

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4433844号
(P4433844)

(45) 発行日 平成22年3月17日(2010.3.17)

(24) 登録日 平成22年1月8日(2010.1.8)

(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 B

C 2 2 C 38/38 (2006.01)

C 2 2 C 38/38

C 2 2 C 38/58 (2006.01)

C 2 2 C 38/58

請求項の数 3 (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願2004-83324 (P2004-83324)
 (22) 出願日 平成16年3月22日(2004.3.22)
 (65) 公開番号 特開2005-272854 (P2005-272854A)
 (43) 公開日 平成17年10月6日(2005.10.6)
 審査請求日 平成19年3月6日(2007.3.6)

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100080687
 弁理士 小川 順三
 (74) 代理人 100077126
 弁理士 中村 盛夫
 (72) 発明者 一宮 克行
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内

審査官 佐藤 陽一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐火性および溶接熱影響部の靱性に優れる高張力鋼の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 0 m a s s %、

S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 m a s s %、

M n : 0 . 6 ~ 1 . 7 m a s s %、

P : 0 . 0 1 5 m a s s % 以下、

S : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 0 m a s s %、

A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 6 m a s s %、

C r : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 m a s s %、

M o : 0 . 2 ~ 0 . 5 m a s s %、

N b : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 m a s s %、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 m a s s %、

N : 0 . 0 0 3 0 ~ 0 . 0 0 6 5 m a s s %、

C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 0 m a s s % を含有し、かつ C a , O および S の含有量が、下記関係式；

$$0 < (C a - (0.18 + 130 \times C a) \times O) / (1.25 \times S) < 1$$

を満たして含有し、残部が F e および不可避免的不純物からなる鋼素材を 1 0 5 0 ~ 1 2 5 0 に加熱後、(A r ₃ + 1 0 0) 以上の温度域における累積圧下率を 5 0 % 以上とし、仕上げ温度を (A r ₃ - 1 0 0) ~ (A r ₃ + 1 0 0) とする熱間圧延をした後、冷却速度 2 ~ 2 0 / s e c で 6 0 0 以下まで冷却することを特徴とする耐火性および

溶接継手部靱性に優れる高張力鋼の製造方法。

【請求項 2】

上記成分組成に加えてさらに、V : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 6 m a s s %、Cu : 0 . 1 ~ 1 . 0 m a s s %およびNi : 0 . 0 2 ~ 1 . 5 m a s s %のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の高張力鋼の製造方法。

【請求項 3】

上記冷却後の高張力鋼を、さらに 7 0 0 以下の温度で焼戻し処理することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、海洋構造物やラインパイプ、圧力容器などに用いられる降伏強さが414MPa以上で多層溶接が施される高張力鋼に関し、特に、耐火性および溶接継手部の靱性に優れる高張力鋼の製造方法にするものである。

【背景技術】

【0002】

構造用鋼材は、通常、常温で十分な強度を有するように設計、製造されている。しかし、鋼の強度は、一般的に温度の上昇に伴い低下し、特に、従来の構造用鋼材は、500 以上の高温になると強度低下が大きいことが知られている。そのため、火災等で高温状態になることが懸念される構造物、特に、人間が居住する建築物では、高温状態でも構造物が倒壊しないよう、鋼材にある程度以上の耐火性(高温強度)を持たせることが必要である。耐火性を付与する手段としては、例えば、特許文献 1 には、Mo、V等を添加し、析出強化により高温強度を高める技術が開示されている。

20

【0003】

また、海洋構造物等に用いられる鋼は、溶接接合により所望の形状の構造物に仕上げられる。そのため、これらの鋼には、構造物の安全性の観点から、母材自体の靱性はもちろん溶接継手の溶接部(溶接金属や熱影響部)の靱性にも優れることが要求される。

【0004】

ところで、板厚が厚い鋼の溶接は、通常、多層溶接により施工されるが、このような溶接では、熱影響部は複雑な熱履歴を受けるため、局所脆化域が発生し易く、特にボンド部(溶接金属と母材との境界)や2相域再熱部(1サイクル目で粗粒となり、2サイクル目で

