

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5037204号
(P5037204)

(45) 発行日 平成24年9月26日(2012.9.26)

(24) 登録日 平成24年7月13日(2012.7.13)

(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 38/14 (2006.01)		C 2 2 C 38/14

請求項の数 4 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2007-104945 (P2007-104945)	(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
(22) 出願日	平成19年4月12日(2007.4.12)	(74) 代理人	100107892 弁理士 内藤 俊太
(65) 公開番号	特開2008-261012 (P2008-261012A)	(74) 代理人	100105441 弁理士 田中 久喬
(43) 公開日	平成20年10月30日(2008.10.30)	(72) 発明者	溝口 昌毅 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新 日本製鐵株式会社内
審査請求日	平成21年9月16日(2009.9.16)	(72) 発明者	長谷川 泰士 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新 日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力500MPa以上引張強さ570MPa以上の高強度鋼材の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.005%以上、0.040%未満、

Si : 0.05%未満

Mn : 1.0%以上、1.5%未満、

P : 0.03%以下、

S : 0.01%以下、

Mo : 0.10%以上、0.50%以下、

Nb : 0.02%以上、0.08%以下、

Ti : 0.005%以上、0.020%以下、

B : 0.0005%以上、0.0030%以下、

Al : 0.001%以上、0.010%以下、

N : 0.0010%以上、0.0070%以下

を含有し、下記式1で表されるTiとNの量の関係を満たし、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼片を、1020以上、1300以下に加熱し、その後圧延するにあたり、1020以下、920超における累積圧下率が60%未満で、920以下、Ar₃点超での累積圧下率が50%以上、90%以下となるように圧延し、圧延終了後60秒以内に冷却速度1 /秒以上の加速冷却を開始し、550未満、300以上の温度範囲で加速冷却を停止し、その後放冷することを特徴とする、溶接熱影

響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

なお、式 1 中の [] は各合金元素の添加量を質量%で表したものであり、以降も同様である。

$$\text{式 1: } [B] / 10.8 \quad [N] / 14.0 - [Ti] / 47.9$$

【請求項 2】

さらに、質量%で、

W : 0.05% 以上、0.50% 以下

を含有することを特徴とする、請求項 1 に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

10

【請求項 3】

さらに、質量%で、

Cu : 0.01% 以上、0.50% 以下、

Ni : 0.01% 以上、0.50% 以下

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 または 2 に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

【請求項 4】

さらに、質量%で、

Ca : 0.001 ~ 0.010%、

Mg : 0.001 ~ 0.010%、

Zr : 0.001 ~ 0.010%、

Hf : 0.001 ~ 0.010%、

REM : 0.001 ~ 0.010%

の内の 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 ないし 3 のいずれか 1 項に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

20

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、建築、造船、橋梁、及び土木等の各分野に用いられる、溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法に関するものである。なお、本明細書中で用いる「570 MPa 級」とは、570 MPa 以上、720 MPa 以下の範囲の引張強さ (TS) を有するものを指すものとする。

30

【背景技術】

【0002】

近年、船舶や建築物等の鋼構造物において使用される鋼材の高強度化が進行している。高強度鋼材を使用することで鋼材の使用量を減らすことが可能となり、構造物内の空間の拡大や重量の低減といったメリットが得られる。

【0003】

従来、高強度厚鋼板を製造するにあたっては、実機製造上で安定的に強度と韌性を得るために、熱間圧延、直接焼入れ、及び焼戻し熱処理を組合せたプロセスにて製造するのが一般的であった。

40

【0004】

例えば、特許文献 1、2 及び 3 には、鋼板を熱間圧延後、オンラインで直接焼入れを行い、さらにオフラインで焼戻し熱処理を行う技術が示されている。しかし、オフラインの焼戻し熱処理を行うことは一般に製造時間の増大を招き、生産性の低下が問題となる。近年の高強度厚鋼板の需要の高まりに応えるためには、より生産性の高い製造方法が望まれる。

【0005】

50

これに対し、従来も、高強度厚鋼板の生産性の向上を目的として、様々な技術開発がなされてきた。例えば、特許文献4、5及び6には、焼戻し熱処理を行うための加熱炉に誘導加熱方式を用いることで、焼戻し熱処理の加熱時間を短縮し、生産性を向上させる技術が示されている。

