

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4028815号

(P4028815)

(45) 発行日 平成19年12月26日(2007.12.26)

(24) 登録日 平成19年10月19日(2007.10.19)

(51) Int. Cl.

F I

C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 A
C 2 1 D 8/00	(2006.01)	C 2 1 D 8/00	B
C 2 2 C 38/12	(2006.01)	C 2 2 C 38/12	
C 2 2 C 38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58	

請求項の数 11 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2003-121683 (P2003-121683)
 (22) 出願日 平成15年4月25日(2003.4.25)
 (65) 公開番号 特開2004-323933 (P2004-323933A)
 (43) 公開日 平成16年11月18日(2004.11.18)
 審査請求日 平成17年9月15日(2005.9.15)

(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
 (74) 代理人 100105441
 弁理士 田中 久喬
 (74) 代理人 100107892
 弁理士 内藤 俊太
 (72) 発明者 水谷 泰
 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社
 君津製鐵所内
 審査官 木村 孔一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温強度に優れた780MPa級高張力鋼ならびにその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼成分が質量%で、

C : 0.01%以上0.04%未満、

Si : 0.5%以下、

Mn : 1.6%~3.0%、

P : 0.02%以下、

S : 0.01%以下、

Mo : 0.3~1.5%、

Nb : 0.03~0.15%、

Ti : 0.005~0.025%、

B : 0.0005~0.003%、

Al : 0.06%以下、

N : 0.006%以下、

かつ、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項2】

質量%で、更に

Ni : 0.05~1.0%、

Cu : 0.05~1.0%、

10

20

Cr : 0.05 ~ 1.0 %、

V : 0.01 ~ 0.1 %

の範囲で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記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項3】

質量%で、更に

Ca : 0.0005 ~ 0.004 %、

REM : 0.0005 ~ 0.004 %

Mg : 0.0001 ~ 0.006 %

のいずれか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または2に記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。 10

【請求項4】

常温の降伏応力により高温時の降伏応力を無次元化した高温常温降伏応力比 p ($=$ 高温降伏応力 / 常温降伏応力) が、鋼材温度 T () が 700 以上800 以下の範囲で、 $p - 0.0033 \times T + 2.80$ を満足することを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項5】

常温においてベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織であり、火災相当の高温加熱時に、オーステナイトに逆変態する温度 (A_{c1}) が800 超であることを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の780MPa級高張力鋼。 20

【請求項6】

ベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合母相組織中で高温において熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率にて 5×10^{-4} 以上保持するとともに、BCC相中に固溶するMo、Nbの合計量がモル濃度にて 2×10^{-3} 以上であることを特徴とする請求項5に記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項7】

請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、かつ、

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

と定義する溶接割れ感受性組成 P_{CM} が0.22%以下で、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた780MPa高張力鋼。 30

【請求項8】

請求項4~6のいずれか1項の特徴を有し、ベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織を有することを特徴とする請求項7記載の高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項9】

旧オーステナイト粒の平均円相当径が120 μm 以下であることを特徴とする請求項8記載の高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼。

【請求項10】

請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片または鋳片を1100~1250の温度範囲に再加熱後、1100 以下の累積圧下量を30%以上として、850 以上の温度で圧延し、圧延終了後800 以上の温度から450 以下の温度までの冷却速度を $0.4 K s^{-1}$ 以上として、ミクロ組織をベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織とすることを特徴とする高温強度に優れた780MPa級高張力鋼の製造方法。 40

【請求項11】

請求項7記載の成分を有する鋼片または鋳片を1100~1250の温度範囲に再加熱後、1100 以下の累積圧下量を30%以上として、850 以上の温度で圧延し、圧延終了後800 以上の温度から450 以下の温度までの冷却速度を $0.4 K s^{-1}$ 50

¹ 以上として、ミクロ組織をベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた780MPa級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、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な構造物に用いる600以上800以下の温度範囲において、1時間程度の比較的短時間における高温強度が優れた低合金炭素添加の建築構造物用780MPa級高張力鋼（鋼板、鋼管、形鋼）、特に高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼およびその製造方法に関する

10

【0002】

【従来の技術】

例えば、建築、土木などの分野においては、各種建築用鋼材として、JIS等で規格化された鋼材等が広く利用されている。なお、一般の建築構造物用鋼材は、約350から強度低下するため、その許容温度は約500となっている。

【0003】

すなわち、ビルや事務所、住居、立体駐車場などの建築物に前記の鋼材を用いた場合は、火災における安全性を確保するため、十分な耐火被覆を施すことが義務付けられており、建築関連諸法令では、火災時に鋼材温度が350以上にならないように規定されている

20

【0004】

これは、前記鋼材では、350程度で耐力が常温の2/3程度になり、必要な強度を下回るためである。鋼材を建造物に利用する場合、火災時において鋼材の温度が350に達しないように耐火被覆を施して使用される。そのため、鋼材費用に対して耐火被覆工費が高額となり、建設コストが大幅に上昇することが避けられない。