30

との2相域に加熱される領域)の靱性の劣化が問題となる。というのは、ボンド部は、溶融点直下の高温に曝されるため、オーステナイト粒が最も粗大化し、引き続く冷却により、脆弱な上部ベイナイト組織に変態し易いからである。また、ボンド部には、ウッドマンステッテン組織や島状マルテンサイトといった脆化組織も生成するため、靱性はさらに劣化する傾向にある。

【0005】

この問題に対する対策としては、例えば、鋼中にTiNを微細分散させ、オーステナイトの粗大化を抑制したり、フェライト変態の核として利用したりする技術が実用化されている。さらに、特許文献 2 や特許文献 3 には、希土類元素(REM)をTiと複合添加して鋼中に微細粒子を分散させることにより、オーステナイトの粒成長を防止し、溶接部の靱性を向上する技術が開示されている。その他に、Tiの酸化物を分散させる技術やBNのフェライト核生成能を酸化物の分散と組み合わせる技術、さらには、CaやREMを添加することにより硫化物の形態を制御し、高靱性を得る技術も提案されている。

40

【0006】

一方、2相域再熱部、即ち最初の溶接時に溶融点直下の高温に曝され、続く重ね溶接時の再加熱によりフェライトとオーステナイトの2相域となる領域は、ボンド部以上に脆化する傾向がある。これは、2パス目以降の再加熱により、オーステナイト領域に炭素が濃化し、これが冷却中に、島状マルテンサイトを含む脆弱なベイナイト組織を生成し、靱性を劣化させるからである。この対策として、特許文献 4 には、低C、低Si化することによ

50

り島状マルテンサイトの生成を抑制し、さらにCuを添加することにより母材強度を高める技術が開示されている。

【特許文献1】特開平5-311324号公報

【特許文献2】特公平03-053367号公報

【特許文献3】特開平60-184663号公報

【特許文献4】特開平05-186823号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

一般に、耐火性の改善に有効な析出強化は、鋼の靱性を著しく低下させることが知られている。そのため、海洋構造物等に用いられる鋼のように母材および溶接部に対して厳しい低温靱性が要求される鋼に対して、耐火性の向上を図るために析出強化を用いた場合には、靱性を大きく劣化させることになる。そのため、従来、耐火性と母材および溶接部の低温靱性とを共に兼ね備えた鋼は存在していなかった。

10

【0008】

本発明の目的は、従来技術が抱える上記問題点を解決し、母材の強度や靱性および溶接熱影響部の靱性に優れると共に、従来鋼では考慮されていなかった耐火性にも優れる高張力鋼を有利に製造する方法を提案することにある。

【課題を解決するための手段】

【0009】

20

発明者らは、高張力鋼の溶接熱影響部の靱性を向上させつつ母材の高温強度をも向上させることができる方法について鋭意検討を行った。その結果、TiNのピンニング効果に加えてさらに、硫化物の形態制御のために添加しているCaの添加量を適正範囲にすることにより、溶接熱影響部の組織を微細にし、耐火性を向上させるために添加するMo等の元素の悪影響を緩和でき、ひいては、母材の耐火性と溶接熱影響部の靱性との両立が図られることを見出した。さらに、母材の強度靱性に及ぼす圧延条件の影響について検討したところ、圧延温度、冷却速度および冷却停止温度を制御すれば、母材の強度靱性に優れた高張力鋼を製造できることを見出した。

【0010】

上記知見に基き開発された本発明は、C：0.03～0.10mass%、Si：0.05～0.30mass%、Mn：0.6～1.7mass%、P：0.015mass%以下、S：0.0005～0.0050mass%、Al：0.005～0.06mass%、Cr：0.05～1.0mass%、Mo：0.2～0.5mass%、Nb：0.005～0.05mass%、Ti：0.005～0.02mass%、N：0.0030～0.0065mass%、Ca：0.0005～0.0030mass%を含有し、かつCa、OおよびSの含有量が、下記関係式；

30

$$\frac{0}{100} < \frac{(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O)}{(1.25 \times S)} < 1$$

を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼素材を1050～1250に加熱後、(Ar₃ + 100)以上の温度域における累積圧下率を50%以上とし、仕上げ温度を(Ar₃ - 100)～(Ar₃ + 100)とする熱間圧延をした後、冷却速度2～20 / secで600以下まで冷却することを特徴とする耐火性および溶接継手部靱性に優れる高張力鋼の製造方法である。

