを緩冷却帶水冷ゾーン、空冷ゾーン、急冷却帶水冷ゾーンに順次区分し、冷却時に緩冷却帶水冷ゾーンおよび急冷却帶水冷ゾーンの各水冷ゾーンの水量密度を種々変化させた水量密度パターンにより熱延鋼板の冷却を行なって、鋼板の組織制御〔初析フェライト+硬質第二相（ベイナイト、マルテンサイト等）〕を実施した。その結果、鋼板の降伏強度は水量密度パターン、板厚により変化することを知見し、降伏比80%以下で引張強度500MPa級の板厚10～30mmを有する厚鋼板が得られる水量密度パターンの条件を見出した。

## 【0029】

なお、本発明では、水冷装置として水量密度を調整できる通常の緩冷却帶水冷ゾーン、空冷ゾーン、急冷却帶水冷ゾーンを順次備えた水冷装置を適用することができる。

## 【0030】

降伏比80%以下で引張強度500MPa級の母材および溶接熱影響部の韌性に優れた板厚10～30mmを有する厚鋼板を得ることができると製造条件として、本発明で見出した水量密度パターンによる製造条件は、初期水量密度（W<sub>i</sub>）、最終水量密度（W<sub>f</sub>）、さらに水冷開始温度（T<sub>c</sub>s）と水冷停止温度（T<sub>c</sub>f）および通板速度（R）を下記の製造条件とし、かつ水冷開始後3～15sの後5～20s間の空冷を行なうことである。  
 $W_i = 0.2 \sim 1.5 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$ 、 $W_f = 0.5 \sim 2.0 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$ 、かつ $W_i < W_f$ 、 $T_c s = 700 \sim 790 \text{ ( )}$ 、 $T_c f = 450 \text{ ( )}$ 、 $R = 10 \sim 60 \text{ (m/min)}$

## 【0031】

このように、初期水量密度（W<sub>i</sub>）、最終水量密度（W<sub>f</sub>）さらに水冷開始温度（T<sub>c</sub>s）と水冷停止温度（T<sub>c</sub>f）および通板速度（R）並びに水冷開始後3～15sの後5～20s間の空冷を行なうと限定した理由に関して述べる。

## 【0032】

初期水量密度（W<sub>i</sub>）： $0.2 \sim 1.5 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$ 、  
 鋼板の降伏強度を低減させるためには充分な初析フェライトを得ることが必要であり、図1に示すように、初析フェライトが生成する温度域（初析フェライト変態開始～ベイナイト変態開始域）で鋼板を緩冷して初析フェライトを多く生成させる必要があるので、初期水量密度（W<sub>i</sub>）は $1.5 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$ 以下にして緩冷する必要がある。しかしながら、初期水量密度（W<sub>i</sub>）が $0.2 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$ を下回ると、最終的に後述する適正な水冷停止温度（T<sub>c</sub>f）以下に冷却を達成することができないので

10

20

30

40

50

、 $0.2 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$  以上にする必要がある。この緩冷を行なう際の水量密度が初期水量密度である。

【0033】

最終水量密度 ( $W_f$ ) :  $0.5 \sim 2.0 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$  、

可動転位の生成に有効なベイナイト組織の形成にためには最終水量密度 ( $W_f$ ) を  $0.5 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$  以上にする必要がある。しかしながら、最終水量密度 ( $W_f$ ) が  $2.0 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$  を超えるとベイナイト組織の細粒化の効果により降伏強度が過剰となるので、 $2.0 \text{ (m}^3 \text{m}^{-2} \text{min}^{-1})$  以下に制御することが必要である。このベイナイト組織の形成のための冷却を行なう際の水量密度が最終水量密度である。

10

【0034】

水冷開始後  $3 \sim 15 \text{ s}$  (秒) の後  $5 \sim 20 \text{ s}$  (秒) 間の空冷、

降伏強度を低下させるためには冷却前段の緩冷時間を充分に長く取り降伏強度の低い初析フェライトを充分に生成させる必要がある。水冷開始後  $3 \text{ s}$  以上経過すると、図1の冷却パス1aに示すように、空冷中に冷却曲線が初析フェライト変態開始温度を横切るか、最初の水冷の時間中に初析フェライト変態が開始されるので、充分な量の初析フェライトを生成させることができるようになる。水冷開始後  $3 \text{ s}$  未満ではこのような場合のよう充分な量の初析フェライトを生成することができない。一方、水冷開始後  $15 \text{ s}$  を超えると鋼板の冷却が進みすぎて、図1の冷却パス2aまたは3aに示すように、初析フェライト変態開始温度が低下し、初析フェライトを充分に生成させることができなくなる。したがって、本発明では水冷開始後  $3 \sim 15 \text{ s}$  とした。また、空冷時間を  $5 \sim 20 \text{ s}$  としたのは、降伏強度を低減させるに必要な初析フェライトを充分に成長させるには、図1の冷却パス1bに示すように、 $5 \text{ s}$  以上の空冷時間が必要である。しかしながら、空冷時間が  $20 \text{ s}$  を超えると初析フェライトが過剰となって引張強度が低下するので、上限は  $20 \text{ s}$  とした。