【0006】

一方、生産性向上のために、焼戻し熱処理自体を省略し、熱間圧延ままにて製造する方法の開発も行われている。例えば、特許文献7には、Cを0.03~0.20%、Siを0.10~0.60%含む鋼を熱間圧延ままにて製造する方法が示されている。また、特許文献8には、Cを0.10~0.20%、Siを0.03~0.60%含む鋼を熱間圧延ままにて製造する方法が示されている。また、特許文献9には、Cを0.06%以下、Siを0.1~0.6%含む鋼を熱間圧延ままにて製造する方法が示されている。

10

【0007】

さらに、熱間圧延後に直接焼入れままで高強度厚鋼板を製造する方法も開発されている。例えば、特許文献10には、Cを0.030%以下、Siを0.60%以下含む鋼を熱間圧延した後、550以上の温度まで直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献11には、Cを0.030%以下、Siを0.60%以下含む鋼を熱間圧延した後、550以上の温度まで直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献12には、Cを0.04~0.09%、Siを0.1~0.5%含む鋼を熱間圧延した後、300~600の温度範囲まで直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献13には、Cを0.01~0.03%、Siを0.05%~1.0%含む鋼を熱間圧延した後、直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献14には、Cを0.01~0.06%含む鋼を熱間圧延した後、直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献15には、Cを0.03~0.07%、Siを0.1~0.6%含む鋼を熱間圧延した後、600~700の温度範囲まで直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献16には、Cを0.01~0.1%、Siを1.0%以下含む鋼を熱間圧延した後、直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献17には、Cを0.05~0.18%、Siを0.05~0.5%含む鋼を熱間圧延後、620未満の温度まで直接焼入れする製造方法が示されている。また、特許文献18には、Cを0.03~0.18%、Siを0.05~0.5%含む鋼を熱間圧延後、(Ar₃-300)~(Ar₃-50)の温度範囲まで直接焼入れする製造方法が示されている。

20

30

【0008】

【特許文献1】特開昭52-081014号公報

【特許文献2】特開昭63-033521号公報

【特許文献3】特開平02-205627号公報

【特許文献4】特開2002-317227号公報

【特許文献5】特開2003-82412号公報

【特許文献6】特開2005-226106号公報

【特許文献7】特開平5-171271号公報

【特許文献8】特開平8-188823号公報

【特許文献9】特開2005-76056号公報

40

【特許文献10】特開平8-144019号公報

【特許文献11】特開平11-269602号公報

【特許文献12】特開2001-64723号公報

【特許文献13】特開2004-143479号公報

【特許文献14】特開2004-300567号公報

【特許文献15】特開2005-126819号公報

【特許文献16】特開2005-350691号公報

【特許文献17】特開2006-249469号公報

【特許文献18】特開2006-291348号公報

【発明の開示】

50

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

しかしながら、上記の特許文献1、2及び3に記載の方法では、鋼板の製造過程においてオフラインでの焼戻し熱処理が必要であり、そのために生産性の低下が避けられない。

【0010】

また、特許文献4、5及び6に記載の方法では、誘導加熱によるオンラインでの焼戻しを行うために、強度範囲によらず生産性向上が図れる点において有利であるが、紹介されているオンライン誘導加熱炉の導入に非常に大きな設備投資が必要になるという問題がある。

【0011】

また、特許文献7では、Cが0.03%以上、Siが0.10%以上と規定されており、本発明者らの検討ではこの様な成分系で熱間圧延ままで製造を行うと、降伏応力(Y_S)を低下させる島状MA(Martensite-Austenite constituent)が鋼材中に多量に生成することが分かっている。また、仕上温度がA_{r3}点以下と規定されており、圧延ライン上で温度低下を待つ必要があるために生産性が著しく低下する。

【0012】

特許文献8ではSiが0.05%以上、特許文献9の方法ではSiが0.10%以上とそれぞれ規定されており、島状MAの生成によりY_Sが低下すると考えられる。そのために、特許文献9では、特に降伏比80%以下の鋼を製造することを目的としている。

