

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4210010号  
(P4210010)

(45) 発行日 平成21年1月14日(2009.1.14)

(24) 登録日 平成20年10月31日(2008.10.31)

(51) Int.Cl.		F I
C 2 1 D 8/02 (2006.01)		C 2 1 D 8/02 B
C 2 2 C 38/00 (2006.01)		C 2 2 C 38/00 3 O 1 A
C 2 2 C 38/14 (2006.01)		C 2 2 C 38/14
C 2 2 C 38/58 (2006.01)		C 2 2 C 38/58

請求項の数 5 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願平11-299318	(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成11年10月21日(1999.10.21)	(74) 代理人	100074790 弁理士 椎名 彊
(65) 公開番号	特開2001-123222(P2001-123222A)	(72) 発明者	長谷川 俊永 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(43) 公開日	平成13年5月8日(2001.5.8)	(72) 発明者	富田 幸男 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
審査請求日	平成17年9月15日(2005.9.15)	(72) 発明者	斎藤 直樹 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高靱性高張力鋼の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.01 ~ 0.2%、

Si : 0.01 ~ 1%、

Mn : 0.1 ~ 3%、

P : 0.02%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.001 ~ 0.1%、

Ni : 0.3 ~ 10%、

Ti : 0.003 ~ 0.1%、

W : 0.5 ~ 4%、

N : 0.002 ~ 0.01%を含有し、

Nb : 0.005 ~ 0.5%、

Ta : 0.02 ~ 1%、

Mo : 0.1 ~ 2%、

\_\_\_ B : 0.0002 ~ 0.005%の1種または2種以上を、さらに含有し、残部Fe及び不可避免不純物からなる鋼片を、Ac<sub>3</sub>変態点~1200 に加熱し、平均オーステナイト粒径を20~100μmとした上で、開始温度が900 以下、終了温度が650 以上で、累積圧下率が30~95%の熱間圧延を行い、引き続き、600 以上か

ら開始し、500 以下で終了する冷却速度が1～100 / sの加速冷却を行うことを特徴とする、高靱性高張力鋼の製造方法。

【請求項2】

鋼片が、質量%で、

Cu : 0.05～1.5%、

Cr : 0.05～2.0%、

V : 0.01～0.5%、

Zr : 0.005～0.1%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、請求項1に記載の高靱性高張力鋼の製造方法。

【請求項3】

鋼片が、質量%で、

Y : 0.001～0.1%、

Ca : 0.0005～0.01%、

Mg : 0.0001～0.01%、

REM : 0.005～0.1%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の高靱性高張力鋼の製造方法。

【請求項4】

加速冷却後に、400 以上、 $A_{c1}$  変態点未満の温度で焼き戻すことを特徴とする、請求項1～3のいずれかに記載の高靱性高張力鋼の製造方法。

【請求項5】

熱間圧延に先立って、1150～1300 で2～48 h保持する溶体化処理を施すことを特徴とする、請求項1～4のいずれかに記載の高靱性高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、引張強度が570MPa級以上で、靱性保証温度が-40 以下の優れた低温靱性が母材、溶接部ともに要求される構造物全般に供される構造物用鋼に関するもので、例えば、低温貯槽タンク、低温圧力容器、海洋構造物、船舶、橋梁、ラインパイプ等の溶接構造物に用いることができる。また、鋼の形態は特に問わないが、構造部材として用いられ、低温靱性が要求される鋼板、特に厚板、鋼管素材、あるいは形鋼で有用である。

【0002】

【従来の技術】

従来から、引張強度が570MPa級以上の高強度鋼においては、再加熱焼入れ・焼戻し処理により製造されることが主流となっている。再加熱焼入れ・焼戻し処理材において、靱性を確保するためには、焼入れ組織を制御するとともに、加熱オーステナイト( )粒径を微細化する必要がある。そのためには、再加熱焼入れの加熱温度(焼入れ温度あるいはオーステナイト化温度)を制限する必要がある。しかし、焼入れ温度を低下させることは、強化に有効な元素の十分な固溶が望めなくなり、そのための強度低下や未固溶炭化物による靱性劣化等を招く恐れがあり、強度と靱性とをともに高めることは容易でない。