20

【0035】

水冷開始温度 ( $T_{cs}$ ) :  $700 \sim 790 \text{ ( )}$  、

水冷開始温度 ( $T_{cs}$ ) が  $700 \text{ ( )}$  を下回ると水冷開始前に進行するフェライト変態量が大きくなつて粗大なフェライトが形成され、強度や韌性を著しく低下させるので、 $700 \text{ ( )}$  以上とする必要がある。しかしながら、 $790 \text{ ( )}$  を上回ると、圧延終了温度を高く設定する必要が生じ、母材の韌性を損なうので、上限は  $790 \text{ ( )}$  とした。

30

【0036】

水冷停止温度 ( $T_{cf}$ ) :  $450 \text{ ( )}$  、

本発明では主として  $t_c$  以降の冷却時に生じるベイナイト組織の可動転位を維持することが必要で、そのためには冷却終了後転位の回復が生じないように  $T_{cf}$  は低く押さえる必要があり、その上限は  $450 \text{ ( )}$  とした。

【0037】

通板速度 ( $R$ ) :  $R = 10 \sim 60 \text{ (m/min)}$  、

水量密度に応じた適正な冷却時の通板速度 ( $R$ ) を採用しないと、本発明で必要な適正な冷却条件が得られない。 $R$  が  $10 \text{ (m/min)}$  を下回ると、鋼材が過剰に冷却され、一方、 $60 \text{ (m/min)}$  を超えると後述する水冷停止温度やベイナイト変態に必要な冷却条件が得られないで  $60 \text{ (m/min)}$  以下とする必要がある。

40

【0038】

以上述べたように、本発明は、圧延終了後の冷却過程を適正に制御し、冷却前段の冷却時に空冷を行なうことによって初析フェライトを充分に生成させ、後段の急冷によりベイナイト変態をさせた上で低温冷却停止を行うようにしたので、ベイナイト変態により初析フェライトに起因する可動転位が維持されるようになるのである。

【0039】

次に、本発明で用いる鋼板の成分範囲に関して述べる。

【0040】

50

Cは鋼の引張強度を向上させる有効な成分であるとともに、変態温度を低下させて可動転位の導入により降伏強度の低減に有効なベイナイトの生成を促進するために必要な成分であり、降伏比80%以下を達成するためには0.05%以上の添加が必要である。また過剰の添加は、鋼材の低温韧性や溶接性、HAZ韧性などを著しく低下させるので、上限を0.12%とした。

【0041】

Siは母材の引張強度確保、脱酸などに必要な成分であり0.05%以上の添加が必要である。ただしHAZの硬化により韧性が低下するのを防止するため上限を0.25%とした。

【0042】

Mnは母材の強度、相性の確保に有効な成分として0.4%以上の添加が必要であるが、溶接部の韧性、割れ性などの許容できる範囲で上限を2.0%とした。

【0043】

Pは不可避的に不純物として含有される成分であって、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、0.02%を上限とした。

【0044】

Sは不可避的に不純物として含有される成分であって、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、0.02%を上限とした。

【0045】

A1は重要な脱酸元素であり、下限値を0.005%とした。また、A1が多量に存在すると、铸片の表面品位が劣化するため、上限を0.04%とした。

【0046】

Cuは鋼材の引張強度を向上させるために有効であり、0.1%以上必要であるが、1.0%を超えるとHAZ韧性を低下させることから、1.0%を上限とした。なお、原料から不純物として鋼中にCuが含有される場合があるが、本発明では不純物としてのCuを0.1%未満含有することを許容できる。

【0047】

Niは鋼材の強度および韧性を向上させるために有効であり、0.1%以上必要であるが、Ni量の増加は製造コストを上昇させるので、1.0%を上限とした。

【0048】

TiはNと結合してTi窒化物を形成させるために大入熱溶接時のHAZ韧性を改善するので0.005%以上添加する。しかし、固溶Ti量が増加するとHAZ韧性が低下するため、0.03%を上限とした。