【0005】

上記の課題を解決するため、高温耐力を備えた耐火鋼が開発されている。

【0006】

600以上での高温強度がある鋼の場合、一般に耐火鋼と呼称されており、600で常温降伏強度の2/3以上の高温強度を有する耐火鋼（例えば、特許文献1参照）や、700で高温強度が優れた耐火鋼（例えば、特許文献2参照）が提案されている。その他の600耐火鋼に関する発明の例でも、600での降伏強度を常温降伏強度の2/3以上とすることが一般的となっている。

30

【0007】

しかしながら、700耐火鋼、800耐火鋼は、現時点では高温強度の設定（常温降伏強度との比率）に一般則が見られない。例えば、特許文献1では、相当量のMoとNbを添加した鋼で、600の耐力が常温耐力の70%以上を確保するものであるが、700~800の耐力は示されていない。また、600の耐力が常温耐力の70%程度では、火災時の温度上昇を考慮すると、耐火被覆量の低減は可能であるものの、省略が可能となる建造物は立体駐車場やアトリウムなどの開放的空間に限定されるため、無耐火被覆での使用は著しく限定される。

40

【0008】

また、特許文献2では、相当量のMoとNbを添加した鋼でミクロ組織をベイナイトとすることにより、700の耐力が常温耐力の56%以上を確保するものであるが、800の耐力は示されていない。

【0009】

すなわち、これらの例のように600程度の高温強度を確保した鋼は、すでに市場でも使用されており、700で一定の強度を確保する鋼材の発明がなされているが、700~800での高温強度を確保できる実用鋼の安定的な製造は困難であった。

50

【 0 0 1 0 】

【 特許文献 1 】

特開平 2 - 7 7 5 2 3 号公報

【 特許文献 2 】

特開平 1 0 - 6 8 0 4 4 号公報

【 0 0 1 1 】

【 発明が解決しようとする課題 】

前述のように建築物に鋼材を利用する場合、通常の鋼では高温強度が低いため、無被覆や耐火被覆軽減で利用することができず、高価な耐火被覆を施さなければならなかった。

【 0 0 1 2 】

また、新しく開発された鋼でも、耐火温度は 6 0 0 ~ 7 0 0 までの保証が限界であり、7 0 0 、 8 0 0 での無耐火被覆使用及びこれによる耐火被覆工程の省略が可能となる 7 8 0 M P a 級高張力鋼材の開発が望まれていた。

【 0 0 1 3 】

本発明の目的は 6 0 0 、 7 0 0 、 8 0 0 での高温強度が優れた及び溶接性に優れた 7 8 0 M P a 級高張力鋼及び当該鋼を工業的に安定して供給可能な製造方法を提供することにある。

【 0 0 1 4 】

【 課題を解決するための手段 】

本発明は前述の課題を克服するために、ミクロ組織と添加合金元素量等を最適範囲とすることで目的を達成したもので、その要旨は以下に示す通りである。

【 0 0 1 5 】

(1) 鋼成分が質量%で、
 C : 0 . 0 1 % 以上 0 . 0 4 % 未満、
 S i : 0 . 5 % 以下、
 M n : 1 . 6 % ~ 3 . 0 % 、
 P : 0 . 0 2 % 以下、
 S : 0 . 0 1 % 以下、
 M o : 0 . 3 ~ 1 . 5 % 、
 N b : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 5 % 、
 T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 5 % 、
 B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 % 、
 A l : 0 . 0 6 % 以下、
 N : 0 . 0 0 6 % 以下、

かつ、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度に優れた 7 8 0 M P a 級高張力鋼。

【 0 0 1 6 】

(2) 質量%で、更に
 N i : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 % 、
 C u : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 % 、
 C r : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 % 、
 V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %

の範囲で 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする上記 (1) 記載の高温強度に優れた 7 8 0 M P a 級高張力鋼。

【 0 0 1 7 】

(3) 質量%で、更に
 C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 4 % 、
 R E M : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 4 %
 M g : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 6 %

のいずれか 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする上記 (1) または (2) に記

10

20

30

40

50

載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【0018】

(4) 常温の降伏応力により高温時の降伏応力を無次元化した高温常温降伏応力比 p (= 高温降伏力 / 常温降伏力)が、鋼材温度 T ()が700 以上800 以下の範囲で、 $p = 0.0033 \times T + 2.80$ を満足することを特徴とする上記(1) ~ (3)のいずれか1項に記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【0019】

(5) 常温においてベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織であり、火災相当の高温加熱時に、オーステナイトに逆変態する温度(A_c1)が800 超であることを特徴とする上記(1) ~ (4)のいずれか1項に記載の780MPa級高張力鋼。 10