40

【0011】

本発明の鋼素材は、上記成分組成に加えてさらに、V：0.01～0.06mass%、Cu：0.1～1.0mass%およびNi：0.02～1.5mass%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

【0012】

また、本発明は、上記冷却後の高張力鋼を、さらに700以下の温度で焼戻し処理することを特徴とする。

【発明の効果】

50

【 0 0 1 3 】

本発明によれば、母材の常温強度や高温(600)強度ならびに靱性が良好で、しかも溶接熱影響部の靱性にも優れる、降伏強さが414MPa以上、引張強さが517MPa以上(A P I 規格 2 W - 6 0)の高張力鋼を安価に製造することができる。その結果、建築物や海洋構造物等の大型化や安全性向上、施工能率の向上に大いに寄与する。

【発明を実施するための最良の形態】

【 0 0 1 4 】

次に、本発明において、各成分の組成範囲を限定した理由について説明する。

C : 0.03 ~ 0.10mass%

Cは、構造用鋼としての必要な強度を得るためには、0.03mass%以上含有させる必要がある。一方、多過ぎると、溶接部の靱性低下を招くので、上限を0.10mass%とする必要がある。好ましくは、0.04 ~ 0.09mass%である。

10

【 0 0 1 5 】

Si : 0.05 ~ 0.30mass%

Siは、脱酸成分として0.05mass%以上添加する必要がある。一方、0.30mass%を超えると、多層盛溶接部の靱性を劣化させるため0.30mass%以下に制限する必要がある。

【 0 0 1 6 】

Mn : 0.6 ~ 1.7mass%

Mnは、母材の強度を確保するために0.6mass%以上添加する必要がある。一方、1.7mass%を超えると、溶接部の靱性を著しく劣化させるため、1.7mass%以下とする必要がある。好ましくは、0.8 ~ 1.6mass%である。

20

【 0 0 1 7 】

P : 0.015mass%以下

Pは、0.015mass%を超えると、溶接部の靱性を劣化させるため、0.015mass%以下に制限する。好ましくは、0.012mass%以下である。

【 0 0 1 8 】

S : 0.0005 ~ 0.0050mass%

Sは、0.0050mass%を超えて含有すると、母材および溶接部の靱性を劣化させるため、0.0050mass%以下とする。好ましくは、0.0040mass%以下である。一方、Sが0.0005mass%未満では、H A Zの組織微細化に有効な硫化物の量を確保できないので、Sは0.0005mass%以上とする。

30

【 0 0 1 9 】

Al : 0.005 ~ 0.06mass%

Alは、溶鋼を脱酸するために、0.005mass%以上含有させる必要がある。一方、0.06mass%を超えて含有すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接時の希釈により溶接金属部に混入して靱性を劣化させるため、0.06mass%以下に制限する必要がある。

【 0 0 2 0 】

Cr : 0.05 ~ 1.0mass%

Crは、鋼の常温および高温での強度上昇に有効に作用するが、その効果を得るためには0.05mass%以上添加する必要がある。一方、1.0mass%を超える添加は、靱性を劣化させる。よって、Crは、0.05 ~ 1.0mass%の範囲で添加する。

40

【 0 0 2 1 】

Mo : 0.2 ~ 0.5mass%

Moは、焼入性を向上すると共に、析出強化等により鋼の強度を上昇させる有効な元素であり、特に、中・高温強度の上昇に対して有効である。一方、大量の添加は、コスト上昇になる上、溶接性の劣化を招くため、0.2 ~ 0.5mass%の範囲に制限する。

【 0 0 2 2 】

Nb : 0.005 ~ 0.05mass%

Nbは、鋼の常温および高温強度の向上に有効であるが、その効果を得るには0.005mass%以上添加する必要がある。一方、0.05mass%を超える添加は、溶接部の靱性を劣化させ

50

る。よって、Nbは0.005～0.05mass%の範囲で添加する。

【0023】

Ti：0.005～0.02mass%

Tiは、凝固時にTiNとなって析出し、溶接部におけるオーステナイトの粗大化を抑制すると共に、フェライト変態核となってフェライト粒を微細化し高靱性化に寄与する。0.005mass%未満ではその効果が少なく、一方、0.02mass%を超えると、TiN粒子の粗大化によって期待した効果が得られなくなる。