【0003】

また、再加熱焼入れ・焼戻し処理の場合、特に厚手材においては、焼入れにおける表層と内部との冷却速度の違いから、表層部と内部とで焼入れ組織が大きく異なり、その結果として、材質も表層部と内部とで大きく異なる問題もある。すなわち、表層部の組織を強度・靱性面から最適な下部ベイナイト( $B_L$ )あるいは下部ベイナイトとマルテンサイト(M)との混合組織となる化学組成とした場合には、冷却速度の小さい板厚中心部の組織が靱性に好ましくない上部ベイナイト( $B_U$ )となり、板厚中心部の強度・靱性確保が困難となる一方、板厚中心部の組織改善のために合金元素を添加すると、冷却速度の大きい表層部の焼入性が過剰となり、マルテンサイト単相組織となってしまうため、表層部の靱性向上が不十分となってしまう、表層～板厚中心部までの材質を安定的に向上させることが困難である。

10

20

30

40

50

## 【0004】

上記再加熱焼入れ・焼戻し処理における問題点を克服する一つの方策として、加工熱処理を用いた技術が開示されている。例えば、特公昭63-58906号公報においては、表層部の焼入性が過剰となるような条件において、加工熱処理（直接焼入れ・焼戻し）によって鋼板を製造するに際して、制御圧延によって表層部を伸長オーステナイト粒とすることで、マルテンサイト単相組織となる表層部の韌性改善を図っている。

## 【0005】

## 【発明が解決しようとする課題】

加工熱処理によって、再加熱焼入れ・焼戻し処理材に比べて優れた強度・韌性の調質高張力鋼の製造が可能となったが、さらに広い範囲の化学組成範囲、板厚範囲において、板厚方向の材質変動が少なく、かつ、その材質達成レベルが従来鋼からさらに改善された高張力鋼を製造するためには、加工熱処理をベースとした新たな製造法が求められる。

## 【0006】

## 【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記課題解決のための手段を種々実験的に検討し、その結果、焼入れ組織が上部ベイナイト、下部ベイナイト、マルテンサイトの如何によらず、各々の化学組成において、最適な強度・韌性を達成するための製造方法を知見するに至った。その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、C: 0.01~0.2%、Si: 0.01~1%、Mn: 0.1~3%、P: 0.02%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.001~0.1%、Ni: 0.3~10%、Ti: 0.003~0.1%、W: 0.5~4%、N: 0.002~0.01%を含有し、Nb: 0.005~0.5%、Ta: 0.02~1%、Mo: 0.1~2%、B: 0.0002~0.005%の1種または2種以上を、さらに含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる鋼片を、 $A_{c3}$  変態点~1200 に加熱し、平均オーステナイト粒径を20~100 $\mu$ mとした上で、開始温度が900 以下、終了温度が650 以上で、累積圧下率が30~95%の熱間圧延を行い、引き続き、600 以上から開始し、500 以下で終了する冷却速度が1~100 /sの加速冷却を行うことを特徴とする、高韌性高張力鋼の製造方法。

## 【0007】

(2) 鋼片が、質量%で、Cu: 0.05~1.5%、Cr: 0.05~2.0%、V: 0.01~0.5%、Zr: 0.005~0.1%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、前記(1)に記載の高韌性高張力鋼の製造方法。

(3) 鋼片が、質量%で、Y: 0.001~0.1%、Ca: 0.0005~0.01%、Mg: 0.0001~0.01%、REM: 0.005~0.1%の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、前記(1)または(2)に記載の高韌性高張力鋼の製造方法。

## 【0008】

(4) 加速冷却後に、400 以上、 $A_{c1}$  変態点未満の温度で焼き戻すことを特徴とする、前記(1)~(3)のいずれかに記載の高韌性高張力鋼の製造方法。

(5) 熱間圧延に先立って、1150~1300 で2~48h保持する溶体化処理を施すことを特徴とする、前記(1)~(4)のいずれかに記載の高韌性高張力鋼の製造方法にある。

## 【0009】

## 【発明の実施の形態】

以下、本発明について詳細に説明する。

まず、本発明において、上記のような化学組成に限定した理由を述べる。

Cは、鋼の強度を向上させる有効な成分として含有するもので、0.01%未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であるが、0.2%を超える過剰の含有は母材及び溶接部の韌性や耐溶接割れ性を低下させるので、0.01~0.2%の範囲とした。

次に、Siは、脱酸元素として、また、母材の強度確保に有効な元素であるが、0.01

10

20

30

40

50

%未満の含有では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に1%を超える過剰の含有は粗大な酸化物を形成して延性や靱性の劣化を招く。そこで、Siの範囲は0.01~1%とした。