【0020】

(6) ベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合母相組織中で高温において熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率にて 5×10^{-4} 以上保持するとともに、BCC相中に固溶するMo、Nbの合計量がモル濃度にて 2×10^{-3} 以上であることを特徴とする上記(5)に記載の高温強度に優れた780MPa級高張力鋼。

【0021】

(7) 上記(1) ~ (3)のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、かつ、 $P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$ 20
と定義する溶接割れ感受性組成 P_{CM} が0.22%以下で、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた780MPa高張力鋼。

【0022】

(8) 上記(4) ~ (6)のいずれか1項の特徴を有し、ベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織を有することを特徴とする上記(7)記載の高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼。

【0023】

(9) 旧オーステナイト粒の平均円相当径が120 μm 以下であることを特徴とする上記(8)記載の高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼。 30

【0024】

(10) 上記(1) ~ (3)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片または鋳片を1100 ~ 1250 の温度範囲に再加熱後、1100 以下での累積圧下量を30%以上として、850 以上の温度で圧延し、圧延終了後800 以上の温度から450 以下の温度までの冷却速度を0.4Ks⁻¹以上として、ミクロ組織をベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織とすることを特徴とする高温強度に優れた780MPa級高張力鋼の製造方法。

【0025】

(11) 上記(7)記載の成分を有する鋼片または鋳片を1100 ~ 1250 の温度範囲に再加熱後、1100 以下での累積圧下量を30%以上として、850 以上の温度で圧延し、圧延終了後800 以上の温度から450 以下の温度までの冷却速度を0.4Ks⁻¹以上として、ミクロ組織をベイナイト単組織あるいはベイナイト及び5%以下のフェライトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた780MPa級高張力鋼の製造方法。 40

【0026】

【発明の実施の形態】

以下、本発明の詳細を説明する。

【0027】

本発明者らはすでに、600 、700 の高温強度が優れた鋼を見出した。600 の高温強度が優れた鋼はすでに建築分野で使用されているが、市場では更に高温での強度を 50

高めた高張力鋼への強い要求がある。

【0028】

高温強度増加に対しては、Mo、Nbの複合添加により高温にて安定な炭窒化物の析出を促進するとともに、ミクロ組織のベイナイト化により転位密度の増大し、さらには固溶Mo及びNbにより転位回復の遅延を図ることが有効である。ベイナイト組織を安定的に造り込み、所要の常温強度範囲を達成するには低C化が有効である。低C化は、ベイナイト単組織あるいはベイナイトと5%以下のフェライトの混合組織の高温における熱力学的安定性を高め、オーステナイトへの逆変態温度(Ac1)を上昇させる効果も持つ。しかし、この場合、ミクロ組織及び材質が圧延条件とその後の冷却条件により影響を受けやすく、安定的な製造が困難であることが判明した。ミクロ組織制御と高温強度の増加に取り組んだ結果、適量のB添加が製造安定化に有効であることを知見し、本発明に至った。

10

【0029】

一般的な溶接構造用鋼として、溶接性や低降伏強度比等の特性は、従来と同様に具備する必要があるため、700、800の高温強度が優れた鋼は極めて困難な課題であった。この課題を解決するため、本発明者らは鋭意検討し、700、800の高温強度はMo、Nb、V、Ti等の合金元素の複合添加による析出強化とミクロ組織のベイナイト化による転位密度の増大、さらには固溶Mo、Nb、Vによる転位回復遅延が有効であり、Tiも若干の効果があることを突き止めた。したがって、700、800の強度と常温の強度、常温と高温の強度比(YS比=高温強度/常温強度)の全てを同時に確保するためには、ミクロ組織をベイナイト単組織あるいはベイナイトと5%以下のフェライトの混合組織とするとともに、添加合金元素量を最適範囲として、高温における母相組織の熱的安定性と適切な整合析出強化効果及び転位回復遅延効果を得ることが重要であることを見出した。

20

【0030】

鋼材の降伏強度は、一般に450近傍から急激に低下するが、これは、温度上昇に伴い熱活性化エネルギーが低下し、転位のすべり運動に対して低温では有効であった抵抗が無効となるためである。本発明者らはMo、Nb、V、Tiの複合炭窒化物は、転位のすべり運動に対して600程度の高温まで有効な抵抗として作用することを見出した。更に、BCC相中に固溶したMo、Nb、V、Tiは、転位回復遅延に対して有効であり、降伏強度の急激な低下が始まる温度を高温化する効果を持つことを見出すに至った。したがって、700、800において、鋼材温度をT()として、高温常温降伏応力比 $p(= \text{高温降伏応力} / \text{常温降伏応力})$ が、 $p - 0.0033 \times T + 2.80$ を満足する、すなわち、降伏応力比がそれぞれ49%、16%以上となるためには、当該温度におけるMo、Nb、V、Tiの複合炭窒化物はモル分率にて 5×10^{-4} 以上であるとともに、BCC相中に固溶するMo、Nb、V、Tiの合計量がモル濃度にて 2×10^{-3} 以上でなければならない。