【0024】

N：0.0030～0.0065mass%

Nは、TiNを必要量確保するために必要であり、十分なTiN量を得るためには0.0030mass%以上含有することが必要である。一方、0.0065mass%を超えると、溶接時の加熱によってTiNが溶解する温度領域における固溶N量が増加し、靱性を著しく低下させるため、0.0065mass%以下に制限する。

【0025】

Ca：0.0005～0.0030mass%

Caは、Sを固定して靱性を改善する元素である。このような効果を発揮させるためには、少なくとも0.0005mass%含有することが必要である。しかし、0.0030mass%を超えて含有してもその効果が飽和するため、Caの添加量は、0.0005～0.0030mass%の範囲とする。

【0026】

$$\frac{0}{Ca} < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S) < 1 \quad 20$$

Ca, OおよびSは、高温でも溶解しないフェライト変態生成核を微細分散させるためには、次式；

$$\frac{0}{Ca} < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S) < 1$$

ここに、Ca, O, S：各元素の含有量(mass%)

の関係を満足するよう含有する必要がある。上記式における、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S)$ は、硫化物形態制御に有効なCa濃度とSとの原子濃度の比を示す値であり、硫化物の形態を推定することができる(拝田他、「鉄と鋼」、日本鉄鋼協会、第66年(1980)、第3号、p.354～362)。この式を満たした場合には、硫化物の析出物は、CaS上にMnSが析出した複合硫化物の形態となる。

一方、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S) = 0$ の場合には、CaSが晶出しないため、Sは、MnS単独の形態で析出する。このMnSは、鋼板圧延時に伸長されて、母材の靱性の低下を引き起こすとともに、本発明の主眼である溶接熱影響部での変態生成核の微細分散が達成されない。逆に、 $1 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S)$ の場合には、Sが完全にCaによって固定され、フェライト生成核として働くMnSがCaS上に析出しないため、複合硫化物が生成核として十分な機能を発揮しない。よって、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S)$ は、0を超え1未満の範囲とする。好ましくは0.2～0.8の範囲である。

【0027】

本発明では、上記の必須成分に加えてさらに、強度および靱性を高めるために、V, CuおよびNiから選ばれる1種または2種以上を含有させることができる。

V：0.01～0.06mass%

Vは、微量の添加であっても高温強度の上昇に有効であるが、その効果を得るには0.01mass%以上の添加が好ましい。一方、過剰の添加は、溶接部の靱性を劣化させるので、0.06mass%以下とすることが好ましい。

【0028】

Cu：0.1～1.0mass%

Cuは、母材強度の上昇に有効であるが、その効果を得るには0.1mass%以上添加することが好ましい。一方、1.0mass%を超えると熱間脆性を生じ、鋼板の表面性状を劣化させるので、上限は1.0mass%とすることが好ましい。

10

20

30

40

50

【0029】

Ni : 0.02 ~ 1.5mass%

Niは、常温強度および低温靱性の向上に有効であるが、その効果を得るには0.02mass%以上の添加することが好ましい。一方、過剰の添加は、コストの増加を招くので上限は1.5mass%とするのが好ましい。

【0030】

次に、本発明の製造条件について説明する。

上記組成の溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の通常の方法で溶製し、連続鋳造法、造塊-分塊圧延法などの通常の方法でスラブ等の鋼素材とする。この素材を以下の工程により高張力鋼を製造する。

まず、上述した成分組成に調整した鋼素材を、1050 ~ 1250 の温度範囲に加熱する。1050 以上に加熱するのは、鋳造欠陥を圧着させるためである。しかし、1250 を超える温度に加熱すると、TiNが粗大化して溶接部の靱性の劣化を招くため、加熱温度は1250 以下に規制する必要がある。

【0031】

鋼素材を上記温度に加熱後、($A_{r_3} + 100$)以上の温度域における累積圧下率を50%以上とする熱間圧延を行う必要がある。この温度域で上記圧延を施すことにより、素材中央部に発生した鋳造欠陥を圧着できると共に、オーステナイト粒の再結晶を促進して組織を微細化し、ひいてはフェライト組織の微細化を達成し、優れた靱性を確保することができる。しかし、累積圧下率が50%未満であると、鋳造欠陥が圧着しなかったり、あるいは、加熱時の異常粗大粒が残存したりして、母材の靱性に悪影響を及ぼす。