【0013】

特許文献10及び11では、極低C成分系において、加速冷却ままで、高い降伏点を有する400MPa級以上の鋼を製造する方法が開示されている。しかし、実施例を見る限り、500MPa級以下の鋼材に関しては焼戻し熱処理を用いない非調質製造法にて製造が可能となっているが、本発明が目的とする570MPa級以上の鋼材に関しては、析出強化を得るための等温保持もしくは焼戻し熱処理が付加されており、生産性が高いとは言えない。さらに、特許文献10においては、実施例を見る限りAlの添加量が0.023%以上となっており、本発明者らの検討によれば、この多量のAlの添加が母材中の島状MAの生成を助長しY_Sの低下を招くため、この点においても、特に570MPa級の鋼材を加速冷却ままで製造に関して最適化されていないことが分かる。

【0014】

特許文献12では、加速冷却を300~600℃で停止する製造方法が示されている。しかし、Cが0.04~0.09%且つSiが0.1~0.5%とそれぞれ多いことにより島状MAが生成しY_Sが低下しやすい。また、極低C成分系では無く且つ必ずしも析出強化元素を用いることが明記されていないため、該製法では鋼材のT_S及びY_Sの加速冷却の停止温度への依存性が大きくなり、実製造プロセス上で、鋼材の強度を安定的に570MPa級の範囲に収めることが困難であると考えられる。

【0015】

特許文献13、17及び18ではSiが0.05%以上と規定されており、加速冷却ままの鋼材においてはY_Sを低下させる島状MAの生成量の増大を招く。そのためにこれらの製造法は降伏比80%以下の鋼材を目的としており、高いY_Sを得るためには合金添加量が増えるという問題がある。

【0016】

特許文献14では、Cr添加が必須と規定されているが、本発明者らの検討によると、極低Cとなる様な成分系でCrを添加すると、加速冷却中のベイナイト変態開始温度と終了温度の差が大きくなり、この結果降伏比が低下するため、成分系を最適化しコスト低減を図る観点から望ましくない。また、Crの添加により溶接の際の熱影響部の韌性が大きく低下することも問題である。

【0017】

特許文献15では、Nbの析出強化を積極的に用いることで、加速冷却の停止温度に対する鋼材強度の変動を抑制する技術が示されているが、Nbの析出強化を強く利用するた

10

20

30

40

50

めに、加速冷却の停止温度を600以上、700以下の狭い範囲に制限している。

【0018】

特許文献16では、Siが実施例で0.1%以上であり、島状MAの生成を招きYSが低下することが問題である。また、Ti量が0.03%以上と規定されているため、溶接の際の熱影響部の靱性が低下すると予想される。

【0019】

そこで、本発明は、上記の問題点を有利に解決することのできる、溶接熱影響部の靱性に優れる降伏応力500MPa以上引張強さ570MPa以上の高強度鋼材の製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0020】

本発明者らは、鋼板を熱間圧延した後に直接加速冷却を行う製造方法において、焼戻し熱処理を行わない、非調質製造方法で、実機における熱間圧延温度や加速冷却停止温度の不可避的な変動を考慮しても、十分に高い安定性において、YSが500MPa以上、TSが570MPa以上、720MPa以下という、高い降伏比を持つ高強度鋼材を製造する方法に関して、実験と解析を通して研究開発を重ねた。

【0021】

従来、570MPa級以上の高強度厚鋼板の非調質製造法では、鋼の焼入れ性を高めることを狙って合金元素の成分設計を行うのが一般的である。しかし、加速冷却を途中停止する製造方法においては、焼入れ性を高める合金元素は、特に加速冷却を500以上で停止する場合において、母材中の島状MAの生成を促進する傾向があり、それによりYSが低下するという問題がある。さらに、焼入れ性を高める合金元素の無差別の添加は、TSの加速冷却の停止温度への依存性を高めるという問題もある。

【0022】

これらの問題を解決できない場合、570MPa級以上の鋼材製品を製造するにあたり、TS及びYSを目標とする範囲内に収めるためには、加速冷却の停止温度範囲を非常に狭く取らなくてはならないという問題が生じ、実機製造の際の安定性が失われることとなる。