30

【0031】

高温強度発現に重要である複合炭窒化析出相の組成は、例えば電子顕微鏡やEDXによる分析により容易に同定可能である。

【0032】

また、熱力学的に安定な析出相の平衡生成量及びBCC相中の固溶合金元素量については、市販の熱力学計算データベースソフト等利用することにより、添加合金元素量より容易に算出可能である。

40

【0033】

本発明者らは、前記の鋼成分において、製造の効率を阻害することなく、安定的にベイナイト単組織あるいはベイナイトと5%以下のフェライトの混合組織を生成させる方法について検討し、適量のB添加が必須であることを見出した。

【0034】

本発明が、請求項の通りに鋼成分及び製造方法を限定した理由について説明する。

【0035】

50

常温と高温の強度を同時に確保するためには、相当量の合金元素の添加が必要であり、780MPa以上の高張力鋼では、Mo：0.3～1.5%、Nb：0.03～0.15%が必要である。

【0036】

また、高温強度の向上に対して、更に、Ti：0.005～0.025%、V：0.01～0.1%の範囲の添加が有効である。

【0037】

Mo、Nb、Ti、V等は主に高温強度の確保のためであり、Mnの範囲限定は、常温強度を所定の範囲とするためである。

【0038】

鋼の加熱温度はMo、Nb、Ti、Vをできるだけ固溶状態とするために高い温度が望ましいが、母材の靱性確保の観点から1100～1250に限定した。

【0039】

圧延終了温度は、低温域の圧下を過大にとると、フェライト変態が促進され強度確保が困難となること、更に、Nb、Ti、Vが炭化物として析出するため850が下限の温度であり、1100を超える温度で圧延を終了すると靱性が不足するためである。

【0040】

なお、本発明鋼を製造後、脱水素などの目的でAc1変態点以下の温度に再加熱しても、本発明鋼の特徴は何ら損なわれることはない。

【0041】

次に、本説明に関わるその他の成分元素とその添加量について説明する。

【0042】

Cは、鋼材の特性に最も顕著な効果を及ぼすもので、狭い範囲に制御されなければならない。0.01以上0.04%未満が限定範囲である。これ未満のC量では強度が不足し、この以上となると高温におけるMo、Nb、V、Ti炭化物の生成駆動力が過大となり、炭化物が粗大となって析出相の整合性が消失し、析出強化効果が損なわれるとともに靱性が低下する。更に、高温にてBCC相中に固溶するMo、Nb、V、Tiの合計量をモル濃度にて 2×10^{-3} 以上確保するために必要とされる合金元素添加量が増大し、合金コストが増加して経済性を阻害するとともに、HAZ靱性が著しく悪化する。

【0043】

Siは、脱酸上鋼に含まれる元素であり、置換型の固溶強化作用を持つことから常温での母材強度向上に有効であるが、特に600超の高温強度を改善する効果はない。また、多く添加すると溶接性、HAZ靱性が劣化するため、上限を0.5%に限定した。鋼の脱酸はTi、Alのみでも可能であり、HAZ靱性、焼入性などの観点から低いほど好ましく、必ずしも添加する必要はない。

【0044】

Mnは、強度、靱性を確保する上で不可欠な元素ではある。置換型の固溶強化元素であるMnは、特に常温での強度上昇には有効であり、780MPa級高張力鋼の所要強度を達成するためには、1.6%以上の添加が必要である。しかし、600超の高温強度にはあまり大きな改善効果はない。したがって、本発明のような比較的多量のMoを含有する鋼においては、溶接性向上すなわち P_{CM} 低減の観点から3.0%以下に限定した。Mn添加量を低く抑えた場合、連続鑄造スラブの中心偏析の点からも有利となる。

【0045】

常温の降伏強度及び引張り強度を780MPa級高張力鋼の所要範囲とするためには、圧延終了後800以上の温度から650以下の温度までの冷却速度を 0.5 K s^{-1} 以上とする必要がある。すなわち、約20mm未満の比較的薄い鋼板は空冷にて、約20mm超の比較的厚い鋼板は加速冷却（水冷）を適用して製造する必要がある。

【0046】

Pは、本発明鋼においては不純物であり、P量の低減はHAZにおける粒界破壊を減少させる傾向があるため、少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣

10

20

30

40

50

化させるため上限を 0.02%とした。

【0047】

Sは、Pと同様本発明鋼においては不純物であり、母材の低温靱性の観点からは少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を 0.01%とした。

【0048】

Moは、700、800の高温強度を確保する上で必要不可欠の元素で、本発明においては最も重要な元素の一つである。高温において熱力学的に安定な十分量の炭窒化物を生成するとともに、転位回復抑制に対して有効なBCC相中の固溶量を確保する観点から、下限を 0.3%とした。1.5%超の添加は、母材靱性劣化の要因となるとともに、経済性を失するため 0.3~1.5%を限定範囲とした。