【0032】

上記($A_{r_3} + 100$)以上の温度域における熱間圧延に引き続き、仕上圧延温度を($A_{r_3} - 100$) ~ ($A_{r_3} + 100$)の範囲とする熱間圧延を行った後、冷却速度2 ~ 20 /secで600 以下まで冷却し、その後、空冷する。

仕上圧延温度を、($A_{r_3} - 100$) ~ ($A_{r_3} + 100$)の範囲とする理由は、($A_{r_3} + 100$) 超えの温度で圧延を終了した場合には、粗大なオーステナイト粒が残存するため板厚中央部の靱性が劣化する。一方、($A_{r_3} - 100$) 未満の温度で圧延を終了した場合には、鋼板表面のフェライト粒が加工歪を受けて硬化し、表面の靱性が劣化するためである。また、熱間圧延後の冷却速度を2 ~ 20 /secとする理由は、2 /sec未満では、フェライト分率が増加するため母材の強度が大きく低下するからであり、一方、20 /sec超えでは、鋼板表面が著しく硬化し、靱性が低下するためである。さらに、冷却停止温度を600 以下とする理由は、600 超えで冷却を停止した場合には、フェライト分率が増加するため、母材の強度が大きく低下するからである。

【0033】

また、本発明では、鋼板の残留応力の低減を目的とし、上記した冷却後、700 以下の温度で焼戻し処理を施すことが好ましい。この効果を得るためには、焼戻し温度は500 以上であることが好ましく、一方、700 を超えると各種炭化物が析出して粗大化し、その後の高温強度を確保することが難しくなる。より好ましい焼戻し温度は、500 ~ 650 である。

【実施例1】

【0034】

表1に示す種々の成分組成に調整した鋼を溶製し、鋼スラブとした後、この鋼スラブを、表2に示す条件で熱間圧延を行い板厚40 ~ 75mmの厚鋼板を製造し、その後、焼戻し処理を行った。かくして得られた各厚鋼板について、引張試験及びシャルピー試験を実施した。引張試験片は、各鋼板の板厚1/4位置から、引張方向が圧延方向に対して垂直方向に平行になるようJIS4号引張試験片(丸棒)採取し、常温および600 の高温における降伏強さYS、引張強さTSを求めた。また、シャルピー衝撃試験片は、各鋼板の板厚中央部から、長さ方向が圧延方向に対して垂直方向に平行になるようJIS4号衝撃試験片を採取し、-40 における吸収エネルギーを求めた。また、各鋼板の溶接熱サイクル後の靱

10

20

30

40

50

性を評価するために、幅80mm×長さ80mm×厚み15mmの試験片を採取し、この試験片を1400に加熱後、800～500の冷却時間を40sec(サブマージアーク溶接での入熱量約40kJ/cm相当)とする熱サイクルを付与した後、この試験片から上記と同様にしてJIS 4号衝撃試験片を採取してシャルピー衝撃試験を実施し、延性脆性破面遷移温度 vT_{rs} を測定した。