【0049】

Nbは焼入性を向上させることにより鋼の引張強度および韧性を向上させるために有効な元素であり、0.003%以上必要であるが、HAZ部においては過剰な添加は韧性を著しく低下させるため0.05%を上限とした。

【0050】

Moは焼入れ性を向上させることにより鋼の引張強度及び韧性を向上させるために有効な元素であり、0.01%以上の添加で効果があるが、母材やHAZにおいて過剰な添加は韧性を著しく低下させるため0.6%を上限とした。

【0051】

CrもMoと同様に焼入れ性を向上させることにより鋼の引張強度および韧性を向上させるに有効な元素であり、0.01%以上の添加で効果があるが、母材やHAZにおいて過剰な添加は韧性を著しく低下させるため0.6%を上限とした。

【0052】

Bは微量でも焼入れ性を向上させることにより鋼の引張強度および韧性を向上させるに有効な元素であり、0.0003%以上の添加で効果があるが、母材やHAZにおいて過

10

20

30

40

50

剩な添加は韌性を著しく低下させるため 0.003% を上限とした。

【0053】

以上に述べたように、本発明では鋼材の成分を適正にし、かつ圧延終了後の冷却過程を適正に制御することによって、降伏比 80% 以下で引張強度 500 MPa 級の母材および溶接熱影響部の韌性に優れた板厚 10 ~ 30 mm の厚鋼板を製造することができる。

【実施例】

【0054】

以下実施例に基づいて本発明を詳細に説明する。

【0055】

表 1 に示した製造方法と表 2 に示した化学成分の試作鋼を用いて 500 MPa 級鋼板を試作した。表 1 において No. 1 から No. 25 は本発明例、No. 26 から No. 37 が比較例である。試作鋼は転炉溶製し、RH に真空脱ガス処理時に脱酸を行っている。連続铸造により 280 mm 厚铸片に铸造した後、表 1 に示す加熱温度にて加熱後、最終製品板厚の 2 倍の板厚まで粗圧延をした後、表 1 に示す条件で仕上圧延を行った。その後、表 1 に示す条件にて水冷を行い、鋼板を製造した。

10

【0056】

鋼板から全厚の引張試験片を採取、引張試験を行うとともに、母材の低温韌性を調べるために、シャルピー衝撃試験片を採取し、試験を行った。引張特性に関しては引張強度 500 MPa 以上かつ降伏比 80% 以下を合格とし、母材韌性は -68 度 27 J 以上を合格とした。

20

【0057】

また溶接熱影響 (HAZ) 部の韌性を調査するために溶接は入熱 48 kJ/cm にて、多層盛サブマージアーク溶接を行い、ボンド部からシャルピー衝撃試験片を採取、試験に供した。試験温度は -68 度とし、27 J 以上の吸収エネルギーが得られた場合を合格とした。表 3 には試験結果を示す。

【0058】

表 3 に示すように、本発明に規定する成分範囲および製造条件範囲を満たす本発明例 No. 1 から No. 25 は、いずれも降伏比 80% 以下、引張強度 500 MPa 以上の性質を備えていて、且つ、母材および溶接熱影響部の韌性も優れているものであった。

30

【0059】

これに対して、比較例 No. 26 は、表 2 に示すように本発明で規定する成分範囲を満たしているものの、表 1 に示すように製造工程での冷却条件が従来のように均一冷却を行なったので、降伏比が 80% を超えていた。比較例 No. 27 から比較例 No. 37 は、表 2 に示すように、いずれも本発明の成分範囲外の鋼種である。

【0060】

これらの鋼種についての性質は、表 3 に示している。即ち、比較例 No. 27 は C 含有量が低く母材強度が不足していた。比較例 No. 28 は C 含有量が過剰で母材韌性および溶接部熱影響 (HAZ) 部韌性が不足していた。比較例 No. 29 は Si 含有量が低く、母材の強度と韌性が不足していた。比較例 No. 30 は Si 含有量が過剰で、母材の強度と韌性が不足していた。比較例 No. 31 は Mn 含有量が低く、母材強度が不足していた。比較例 No. 32 は Mn 含有量が過剰で母材韌性および溶接部熱影響 (HAZ) 部韌性が不足していた。比較例 No. 33 は不純物元素である P が過剰で、母材韌性および溶接部熱影響 (HAZ) 部韌性が不足していた。比較例 No. 34 は不純物元素である S が過剰で、母材韌性および溶接部熱影響 (HAZ) 部韌性が不足していた。比較例 No. 35 は Nb が過剰で、溶接部熱影響 (HAZ) 部韌性が不足していた。比較例 No. 36 は Al が過剰で、降伏比が高く、铸片割れが発生した。比較例 No. 37 は Al が低く、母材韌性が不足していた。