10

【0049】

Nbは、Moを比較的多量添加する本発明においては、700、800の高温強度を確保するために重要な役割を演ずる元素である。まず、一般的な効果として、オーステナイトの再結晶温度を上昇させ、熱間圧延時の制御圧延の効果を最大限に発揮する上で有用な元素である。また、圧延に先立つ再加熱や焼きならしや焼入れ時の加熱オーステナイトの細粒化にも寄与する。更に、析出硬化として強度向上効果を有し、Moとの複合添加により高温強度向上にも寄与する。0.03%未満では700及び800における析出強化及び転位回復抑制の効果が少なく、0.15%を超えると添加量に対し硬化の度合いが減少し、経済的にも好ましくない。また、溶接時の靱性も低下する。よって 0.03~0.15%が限定範囲である。

20

Tiは、Nbと同様に高温強度上昇に有効である。特に、母材及び溶接部靱性に対する要求が厳しい場合には、添加することが好ましい。なぜならばTiは、Al量が少ないとき(例えば0.003%以下)、Oと結合してTi₂O₃を主成分とする析出物を形成、粒内変態フェライト生成の核となり溶接部靱性を向上させる。また、TiはNと結合してTiNとしてスラブ中に微細析出し、加熱時の粒の粗大化を抑え圧延組織の細粒化に有効であり、また鋼板中に存在する微細TiNは、溶接時に溶接熱影響部組織を細粒化するためである。これらの効果を得るためには、Tiは最低0.005%必要である。しかし多すぎるとTiCを形成し、低温靱性や溶接性を劣化させるので、その上限は0.025%である。

30

【0050】

Bは、ベイナイトの生成率を介して強度を制御する上で極めて重要である。すなわち、Bはオーステナイト粒界に偏析してフェライトの生成を抑制することを介して焼入性を向上させ、冷却速度が比較的小さい場合においてもベイナイトを安定的に生成させるのに有効である。この効果を享受するため、最低0.0005%以上必要である。しかし、多すぎる添加は焼入性向上効果が飽和するだけでなく、旧オーステナイト粒界の脆化や靱性上有害となるB析出物を形成する可能性があるため、上限を 0.003%とした。なお、タンク用鋼などとして、応力腐食割れが懸念されるケースでは、母材及び溶接熱影響部の硬さの低減がポイントとなることが多く(例えば、硫化物応力腐食割れ(SCC)防止のためにはHRC 22(HV 248)が必須とされる)、そのようなケースでは焼入性を増大させる過剰なB添加は好ましくない。

40

【0051】

Alは、一般に脱酸上鋼に含まれる元素であるが、脱酸はSiまたはTiだけでも十分であり、本発明鋼においては、その下限は限定しない(0%を含む)。しかし、Al量が多くなると鋼の清浄度が悪くなるだけでなく、溶接金属の靱性が劣化するので上限を 0.06%とした。

【0052】

Nは、不可避の不純物として鋼中に含まれるものであるが、後述するTiやNbを添加した場合、TiNを形成して鋼の性質を高め、Nbと結合して炭窒化物を形成して強度を増加させる。このため、N量として最低0.001%必要である。しかしながら、N量の増

50

加はH A Z韌性、溶接性に極めて有害であり、本発明鋼においてはその上限は0.006%である。

【0053】

次に、必要に応じて含有することができるNi、Cu、Cr、V、Ca、REM、Mgの添加理由と添加量範囲について説明する。基本となる成分に、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度、韌性等の特性を向上させるためである。したがって、その添加量は自ずと制限されるべき性質のものである。

【0054】

Niは、溶接性、H A Z韌性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、韌性を向上させる。これら効果を発揮させるためには、少なくとも0.05%以上の添加が必須である。一方、過剰な添加すると経済性を損なうだけでなく、溶接性に好ましくないため、上限を1.0%とした。

【0055】

Cuは、Niとほぼ同様の効果、現象を示し、上限の1.0%は溶接性劣化に加え、過剰な添加は熱間圧延時にCu-クラックが発生し製造困難となるため規制される。下限は実質的な効果が得られるための最小量とすべきで0.05%である。

【0056】

Crは、母材の強度、韌性をともに向上させる。しかし、添加量が多すぎると母材、溶接部の韌性及び溶接性を劣化させるため、限定範囲を0.05~1.0%とした。

【0057】

上記、Cu、Ni、Crは、母材の強度、韌性上の観点のみならず、耐候性にも有効であり、そのような目的においては、溶接性を損ねない範囲で添加することが好ましい。

【0059】

Vは、Nbとほぼ同様の作用を有するものであるが、Nbに比べてその効果は小さい。また、Vは焼入れ性にも影響を及ぼし、高温強度向上にも寄与する。Nbと同様の効果は0.01%未満では効果が少なく、上限は0.10%まで許容できる。