【0010】

また、Mnは、母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限0.1%以上含有する必要があるが、過剰に含有すると、硬質相の生成や粒界脆化等により母材靱性や溶接部の靱性、さらに溶接割れ性など劣化させるため、材質上許容できる範囲で上限を3%とした。

P, Sは、不純物元素で、延性、靱性を劣化させる元素であり、極力低減することが好ましいが、材質劣化が大きくなり、許容できる量として、Pの上限を0.02%、Sの上限を0.01%に限定する。

10

【0011】

Alは、脱酸、オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

Niは、靱性確保のために最も有効な元素であり、効果を発揮させるためには0.3%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、靱性は向上するが、10%を超えて添加しても効果が飽和する一方で、溶接性の劣化を招くため、上限を10%とする。

【0012】

20

Tiは、析出強化により母材強度向上に寄与するとともに、高温でも安定なTiNの形成により加熱オーステナイト粒径微細化にも有効な元素であり、加工熱処理を基本とする本発明においては必須の元素である。効果を発揮するためには0.003%以上の含有が必要である。一方、0.1%を超えると、粗大な析出物、介在物を形成して靱性や延性を劣化させるため、上限を0.1%とする。

Wは、Moと同様の効果を有する元素であり、効果を発揮でき、かつ材質劣化を生じない範囲として、0.5~4%の範囲に限定する。

Nは、AlやTiと結びついてオーステナイト粒微細化に有効に働くため、微量であれば機械的性質向上に寄与する。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負荷をかけるため好ましくない。そのため、工業的に制御が可能で、製造工程への負荷が許容できる範囲として下限を0.002%とする。過剰に含有すると、固溶Nが増加し、延性や靱性に悪影響を及ぼす可能性があるため、許容できる範囲として上限を0.01%とする。

30

【0013】

以上が本発明の鋼材の基本成分の限定理由であるが、確実に加工熱処理の効果を発揮させるためには、オーステナイトの再結晶抑制に有効なNb, Ta, Mo, Bの1種または2種以上をさらに含有させる必要がある。各々の元素の添加範囲は以下のように限定する。

Nbは、オーステナイト相中に固溶及び析出状態で、オーステナイトの再結晶を抑制するために、また、変態時あるいは焼戻し時にNb(C, N)を形成することで強度の向上に有効な元素であるが、過剰の含有では析出脆化により靱性が劣化する。従って、靱性の劣化を招かずに、効果を発揮できる範囲として、0.005~0.50%の範囲に限定する。

40

【0014】

Taも、Nbと同一の機構によりオーステナイトの再結晶抑制、強化に有効な元素である。その効果は質量%で比較してNbよりも若干弱く、効果を発揮するためには0.02%以上の含有が必要である。一方、1%を超えると、析出脆化や粗大な析出物、介在物による靱性劣化を生じるため、上限を1%とする。

Moは焼入れ性向上、強度向上、耐焼戻し脆化、耐SR脆化に有効な元素でもあるが、Nbと類似のオーステナイトの再結晶抑制に有効な元素である。その効果を発揮するために

50

は、0.1%以上の添加が必要であり、一方、2%を超える添加では逆に靱性、溶接性が劣化するため、0.1~2%に限定する。

【0015】

\_\_Bは、固溶状態でオーステナイト粒界に偏析することで、微量で焼入れ性を高めることが可能な元素であるが、粒界に偏析した状態では、オーステナイトの再結晶抑制にも有効である。焼入れ性、再結晶抑制に効果を発揮するためには0.0002%以上の添加が必要であるが、一方、0.005%を超える過剰の添加では、BN, Fe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>等の粗大な析出物を生じて、靱性が劣化するため、0.0002~0.005%に限定する。

【0016】

さらに本発明においては、強度・靱性の調整のために、必要に応じて、Cu, Cr, V, Zrの1種または2種以上を含有することができる。  
Cuは、ほぼNiと同様の効果を有するが、1.5%超では熱間加工性に問題を生じるため、効果を発揮し、かつ熱間加工性等の問題を生じない範囲として、本発明においては、0.01~1.5%の範囲に限定する。  
Crは、焼入れ性向上、析出強化により母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.05%以上必要であり、一方、2%を超えて添加すると、靱性及び溶接性が劣化する傾向を有するため、0.05~2%の範囲とする。