【 0 0 3 5 】

【表 1】

銅塊 No.	化 学 成 分 (mass%)													A C R	Ar ₃ (°C)	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	N	Ca	O	V, Cu, Ni		
1	0.0048	0.16	1.15	0.004	0.0020	0.023	0.12	0.26	0.029	0.013	0.0036	0.0020	0.0021	—	0.429	808 発明例
2	0.052	0.13	1.05	0.010	0.0038	0.020	0.11	0.08	0.022	0.007	0.0036	0.0017	0.0017	—	0.217	814 発明例
3	0.058	0.14	1.20	0.006	0.0024	0.021	0.16	0.23	0.016	0.013	0.0060	0.0025	0.0024	Cu : 0.12	0.418	800 発明例
4	0.045	0.10	1.05	0.003	0.0032	0.022	0.10	0.30	0.022	0.014	0.0050	0.0025	0.0023	V : 0.022	0.332	816 発明例
5	0.060	0.26	1.09	0.006	0.0035	0.021	0.08	0.27	0.018	0.016	0.0049	0.0017	0.0016	—	0.241	809 発明例
6	0.067	0.25	0.91	0.005	0.0016	0.022	0.20	0.35	0.016	0.008	0.0041	0.0026	0.0021	—	0.779	818 発明例
7	0.021	0.27	0.91	0.008	0.0025	0.020	0.16	0.29	0.026	0.014	0.0046	0.0020	0.0022	—	0.319	832 比較例
8	0.130	0.18	1.21	0.005	0.0037	0.021	0.11	0.27	0.026	0.015	0.0044	0.0029	0.0021	V : 0.032	0.379	781 比較例
9	0.054	0.38	1.18	0.010	0.0019	0.023	0.12	0.30	0.019	0.016	0.0035	0.0024	0.0018	—	0.619	803 比較例
10	0.058	0.24	0.46	0.009	0.0026	0.024	0.16	0.30	0.027	0.014	0.0052	0.0026	0.0025	Cu : 0.22	0.415	854 比較例
11	0.050	0.12	2.06	0.004	0.0031	0.026	0.13	0.34	0.030	0.014	0.0043	0.0011	0.0025	—	0.085	739 比較例
12	0.044	0.15	1.06	0.022	0.0029	0.021	0.10	0.33	0.022	0.008	0.0048	0.0015	0.0021	—	0.205	815 比較例
13	0.048	0.24	1.22	0.011	0.0072	0.025	0.25	0.32	0.022	0.007	0.0040	0.0013	0.0017	Cu : 0.18	0.082	799 比較例
14	0.058	0.21	1.23	0.009	0.0023	0.071	0.09	0.35	0.024	0.016	0.0047	0.0023	0.0018	—	0.500	799 比較例
15	0.063	0.30	1.25	0.007	0.0031	0.021	1.22	0.26	0.019	0.012	0.0054	0.0018	0.0022	Ni : 0.23	0.237	765 比較例
16	0.064	0.13	1.13	0.009	0.0014	0.022	0.22	0.08	0.016	0.016	0.0047	0.0016	0.0022	—	0.455	805 比較例
17	0.058	0.28	1.18	0.006	0.0027	0.024	0.19	0.92	0.025	0.014	0.0050	0.0015	0.0022	—	0.193	796 比較例
18	0.048	0.14	1.05	0.006	0.0012	0.028	0.16	0.27	0.069	0.013	0.0051	0.0021	0.0021	Cu : 0.16	0.786	813 比較例
19	0.060	0.27	1.30	0.010	0.0039	0.028	0.18	0.34	0.019	0.026	0.0045	0.0020	0.0022	—	0.207	791 比較例
20	0.058	0.25	1.19	0.006	0.0030	0.025	0.14	0.35	0.016	0.007	0.0085	0.0018	0.0021	V : 0.042	0.235	801 比較例
21	0.047	0.13	1.32	0.006	0.0012	0.021	0.16	0.31	0.017	0.010	0.0047	0.0007	0.0033	—	-0.130	794 比較例
22	0.049	0.21	1.17	0.008	0.0009	0.026	0.11	0.27	0.022	0.014	0.0044	0.0021	0.0014	—	1.288	806 比較例
23	0.055	0.19	1.13	0.003	0.0031	0.023	0.09	0.25	0.026	0.011	0.0042	0.0021	0.0024	V : 0.080	0.259	808 比較例
24	0.063	0.25	1.24	0.006	0.0013	0.027	0.08	0.34	0.026	0.007	0.0060	0.0011	0.0021	Cu : 1.22	0.235	791 比較例

* : $ACR = (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 \times S)$

(注) : 下線を付記した箇所は、本発明の範囲外であることを示す。

上記測定の結果を、表 2 中に併記して示した。本発明の条件を満たす No. 1 ~ 6 は、いずれも、常温における降伏応力が 414MPa 以上、引張り強さが 517MPa 以上 (A P I 規格 2 W - 6 0)、- 40 における衝撃吸収エネルギー $vE_{.40}$ が 200J 以上の特性を有しており、母材の常温強度、靱性が共に優れていることがわかる。また、常温の降伏応力に対する 600 における降伏応力の比は 53(56) % 以上であり高温強度にも優れている。さらに再現熱サイクルによる H A Z 部の靱性も、延性脆性破面遷移温度 (vT_{rs}) が - 20 以下と優れた溶接熱影響部靱性を有する鋼材となっている。これに対して、本発明の範囲を外れる比較例 (No. 7 ~ 3 0) は、母材の降伏応力、引張り強さおよび $vE_{.40}$ 、600 における降伏応力、もしくは、再現 H A Z の vT_{rs} のいずれか 1 つ以上が本発明例と比較して劣っており、母材部の強度、靱性や高温強度および溶接熱影響部の靱性が共に優れた鋼となっていない。