【0060】

Ca、REMは不純物であるSと結合し、韌性の向上や溶接部の拡散水素による誘起割れを抑制する働きを有するが、多すぎると粗大な介在物を形成し悪影響を及ぼすので、それぞれ0.0005~0.004%、0.0005~0.004%が適正範囲である。

【0061】

Mgは、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の成長を抑制し、微細化する作用があり、溶接部の強靱化が図れる。このような効果を楽しむためには、Mgは0.0001%以上必要である。一方、添加量が増えると添加量に対する効果代が小さくなり、経済性を失するため、上限は0.006%とした。

【0062】

鋼の個々の成分を限定しても、成分系全体が適切でないと優れた特性は得られない。このため、 P_{CM} の値を0.22%以下の範囲に限定する。 P_{CM} は溶接性を表す指標で、低いほど溶接性は良好である。本発明鋼においては、 P_{CM} が0.18%以下の範囲であれば優れた溶接性の確保が可能である。なお、溶接割れ感受性組成 P_{CM} は以下の式により定義する。

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

【0063】

なお、Mo、Nb、Vと同様に、Wを適量添加して、高温強度を確保することも本発明鋼の特性を向上させる有効な手段である。

【0064】

更に、鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向1/4厚位置において、最終変態組織の旧オーステナイト粒径を平均円相当直径で120 μ m以下に限定する。これは、旧オーステナイト粒径が組織とともに韌性に大きな影響を及ぼすため、特に本発明のような比較的多量

10

20

30

40

50

のMn添加鋼において靱性を高めるためには、旧オーステナイト粒径を小さく制御することは重要かつ必須である。前記旧オーステナイト粒径の限定理由は、発明者らの製造条件を種々変更した実験結果に基づくもので、平均円相当直径で120 μ m以下であれば、本発明よりも低Mnである鋼と遜色ない靱性を確保できる。なお、旧オーステナイト粒は、その判別が必ずしも容易ではないケースも少なからずある。このような場合には、板厚1/4厚位置を中心として、鋼板の最終圧延方向と直角方向に採取した切り欠き付き衝撃試験片、例えば、JIS Z 2202 4号試験片(2mmVノッチ)などを用い、十分低温で、脆性破壊させた際の破面単位を旧オーステナイト粒径と読み替え得る有効結晶粒径と定義し、その平均円相当直径を測定することとし、この場合でも同様に120 μ m以下であることが必要である。

10

【0065】

【実施例】

転炉 - 連続鋳造 - 厚板工程で種々の鋼成分の鋼板(厚さ15~50mm)を製造し、その強度、降伏比(YR)、靱性、700、800における降伏強さ、予熱なし(室温)におけるy割れ試験時のルート割れの有無等を調査した。

【0066】

表1及び表2に比較鋼とともに本発明鋼の鋼成分を、表3に鋼板の製造条件及び組織、表4に諸特性の調査結果を示す。

【0067】

【表1】

20

区分	鋼	化学成分(mass%)																P _{Ca} ¹⁾	C _{eq} ²⁾			
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B	Al	N	Ni	Cu	Cr	V	Ca			REM	Me	
本 願	1	0.024	0.12	2.40	0.0030	0.0055	0.80	0.050	0.015	12	0.032	51							0.207	0.629		
	2	0.018	0.11	2.60	0.0040	0.0045	0.60	0.059	0.012	15	0.043	32							0.199	0.606		
	3	0.028	0.05	2.00	0.0035	0.0048	0.45	0.045	0.018	11	0.040	24				0.055			0.0025	0.171	0.480	
	4	0.035	0.08	1.80	0.0061	0.0078	1.20	0.050	0.022	9	0.002	35	0.32				0.0020			0.218	0.646	
	5	0.017	0.45	2.20	0.0055	0.0036	0.75	0.062	0.015	11	0.050	26				0.040	0.0016			0.202	0.593	
	6	0.011	0.20	2.35	0.0040	0.0028	0.77	0.038	0.012	14	0.004	52			0.50					0.219	0.704	
	7	0.029	0.25	2.00	0.0026	0.0041	1.05	0.042	0.010	12	0.030	40			0.30					0.217	0.638	
	8	0.020	0.12	2.40	0.0060	0.0028	0.80	0.080	0.015	8	0.030	35								0.216	0.685	
	9	0.021	0.21	2.60	0.0050	0.0020	0.75	0.110	0.012	10	0.025	30				0.021				0.0021	0.215	0.652
	10	0.022	0.06	2.80	0.0052	0.0035	0.55	0.050	0.012	9	0.040	45	0.2							0.215	0.629	
比 較	11	0.045	0.15	1.80	0.0062	0.0065	1.10	0.058	0.012	11	0.020	41							0.219	0.626		
	12	0.008	0.25	2.00	0.0040	0.0032	1.25	0.065	0.008	18	0.033	35						0.002	0.209	0.664		
	13	0.020	0.08	3.20	0.0039	0.0049	0.50	0.056	0.021	10	0.035	33				0.045			0.0030	0.226	0.685	
	14	0.020	0.20	2.20	0.0220	0.0080	0.90	0.048	0.012	9	0.025	42	0.33				0.0015			0.207	0.628	
	15	0.024	0.14	2.40	0.0083	0.0050	0.80	0.030	0.012	10	0.004	31					0.0018			0.207	0.630	
	16	0.018	0.14	2.20	0.0042	0.0025	1.10	0.160	0.007	12	0.004	53							0.212	0.666		
	17	0.024	0.10	2.20	0.0041	0.0040	1.05	0.038	0.004	10	0.030	42				0.038				0.216	0.660	
	18	0.018	0.12	2.00	0.0075	0.0028	1.15	0.080	0.015	4	0.035	34			0.30				0.216	0.704		
	19	0.029	0.25	2.00	0.0026	0.0041	1.10	0.042	0.010	12	0.030	40							0.217	0.648		
	20	0.029	0.25	2.00	0.0026	0.0041	1.10	0.042	0.010	12	0.030	40							0.217	0.648		
	21	0.029	0.25	2.00	0.0026	0.0041	1.10	0.042	0.010	12	0.030	40							0.217	0.648		
	22	0.029	0.25	2.00	0.0026	0.0041	1.10	0.042	0.010	12	0.030	40							0.217	0.648		