【0017】

VはVNを形成して強度向上に有効な元素であるが、過剰の含有では析出脆化により靱性が劣化する。従って、靱性の大きな劣化を招かずに、効果を発揮できる範囲として、0.01~0.5%の範囲に限定する。  
Zrも窒化物を形成する元素であり、Vと同様の効果を有するが、その効果を発揮するためには0.005%以上の含有が必要である。一方、0.1%を超えると、粗大な析出物、介在物を形成して靱性や延性を劣化させるため、0.005~0.1%の範囲に限定する。

【0018】

また、さらに、延性の向上、継手靱性の向上のために、必要に応じて、Y, Ca, Mg, REMの1種または2種以上を含有することができる。  
Y, Ca, Mg, REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効である。酸化物を微細化させて継手靱性の向上にも有効に働く。その効果を発揮するための下限の含有量は、Yは0.001%、Caは0.0005%、Mgは0.0001%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、靱性の劣化を招くため、上限を各々Y, REMは0.1%、Ca, Mgは0.01%とする。

【0019】

本発明においては、上記理由により化学組成を限定した上で、加工熱処理を基本とした製造方法を規定する必要がある。以下、製造方法に関わる本発明の内容を詳細に説明する。  
加工熱処理により調質高張力鋼を製造する場合、オーステナイト未再結晶域で制御圧延を施すことにより、強度・靱性の向上が図られるが、その最適化のためには、単に未再結晶域圧延条件だけを規定するだけでは不十分であり、加熱条件、オーステナイトの再結晶域での圧延条件、さらには加速冷却条件、必要に応じては焼戻し条件等を総合的に勘案する必要がある。

まず、最も重要な点は、未再結晶域圧延に入る前の加熱オーステナイト粒あるいは再結晶オーステナイトの粒径を一定以上に微細化することが必須となる。粗大なオーステナイトを未再結晶域圧延により扁平化するだけでは強度・靱性の向上程度は制限される。

【0020】

本発明においては、詳細な実験の結果に基づき、制御圧延に入る前の規定として、「鋼片を、Ac<sub>3</sub>変態点~1200 に加熱し、平均オーステナイト粒径を20~100μm」とする。後述の開始温度が900 以下の未再結晶域圧延に入る前のオーステナイト粒径

10

20

30

40

50

を20～100 $\mu\text{m}$ とするのは、該オーステナイト粒径が100 $\mu\text{m}$ 超では、後の製造工程を工夫しても得られる強度・靱性が十分でないためである。該オーステナイト粒径は微細であればあるほど、好ましいが、20 $\mu\text{m}$ 未満としても効果が飽和するのと、加熱段階あるいは再結晶域圧延によって、工業的に20 $\mu\text{m}$ 未満とすることは困難であるため、本発明では下限を20 $\mu\text{m}$ とする。

#### 【0021】

該オーステナイト粒径を得る方法は問わない。すなわち、化学組成、加熱条件の調整によって加熱オーステナイト粒径が本発明範囲内であれば、鋼片を加熱後、直接未再結晶域圧延に入っても構わないし、あるいは、加熱オーステナイト粒径が粗大な場合には、オーステナイトの再結晶域での圧延を加えてオーステナイト粒径を調整することも可能である。さらに、加熱段階ですでにオーステナイト粒径が本発明範囲を満足している場合でも、未再結晶域圧延に入る前の平均オーステナイトが100 $\mu\text{m}$ を超えない限りは、板厚調整等の目的で、再結晶域圧延を行うことも問題ない。なお、該オーステナイトは等軸のオーステナイトを基本とはするが、例えば、化学組成によっては、該オーステナイトを得るための圧延が一部未再結晶域に入って伸長粒となっても、平均粒径で20～100 $\mu\text{m}$ が満足され、また、開始温度が900 以下の未再結晶域圧延の条件が本発明の要件を満足していれば構わない。

10

#### 【0022】

なお、本発明においては、鋼片の加熱温度を $A_{c3}$  変態点～1200 に限定するが、これは、加熱温度が $A_{c3}$  変態点未満であると、溶体化が不十分となって、添加元素の効果が十分発揮できなくなるためと、組織、材質の不均一性が大きくなるためであり、1200 超であると、加熱オーステナイト粒径が極端に粗大となって、再結晶域圧延を行ってもオーステナイト粒径を十分微細化できないためと、鋼片の表面性状が悪化するためである。

20

加熱段階での、あるいは再結晶域圧延後の、平均オーステナイト粒径を20～100 $\mu\text{m}$ とした鋼に、引き続き、「開始温度が900 以下、終了温度が650 以上で、累積圧下率が30～95%の熱間圧延」を行って、オーステナイトを伸長粒とし、またオーステナイトに加工歪を導入する。