40

【0061】

以上の本発明例及び比較例から明らかなように、本発明によれば、母材および溶接熱影響部の韌性に優れ、降伏比 YR 80%、引張強度 TS 500 MPa を有する板厚 10

50

~ 30 mmの厚鋼板が得られることが分かる。

【0062】

【表1】

区分	No.	鋼種	板厚 (mm)	鋼板の製造条件										
				加熱 温度 (°C)	仕上圧 延開始 温度 (°C)	仕上圧 延終了 温度 (°C)	初期水 量密度 (m <sup>3</sup> m <sup>-2</sup> min <sup>-1</sup> )	最終水 量密度 Wi (m <sup>3</sup> m <sup>-2</sup> min <sup>-1</sup> )	冷却開 始温度 T <sub>cs</sub> (°C)	冷却終 了温度 T <sub>cf</sub> (°C)	水冷開始後 空冷開始 までの 時間(s)*	空冷 時間 (s)*	通板速度 R (m/min)	
本発明例	11A		13.0	1150	870	820	0.35	0.60	750	245	—	6	13.0	30
	21A		28.0	1150	780	770	1.00	1.50	750	249	—	6	14.0	30
	31A		13.0	1150	840	810	0.35	1.50	730	273	—	15	10.0	30
	41A		13.0	1150	830	800	0.35	1.50	710	273	—	6	5.0	35
	51A		13.0	1200	830	810	0.35	1.50	770	273	—	6	20.0	27
	61A		28.0	1150	780	770	1.50	1.50	750	250	—	6	14.0	32
	71A		28.0	1150	860	770	1.50	2.00	740	200	—	6	14.0	30
	81A		28.0	1150	870	820	0.50	0.50	750	250	—	6	13.0	27
	91A		13.0	1150	870	820	0.50	0.50	780	245	—	6	13.0	32
	101A		13.0	1150	830	820	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	40
	111A		13.0	1150	840	810	0.35	1.50	730	350	—	6	13.0	50
	121A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	120	—	6	13.0	20
	132A		13.0	1200	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	143A		13.0	1150	840	810	0.35	1.50	730	250	—	6	13.0	30
	154A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	165A		13.0	1150	850	820	0.35	1.50	750	180	—	6	13.0	30
	176A		13.0	1250	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	187A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	198A		13.0	1150	850	820	0.35	1.50	740	180	—	6	13.0	30
	209A		13.0	1200	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	2110A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	2211A		13.0	1250	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	2312A		13.0	1150	840	820	0.35	1.50	740	273	—	6	13.0	30
	2413A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
	2514A		13.0	1150	830	810	0.35	1.50	730	273	—	6	13.0	30
比較例	261A		13.0	1150	770	770	1.50	0.60	740	274	—	—	30	
	271B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	750	250	—	6	13.0	30
	282B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	730	273	—	6	13.0	30
	293B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	730	273	—	6	13.0	30
	304B		13.0	1150	840	810	0.35	0.60	730	280	—	6	13.0	30
	315B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	730	274	—	6	13.0	30
	326B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	730	273	—	6	13.0	30
	337B		13.0	1150	830	800	0.35	0.60	730	250	—	6	13.0	30
	348B		13.0	1150	840	810	0.35	0.60	730	273	—	6	13.0	30
	359B		13.0	1150	830	810	0.35	0.60	730	275	—	6	13.0	30
	3610B		13.0	1150	840	810	0.35	0.60	730	280	—	6	13.0	30
	3711B		13.0	1150	830	800	0.35	0.60	730	273	—	6	13.0	30