1) P_{Ca}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

2) C_{eq}=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

* B, Niはppm表示

【 0 0 6 8 】

【 表 2 】

10

20

30

40

区分	鋼	加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	1100°C以下の累積圧下量 (%)	加速冷却開始温度 (°C)	加速冷却停止温度 (°C)	板厚 (mm)	α ₉₅ 分率 (%)	旧γ粒径 (μm)	子熱処理の割れ試験結果 ²⁾	常温強度			vTis (°C)	700°C		800°C		再現HAZ割れ性 ³⁾ (J)		
											降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	降伏比 (%)		降伏強度 (MPa)	実降伏SHC ⁴⁾ (MPa)	降伏強度 (MPa)	実降伏SHC ⁴⁾ (MPa)		降伏強度 (MPa)	実降伏SHC ⁴⁾ (MPa)
本発明鋼	1	1150	870	50	-	-	18	100	50	No crack	668	825	81	67	448	71	67	145	33	22	241
	2	1150	880	35	-	-	22	100	46	No crack	642	800	80	69	432	69	67	147	33	23	222
	3	1150	850	50	820	450	32	100	56	No crack	634	790	80	70	440	70	69	150	34	24	187
	4	1100	870	55	-	-	16	95	51	No crack	697	850	82	72	452	72	65	144	33	21	206
	5	1100	850	40	820	250	50	100	43	No crack	691	835	83	71	446	71	65	142	32	21	206
	6	1100	900	60	-	-	15	98	68	No crack	712	890	80	73	453	73	65	145	33	20	250
	7	1200	870	50	840	430	25	100	77	No crack	721	870	83	72	451	72	63	146	33	20	264
	8	1200	880	50	820	250	40	100	45	No crack	715	880	81	71	446	71	62	145	33	20	221
	9	1200	860	50	-	-	20	100	38	No crack	698	865	81	68	430	68	62	142	32	20	125
	10	1200	880	50	820	450	45	100	62	No crack	704	862	82	70	444	70	63	149	34	21	227
比較鋼	11	1150	850	60	-	-	18	100	68	No crack	698	842	83	63	398	63	57	115	26	16	208
	12	1150	825	50	-	-	15	100	52	No crack	592	700	85	48	282	45	48	85	19	14	230
	13	1150	870	50	-	-	20	95	66	Cracking	720	865	83	70	444	70	62	145	33	20	28
	14	1150	880	35	840	280	25	100	48	No crack	735	880	84	5	460	73	63	147	33	20	21
	15	1200	875	40	840	250	40	100	55	No crack	710	870	82	25	324	51	45	84	19	12	241
	16	1150	900	50	820	450	27	100	33	No crack	731	894	82	15	455	72	62	150	34	21	18
	17	1220	895	50	-	-	16	100	160	No crack	702	882	80	15	447	71	64	142	32	20	15
	18	1200	860	60	-	-	15	65	62	No crack	724	910	80	80	462	73	64	110	25	15	284
	19	1050	855	50	-	-	16	100	52	No crack	655	844	79	34	285	45	43	92	21	14	220
	20	1270	860	60	-	-	15	100	185	No crack	675	832	81	10	432	69	64	145	33	21	32
	21	1100	815	50	-	-	22	75	45	No crack	610	692	88	45	310	49	51	102	23	17	198
	22	1200	880	60	840	550	50	70	80	No crack	595	721	83	55	285	45	48	92	21	15	241

1) 鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向1/4厚位置での旧オーステナイト粒の平均円相当直径。