#### 【0023】

圧延開始温度を900 以下に限定したのは、累積圧下の全てを本発明の化学組成範囲において確実に未再結晶域圧延に割り当てるためである。900 超では、化学組成によっては部分再結晶域となる場合もあり、十分な割合の未再結晶オーステナイトが得られず、靱性の向上が不十分となる。一方、終了温度を650 以上に限定したのは、終了温度が650 未満であると、化学組成によっては圧延中あるいは圧延終了後、加速冷却前に変態が開始してしまう可能性があるためである。加速冷却前に変態が生じると、強度・靱性に好ましくない粗大なフェライトや粗大な上部ベイナイト組織となる可能性が大である。

30

#### 【0024】

開始温度が900 以下、650 以上のオーステナイトの未再結晶域圧延は累積圧下率を30%～95%とする必要がある。累積圧下率が30%未満であるとオーステナイトの扁平化と加工歪の導入が不十分で、未再結晶域圧延による強度・靱性向上効果が不十分となる。一方、累積圧下率は大きければ大きいほど、強度・靱性は向上する傾向にはあるが、その程度は95%超では飽和傾向がある。また、95%を超える圧延は圧延機への負荷が過大となったり、圧延時間が長くなって、圧延終了温度を確保できない等の問題も生じる可能性があるため、本発明では累積圧下率の上限を95%とする。

40

#### 【0025】

上記、900 以下でのオーステナイトへの加工は、オーステナイトの未再結晶域であるため、加工の効果は累積的となる。従って、圧延の効果は累積圧下率で評価できる。すなわち、本発明の圧延温度範囲と累積圧下率範囲内であれば、個々の圧延パスの温度や圧下率の組み合わせ、さらにはパス間隔等、は如何様でも構わない。

なお、本発明によれば、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度( $vT_{rs}$ )で-40 以下の

50

良好な靱性が確実に得られるが、さらに、 $v T_{rs}$ が $-100$ 以下のような極めて高い靱性を達成するためには、加熱段階での、あるいは再結晶域圧延後の、平均オーステナイト粒径を、 $20 \sim 50 \mu m$ とし、未再結晶域圧延としては、開始温度を $900$ 以下、終了温度を $650$ 以上、累積圧下率を $50 \sim 95\%$ とすることがより好ましい。

#### 【0026】

熱間圧延終了後、引き続いて、加速冷却をする必要がある。すなわち、加速冷却することで、微細なベイナイトあるいはマルテンサイト組織、さらには両者の混合組織とすることが可能となる。ここで言うところの微細なベイナイトとは、ブロック、パケット、ラス等の組織単位が微細でかつ島状マルテンサイトや炭化物のサイズが微細なベイナイトを意味し、必ずしも厳密な意味での下部ベイナイトである必要はない。これは、本発明では変態前のオーステナイト粒径とその形態を規定している故である。

10

#### 【0027】

加速冷却条件は「 $600$ 以上から開始し、 $500$ 以下で終了する冷却速度が $1 \sim 100 / s$ の加速冷却」とする。加速冷却を $600$ 以上から開始するのは、加速冷却の開始が $600$ 未満であると、加速冷却前に変態が開始してしまう可能性があるためである。加速冷却前に変態が生じると、強度・靱性に好ましくない粗大なフェライトや上部ベイナイト組織となる可能性が大である。一方、加速冷却の終了温度が $500$ 超であると、主たる変態が終了する前に加速冷却が終了して、同様に粗大な組織が出現する恐れがある。該冷却終了温度が $500$ 以下であれば、本発明で目的としている強度・靱性に好ましい組織形態とすることが可能である。加速冷却における冷却速度は $1 \sim 100 / s$ に限定する。加速冷却中の粗大組織の出現抑制のためには最低限 $1 / s$ での冷却は必要である。冷却速度は大きい方が好ましいが、 $100 / s$ 超では効果が飽和するため、冷却速度の上限は $100 / s$ とする。