10

【 0 0 3 7 】

【 表 2 】

鋼塊 No.	Ar ₃ (°C)	熱延条件			冷却条件		板厚 (mm)	焼戻し 温度 (°C)	常温母材特性			600°C YS (MPa)	600°CYS 常温YS (%)	HAZの vTrs (°C)	備考
		加熱 温度 (°C)	累積 圧下率 (%)	仕上 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)			YS (MPa)	TS (MPa)	v E-40°C (J)				
1	808	1144	60	798	10	480	50	580	462	553	299	275	60	-28	発明例
2	814	1115	60	793	10	450	50	560	440	552	319	265	60	-33	発明例
3	800	1105	65	814	12	550	40	600	500	601	228	279	56	-32	発明例
4	816	1137	65	809	12	510	40	580	425	521	367	274	64	-20	発明例
5	809	1137	50	821	5	350	75	550	421	526	290	282	67	-37	発明例
6	818	1102	50	830	5	350	75	540	467	667	212	275	59	-30	発明例
7	808	990	60	811	12	460	50	580	370	426	360	—	—	—	比較例
8	814	1288	60	824	12	480	50	—	452	565	27	—	—	—	比較例
9	800	1123	35	850	5	500	75	—	514	622	32	—	—	—	比較例
10	816	1133	60	957	10	510	50	550	435	552	16	—	—	—	比較例
11	809	1108	60	847	1	450	50	—	361	415	298	—	—	—	比較例
12	818	1092	60	855	10	650	50	—	355	408	276	—	—	—	比較例
13	832	1114	60	788	10	510	50	—	316	363	315	—	—	—	比較例
14	781	1124	60	801	10	470	50	550	588	676	14	—	—	—	比較例
15	803	1121	60	784	10	445	50	570	498	573	215	298	60	12	比較例
16	854	1117	65	849	12	490	40	540	362	416	375	—	—	—	比較例
17	739	1145	65	785	12	480	40	580	612	704	18	—	—	—	比較例
18	815	1097	65	860	12	480	40	580	418	480	22	—	—	—	比較例
19	799	1151	65	852	12	500	40	590	516	593	16	—	—	—	比較例
20	799	1163	50	805	5	385	75	560	507	583	38	—	—	—	比較例
21	765	1125	50	797	5	350	75	580	546	628	21	—	—	—	比較例
22	805	1095	60	850	10	450	50	550	421	534	344	188	45	—	比較例
23	796	1130	60	819	10	460	50	580	675	776	17	—	—	—	比較例
24	813	1128	60	763	10	465	50	570	542	623	31	—	—	—	比較例
25	791	1133	65	835	12	480	40	580	524	603	219	298	57	7	比較例
26	801	1157	65	781	12	480	40	550	498	573	89	—	—	—	比較例
27	794	1139	65	804	12	500	40	560	448	537	289	236	53	5	比較例
28	806	1105	50	819	5	355	75	550	508	584	323	278	55	16	比較例
29	808	1169	50	807	5	370	75	560	590	678	46	—	—	—	比較例
30	791	1124	50	817	5	370	75	560	648	745	14	—	—	—	比較例

注：下線を付した箇所は、本発明外であることを示す。また、一は、他の特性が劣るため測定しなかったことを示す。

【 産業上の利用可能性 】

【 0038 】

本発明により、耐火性と溶接部の靱性に優れた構造用の高張力鋼の製造が可能となる。そのため、耐火性が十分ではない従来鋼では、火災時の構造物の倒壊を防止するために、耐火被覆等の余分なコストが必要であったが、本発明鋼では、これを省略することができ

10

20

30

40

50

る。

フロントページの続き

(56)参考文献 特開2002-285239(JP,A)
特開2003-166017(JP,A)
特開平05-009575(JP,A)
特開平05-311324(JP,A)
特開昭58-077529(JP,A)
特開平05-255744(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 8/00 - 8/10
C22C 38/00 - 38/60