2) JIS Z 3150 斜め形溶接割れ試験。

3) 700°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

4) 700°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績値に対する比。

5) 800°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

6) 800°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績値に対する比。

7) PT1:400°C、Δ46/5=29S。

【0069】

本発明鋼 No. 1 ~ 10 の例では、ミクロ組織がベイナイト単組織あるいはベイナイト及び微量フェライトの混合組織となっており、かつ旧オーステナイト粒径の平均円相当直径が120 μm以下である。更に、780 MPa級鋼の常温の強度レベルを満足し、降伏比(YR)も~83%で85%未満である。また、700、800のYSは常温の規格降伏強度のそれぞれ、68%、32%以上の良好な値で、実績降伏強度の比についても、

700、800 でそれぞれ62%、20%以上の優れた値である。

【0070】

これに対し、比較鋼No. 11では、Cが過剰であり、常温強度については780MPa級高張力鋼の所要を満足しているが、炭化物が粗大になるとともに、Ac1変態点が800以下となり、母相と析出相の整合性が消失したため、700の降伏強度が420MPa(780MPa級常温規格強度630MPaの2/3)未満で、800の強度も140MPa(780MPa級常温規格強度630MPaの2/9)未満と低い。

【0071】

比較鋼No. 12では、Cが不足であり、780MPa級として、常温の降伏強度、引張強度、高温の降伏強度が不足した。

10

【0072】

比較鋼No. 13では、Mn量が3.0%を超えているため、予熱なしでのy割れ試験においてルート割れが発生した。また、再現HAZ吸収エネルギー値も低い。

【0073】

比較鋼No. 14では、Pが0.02%を超えているため、母材の延性脆性遷移温度、0での再現HAZの吸収エネルギー値ともに劣化している。

【0074】

比較鋼No. 15では、常温強度、YR等は良好な結果であるが、MoとNbの合計添加量が不足のため、炭化物生成量及び高温におけるBCC相中の固溶Mo、Nbの合計量が不足し、700の降伏強度が420MPa(780MPa級常温規格強度630MPaの2/3)未満で、800の強度も140MPa(780MPa級常温規格強度630MPaの2/9)未満と低い。

20

【0075】

比較鋼No. 16では、Nb量が過剰であるため、高温強度については高い値が得られるが、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0076】

比較鋼No. 17では、粒が粗大化したため、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0077】

比較鋼No. 18では、B添加量が不足し、十分な焼入れ性を得ることができず、ミクロ組織のベイナイト分率が過少のため、常温、高温ともに降伏強度が780MPa級の規格値下限を下回った。

30

【0078】

比較鋼No. 19では、再加熱温度が1100未満のため、再加熱時に添加合金元素がオーステナイト中に固溶せず十分な析出強化が得られず、常温については降伏強度、引張り強度、YRともに良好な結果であるが、780MPa級として700、800の降伏強度が不足した。

【0079】

比較鋼No. 20では、再加熱温度が1250を超えたため、再加熱時にオーステナイト粒が粗大化し、更に、1100以下での累積圧下量が30%未満のため、圧延終了後の旧オーステナイト粒が粗大であり、再現HAZの吸収エネルギー値が低い。

40

【0080】

比較鋼No. 21では、850未満の温度で圧延を行ったため、炭化物の析出が促進され粗大となったため、十分な析出強化が得られず、またフェライトが過剰に生成したため、常温、高温ともに780MPa級としての降伏強度が不足した。

【0081】

比較鋼No. 22では、圧延後水冷を行うことにより常温強度の上昇を図ったが、板厚が大きく、かつ、加速冷却終了温度が高かったため、1/4厚部における / 変態温度近傍での冷却速度が不足により、フェライトが過剰に生成したため、常温、高温ともに780MPa級としての降伏強度が不足した。

【0082】

50

【発明の効果】

本発明の化学成分及び製造法で製造した鋼材は、ミクロ組織がフェライト・ベイナイトの混合組織であり、常温強度が780MPaの規格値を満足し、YRが85%以下、700、800の降伏強度がそれぞれ常温規格値の2/3以上、2/9以上等の特性を持ち、建築用耐火鋼材としての必要な特性を兼ね備えており、従来になく新しい鋼材である。

フロントページの続き

- (56)参考文献 特開平06 - 017124 (JP, A)
特開平10 - 068044 (JP, A)
特開平05 - 306411 (JP, A)
特開平05 - 125440 (JP, A)
特開2002 - 020832 (JP, A)
特開平08 - 283900 (JP, A)
特開2001 - 226740 (JP, A)
特開平05 - 171265 (JP, A)
特開平10 - 121194 (JP, A)
特開平02 - 077523 (JP, A)
特開2001 - 220644 (JP, A)
特開平10 - 096043 (JP, A)
特開2000 - 282167 (JP, A)
特開2004 - 204342 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00

C21D 8/00