20

#### 【0028】

以上が、本発明の製造方法に関する基本要件であるが、本発明においては、鋼板の残留応力の除去、強度調整等の目的で加速冷却後に焼戻しを施すことが可能である。焼戻しを施す場合は、焼戻し温度は $400$ 以上、 $A_{c1}$ 変態点未満に限定する。これは、焼戻し温度が $400$ 未満であると、焼戻しの効果が十分でなく、一方、 $A_{c1}$ 変態点以上では、加熱時に逆変態オーステナイトが生成し、該オーステナイトが焼戻しの冷却段階で焼入れままのマルテンサイトに変態して、靱性を大きく劣化させるためである。なお、焼戻しの保持時間や冷却条件については、材質への影響は加熱温度に比べて非常に小さく、現実的な条件範囲では特に規定する必要はないが、組織の粗大化抑制のためには、保持時間は $48 h$ 以下、冷却条件としては放冷以上の冷却速度の冷却方法がより好ましい。

30

#### 【0029】

また、さらに、本発明においては、必要に応じて、熱間圧延に先立って、 $1150 \sim 1300$ で $2 \sim 48 h$ 保持する溶体化処理を施すことが可能である。溶体化処理はミクロ偏析を軽減し、析出物の分布を安定化する効果により、耐水素脆化特性、さらなる靱性向上が要求される場合に特に有効である。

溶体化処理を施す場合は、加熱温度は $1150 \sim 1300$ の範囲とするが、これは、 $1150$ 未満では、元素の拡散が工業的に可能な保持時間内では不十分なためであり、 $1300$ 超では析出物の粗大化が顕著となり、その後の熱間圧延段階では微細化されず、靱性に悪影響を及ぼすためと、表面が過度に酸化されて鋼板の表面状態が劣化するためである。その際の保持時間を $2 \sim 48 h$ とするのは、該加熱温度範囲で溶体化の効果が他の特性への悪影響なしに発揮されるために最適であるためで、 $2 h$ 未満では加熱温度が低温の場合に元素の拡散が不十分であり、逆に $48 h$ 超では加熱温度が高い場合に析出物の粗大化が避けられない可能性が生じる。なお、溶体化処理後の冷却条件は問わないが、溶体化処理の目的から、空冷以下の冷却速度で冷却する方が好ましい。

40

#### 【0030】

##### 【実施例】

以上が、本発明の要件についての説明であるが、さらに、実施例に基づいて本発明の効果

50

を示す。

表 1 に示す化学組成の供試鋼を用いて、表 2 および表 3 に示す製造条件で鋼板を製造した。製造した鋼板の、機械的性質（引張特性、2 mm V ノッチシャルピー衝撃特性）の測定結果も合わせて表 2 および表 3 に示す。

引張特性は圧延方向に直角な方向（C 方向）の板厚中心部から丸棒引張試験片を採取して測定した。靱性評価は 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験における破面遷移温度（ $v T_{rs}$ ）で評価したが、試験片は引張特性と同様、C 方向板厚中心部から採取した。

【 0 0 3 1 】

【 表 1 】



10

20

30

40

表 1

鋼片 番号	化 学 成 分 (重量%)																	備 考						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	V	Nb	B	Ta	Zr		W	Y	Mg	Ca	REM	
1	0.05	0.15	1.67	0.006	0.001	0.018	0.0022	0.16	—	2.49	0.26	0.013	—	0.028	0.0011	—	0.009	0.46	—	—	—	—	—	本発明例
2	0.03	0.15	1.85	0.009	0.003	0.010	0.0019	0.19	0.15	2.58	0.21	0.008	0.081	0.025	—	0.16	—	0.51	—	0.0012	—	—	—	本発明例
3	0.05	0.10	1.59	0.003	0.002	0.018	0.0021	0.18	0.19	2.52	0.11	0.010	0.039	0.008	0.0017	0.08	0.008	0.52	0.003	0.0008	0.0010	0.006	—	本発明例
4	0.06	0.06	1.72	0.008	0.002	0.020	0.0033	—	0.25	3.50	—	0.012	—	0.025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5	0.05	0.12	1.70	0.006	0.001	0.013	0.0030	—	0.19	3.42	—	0.015	—	0.026	0.0018	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	0.06	0.10	1.68	0.005	0.001	0.015	0.0025	0.15	0.20	2.44	0.28	0.016	—	0.028	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7	0.05	0.09	1.66	0.003	0.002	0.026	0.0029	0.14	0.23	2.51	0.28	0.013	—	0.030	0.0009	—	—	—	—	—	—	0.0023	—	—
8	0.09	0.05	1.72	0.008	0.003	0.013	0.0026	0.16	0.23	2.46	0.25	0.015	—	—	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	—
9	0.06	0.11	1.68	0.008	0.001	0.042	0.0035	0.15	0.20	2.54	0.26	0.009	0.040	0.023	0.0015	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10	0.11	0.11	1.36	0.010	0.002	0.030	0.0041	0.20	0.20	1.56	0.28	0.016	—	0.026	0.0012	—	—	—	—	—	—	—	0.008	—
11	0.06	0.06	1.16	0.006	0.001	0.015	0.0028	0.16	0.21	5.33	0.18	0.010	—	0.015	0.0008	—	—	—	0.006	—	—	—	—	—
12	0.04	0.05	0.56	0.005	0.001	0.014	0.0035	—	0.11	8.89	—	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
13	0.25	0.15	1.28	0.008	0.002	0.030	0.0036	0.25	0.25	2.26	0.21	0.010	—	0.025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
14	0.08	0.25	1.59	0.012	0.005	0.016	0.0028	0.12	—	1.95	0.06	0.006	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
15	0.05	0.13	1.69	0.026	0.005	0.016	0.0050	0.21	0.15	2.06	0.20	0.010	—	0.029	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