\* : - は空冷なし

【0063】

10

20

40

【表2】

区分	鋼種 記号	化学成分(mass%、ただし「—」で示された元素は添加されていない)												
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Cr	Al	Ti	Nb	B
本発明例	1A	0.07	0.13	1.40	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	2A	0.06	0.21	1.20	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	3A	0.06	0.07	1.70	0.007	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	4A	0.06	0.08	1.95	0.008	0.003	—	—	—	—	0.011	—	0.013	—
	5A	0.08	0.20	0.51	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	6A	0.06	0.13	1.20	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.041	—
	7A	0.06	0.09	1.00	0.008	0.003	—	—	—	—	0.030	—	0.012	—
	8A	0.07	0.21	1.71	0.008	0.003	—	—	—	—	0.005	—	0.012	—
	9A	0.07	0.13	1.40	0.008	0.003	0.20	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	10A	0.06	0.13	1.40	0.008	0.003	—	0.41	—	—	0.010	—	0.012	—
	11A	0.07	0.15	1.42	0.008	0.003	—	—	—	—	0.009	0.012	0.012	—
	12A	0.06	0.11	0.52	0.008	0.003	—	—	0.510	—	0.010	—	0.010	—
	13A	0.06	0.11	0.51	0.008	0.003	—	—	—	0.500	0.010	—	0.010	—
	14A	0.06	0.13	1.10	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.011	0.0021
比較例	1B	0.03	0.11	1.11	0.008	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.010	—
	2B	0.15	0.13	1.89	0.008	0.003	—	—	—	—	0.030	—	0.019	—
	3B	0.06	0.03	0.87	0.008	0.003	—	—	—	—	0.007	—	0.013	—
	4B	0.10	0.28	1.88	0.008	0.003	—	—	—	—	0.030	—	0.012	—
	5B	0.06	0.07	0.31	0.008	0.003	—	—	—	—	0.006	—	0.011	—
	6B	0.11	0.21	2.34	0.008	0.003	—	—	—	—	0.032	—	0.013	—
	7B	0.11	0.20	1.90	0.021	0.003	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	8B	0.11	0.22	1.40	0.008	0.021	—	—	—	—	0.010	—	0.012	—
	9B	0.10	0.21	1.85	0.008	0.003	—	—	—	—	0.011	—	0.060	—
	10B	0.08	0.22	1.97	0.008	0.003	—	—	—	—	0.050	—	0.014	—
	11B	0.06	0.07	0.55	0.008	0.003	—	—	—	—	0.004	—	0.012	—

【0064】

10

20

30

【表3】

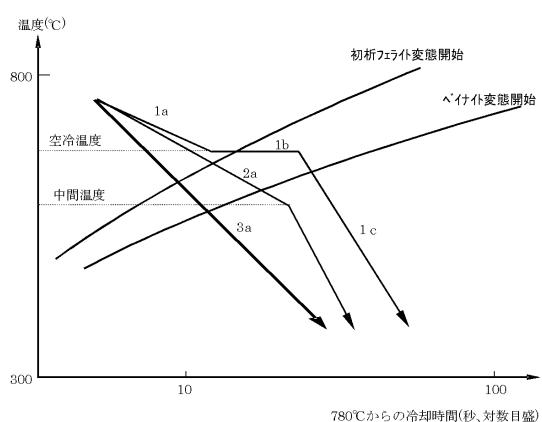
	No.	鋼種 記号	降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	降伏 比 (%)	母材のシャルピー 吸収エネルギー (-68°C, J)	溶接継手のシャルピー 吸収エネルギー (-68°C, J)
本発明例	11A		364	535	68	103	35
	21A		363	536	68	121	38
	31A		381	537	71	141	40
	41A		381	542	70	153	40
	51A		356	534	67	100	32
	61A		382	542	70	192	42
	71A		383	549	70	185	53
	81A		363	535	68	111	38
	91A		365	539	68	127	41
	101A		364	534	68	105	37
	111A		365	534	68	104	39
	121A		360	540	67	118	43
	132A		369	592	62	92	39
	143A		360	541	67	82	39
	154A		383	581	66	100	35
比較例	165A		361	560	64	94	60
	176A		392	571	69	82	30
	187A		390	534	73	80	35
	198A		360	535	67	98	51
	209A		365	541	67	110	51
	2110A		371	541	69	253	89
	2211A		360	536	67	249	92
	2312A		400	583	69	100	50
	2413A		402	583	69	113	40
	2514A		371	535	69	127	88
	261A		470	554	85	101	53
	271B		340	482	71	88	78
	282B		450	570	79	24	10
10	293B		377	483	78	22	50
	304B		447	581	77	20	14
	315B		374	480	78	84	45
	326B		445	571	78	20	12
	337B		427	540	79	14	16
	348B		425	538	79	17	10
	359B		440	543	81	56	21
	3610B		428	542	79	29	49
	3711B		420	538	78	13	28

【図面の簡単な説明】

【0065】

【図1】鋼の冷却挙動と連続冷却変態曲線の関係を模試的に示す図である。

【図1】



---

フロントページの続き

(72)発明者 中島 清孝  
大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内

審査官 田中 永一

(56)参考文献 特開2005-240176 (JP, A)  
特開平07-284836 (JP, A)  
特開2000-084612 (JP, A)  
特開2005-021984 (JP, A)  
特開2005-313223 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 21 D	8 / 00	-	8 / 10
C 22 C	38 / 00	-	38 / 60
B 21 B	45 / 02		