参 考 例

比 較 例

表 2

鋼材番号	鋼片番号	溶体化処理			鋼片厚 (mm)	加熱温度 (°C)	再結晶域		圧延後鋼片厚 (mm)	未再結晶域 ステンナイト 粒径 (注2)	未再結晶域圧延			備考		
		加熱温度 (°C)	保持時間 (h)	冷却条件 (注1)			開始温度 (°C)	終了温度 (°C)			圧延開始温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	累積圧下率 (%)		鋼板厚 (mm)	
A1	7	無	—	—	250	1050	有	1000	920	100	31	860	800	75	25	本 題 例
A2	9	有	1250	2	250	1000	有	970	930	75	25	790	750	73	20	
A3	12	有	1150	2	250	1050	有	980	930	100	36	860	820	50	50	
A4	1	無	—	—	200	950	無	—	—	200	40	860	810	88	25	
A5	2	有	1150	4	200	1000	有	930	910	150	33	850	790	67	50	
A6	3	無	—	—	250	1050	有	1010	930	100	30	850	810	75	25	
A7	4	有	1200	2	250	1050	有	1000	920	125	41	830	800	80	25	
A8	5	無	—	—	200	950	無	—	—	200	47	880	780	88	25	
A9	6	無	—	—	250	1000	有	950	900	200	36	850	780	90	20	
A10	8	無	—	—	200	930	無	—	—	200	34	820	760	88	25	
A11	10	有	1250	2	250	1050	有	990	950	100	35	830	800	75	25	
A12	11	有	1250	2	200	1100	有	1010	970	100	42	840	780	75	25	
A13	3	無	—	—	250	1050	有	1010	980	100	30	850	810	75	25	
A14	3	有	1150	4	250	1150	有	1080	990	200	68	890	830	75	50	
A15	4	有	1200	2	250	1200	有	1120	970	75	43	900	810	33	50	
B1	13	無	—	—	200	1100	有	980	910	100	55	860	790	75	25	
B2	14	無	—	—	200	1100	有	1020	940	150	62	890	850	67	50	
B3	15	無	—	—	200	1050	有	950	900	150	49	880	820	83	25	
B4	3	有	1250	4	250	1200	無	—	—	250	230	810	760	80	50	
B5	3	有	1250	4	250	1100	有	1000	920	60	35	800	770	17	50	
B6	4	無	—	—	250	1050	有	960	930	100	46	830	790	50	50	

注1) AC: 放冷, FC: 炉冷  
 注2) 未再結晶域圧延前オーステナイト粒径(本材質調査材とは別途該圧延前までを同一条件として、未再結晶域圧延開始温度で水冷した鋼の腐食組織から切断法により測定)

【0033】  
 【表3】

10  
20  
30  
40

表 3

鋼材番号	鋼片番号	圧延条件			焼戻し条件			機械的性質 (C方向板厚中心)			備考
		加速	冷却条件	停止度 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (h)	冷却条件 (注3)	室温引張特性	引張強度 (MPa)	靱性 v <sub>Trs</sub> (°C)	
		開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)					0.2%耐力 (MPa)			
A1	7	770	20	240	—	—	—	889	1102	-110	本発明例
A2	9	710	20	≤50	—	—	—	905	1117	-105	
A3	12	780	10	280	—	—	—	899	1125	-100	
A4	1	790	20	350	—	—	—	826	995	-130	参考例
A5	2	770	10	≤50	1	AC	AC	833	865	-140	
A6	3	780	20	250	—	—	—	883	1079	-120	
A7	4	780	20	250	—	—	—	866	1051	-125	
A8	5	750	20	300	0.5	WQ	—	850	892	-115	
A9	6	780	25	500	—	—	—	870	1034	-125	
A10	8	750	20	350	—	—	—	875	1093	-100	
A11	10	790	20	≤50	1	AC	AC	911	966	-135	
A12	11	750	20	≤50	1	AC	AC	647	750	≤-196	
A13	3	780	20	250	0.5	AC	AC	873	875	-140	
A14	3	790	10	300	—	—	—	844	1003	-85	
A15	4	770	10	270	—	—	—	852	1015	-75	
B1	13	750	20	200	—	—	—	925	1107	-20	
B2	14	790	10	240	—	—	—	872	996	-25	
B3	15	770	20	260	—	—	—	883	1071	-15	
B4	3	720	10	310	—	—	—	864	1048	-20	
B5	3	740	10	400	—	—	—	852	1026	-35	
B6	4	—	0.3	—	—	—	—	668	783	20	

注3) AC: 放冷, WQ: 水冷

【0034】

表2および表3のうちの鋼材番号A1~A3は、本発明の化学組成を有する鋼片番号1~3を用いて、本発明の製造方法により製造した鋼板であり、いずれも良好な強度、靱性とが同時に達成されていることが明らかである。なお、A4~A15は参考例である。

一方、同様に表2および表3の結果から、本発明の範囲を逸脱している鋼材番号B1~B6の鋼板は本発明により製造された鋼材番号A1~A3およびA4~A15の参考例の鋼板に比べて、強度、靱性のどちらかあるいは両方が大幅に劣っていることが明らかである。

鋼材番号B1~B3は化学組成が本発明を満足していないために、製造方法は本発明を

満足しているものの、十分な特性を達成できなかった例である。

【 0 0 3 5 】

すなわち、鋼材番号 B 1 は、C 量が過剰なため、製造方法は本発明を満足しているにもかかわらず、靱性が本発明に比べて大幅に劣る。

鋼材番号 B 2 は、オーステナイトの再結晶抑制のために必要な元素が必要量添加されていないため、オーステナイト粒の扁平化、オーステナイトへの歪導入が不十分なため、靱性が本発明による鋼に比べて十分でない。

鋼材番号 B 3 は、P の含有量が過剰なために、靱性が大幅に劣化している。

一方、鋼材番号 B 4 ~ B 6 は、化学組成は本発明を満足しているが、製造法が本発明の範囲を逸脱しているために、本発明により製造したものに比べて特性が劣っている例である

10

【 0 0 3 6 】

すなわち、鋼材番号 B 4 は、9 0 0 以下の圧延、すなわち、オーステナイトの未再結晶域圧延に入る前のオーステナイト粒径が過大であるために、未再結晶域圧延以降の条件は本発明を満足しているものの、靱性が劣る。

鋼材番号 B 5 は、未再結晶域圧延の累積圧下率が過小であるために、オーステナイト粒の扁平化、オーステナイトへの歪導入が不十分なため、靱性が本発明による鋼に比べて十分でない。

鋼材番号 B 6 は、熱間圧延後に加速冷却されていないために、靱性に好ましくない粗大な上部ベイナイト組織が生成して靱性が顕著に劣化する。強度も化学組成の割に低めとなっている。

20

以上の実施例からも、本発明によれば、強度と靱性とがともに良好な鋼の製造が可能であることが明白である。

【 0 0 3 7 】

【 発明の効果 】

本発明により、引張強度が 5 7 0 M P a 級以上で、靱性保証温度が - 4 0 以下の優れた低温靱性を有する鋼の製造が可能となる。その結果、低温貯槽タンク、低温圧力容器、海洋構造物、船舶、橋梁、ラインパイプ等へ、安全性に極めて優れた構造材料を提供することが可能となり、産業上の効果は極めて大きい。

---

フロントページの続き

審査官 前田 仁志

- (56)参考文献 特開平 1 1 - 1 7 2 3 3 0 ( J P , A )  
特開平 0 5 - 2 5 5 7 4 4 ( J P , A )  
特開平 0 5 - 2 7 1 7 5 6 ( J P , A )  
特開平 0 9 - 2 2 7 9 3 7 ( J P , A )  
特開平 0 8 - 0 6 0 2 3 9 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B名)

C21D 8/00-8/10,9/46-9/48  
C22C 38/00-38/60