【0023】

従来、特にTSの加速冷却の冷却速度や停止温度の依存性を低減するための方法として、特許文献10及び11に開示されているように0.03%以下の極低C成分系を採用し、鋼材組織をベイナイト単相とする技術が提案されてきた。本発明者らはこの極低C成分系の利用する上で、さらに、特に500MPa以上の高いYSを確保しつつ570MPa級の高強度鋼材を安定的に製造するための条件について検討を重ねた。その結果、まず、本発明者らは、極低C成分系であっても、加速冷却の冷却速度や停止温度がTSに与える影響は合金元素の組合せによって異なることを見出し、特にC0.040%未満、Mn1.5%未満、Nb0.02%以上、B0.0005%以上、且つMo0.05%以上、という組合せを採用することで、加速冷却条件がTSに与える影響を極小化できることを実験により見出した。なお、この結果、鋼板の板厚方向の1/4位置と1/2位置のTSの差も5%以下と著しく小さくできることも分かった。

【0024】

さらに、本発明の目的である、YSが500MPa以上、TSが570MPa以上、720MPa以下という、高強度鋼材の安定性の高い製造方法を実現するためには、以上の様なTSに関する追求だけでは不十分であり、YSの安定確保についても検討を重ねる必要があった。

【0025】

一般に、加速冷却を途中停止する様な非調質製造方法で製造された鋼材は、焼戻し熱処理を適用した鋼に比べてTSの水準の割にYSが低くなる傾向があり、そのために、非調質製造方法は、降伏比の低い高強度鋼の製造方法として研究されることが多い。そのため、本発明者らは、特に、極低C系の非調質鋼材において、YSに影響を及ぼす鋼材内部の

10

20

30

40

50

組織因子の影響を調査した上で、好ましいベイナイト組織形成と、そのために必要となる各種合金元素の組合せ、熱間圧延及び加速冷却の条件に関して、実験を繰り返し詳細に検討を重ねた。

【0026】

まず、非調質鋼材においてYSを低下させる因子の一つとして、従来から指摘されているように、鋼材中の島状MA組織の存在が上げられる。これに対しては、本発明者らの検討により、極低C成分系を採用した上でさらに極低Si及び極低Alとすることで、加速冷却の停止温度が550以下の範囲で島状MA組織の生成を体積分率で1%以下まで抑制できることが明らかとなった。この結果、ベイナイト単相組織において島状MAによるYS低下を防ぐことは可能となったが、この様な島状MAを持たないベイナイト単相組織

10

【0027】

本発明者らは、この島状MAを持たないベイナイト単相組織におけるYS支配因子について、実験と解析により詳しく調査を行った。その結果、ベイナイト単相鋼中において、鋼材内部の局所的なベイナイト変態温度の違いに起因して、可動転位が多く生成していることを見出した。具体的には、TEM観察や微小硬度計での測定から、高温で変態したベイナイト組織とこれに対し相対的に低温で変態したベイナイト組織との間で、ベイナイト変態の際の体積膨張に起因する歪が可動転位として残り、この結果鋼材のマクロなYSが低下していることを示唆する結果を得た。即ち、島状MAを持たないベイナイト単相組織においては、ベイナイト変態の開始温度と終了温度の差を小さくすることが肝要である

20

【0028】

以上から、島状MAを持たないベイナイト単相組織において、高い降伏比を得るための最も理想的な組織形成過程とは、ベイナイト変態の開始温度と終了温度の差が小さいこと、及び、変態温度全体が少しでも高温となること、であると明らかとした。また、以上のTSとYSに関する知見から得られた成分系を採用することにより、入熱10kJ/mmに相当する大入熱溶接を施した際の溶接熱影響部の靱性も著しく改善されることが判明した。これは、上述のTS対策として冷却条件の影響を抑え、且つ、YS対策として母材のベイナイト形成温度を均一化するために設計した成分系により、溶接熱影響部のベイナイト

30

【0029】

さらに、本発明の成分系では、溶接割れ感受性を表す P_{CM} が0.20以下と低い水準になっており、低温環境での溶接割れも問題にならない水準となっている。

【0030】

本発明者らは、このように、570MPa級の高強度鋼材において、必要な特性を満足するための具体的な要件を実験により明らかにし、さらに鋭意検討して本発明を成したものであり、その要旨は以下に述べる通りである。

(1) 質量%で、C:0.005%以上、0.040%未満、Si:0.05%未満、Mn:1.0%以上、1.5%未満、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Mo:0.10%以上、0.50%以下、Nb:0.02%以上、0.08%以下、Ti:0.005%以上、0.020%以下、B:0.0005%以上、0.0030%以下、Al:0.001%以上、0.010%以下、N:0.0010%以上、0.0070%以下を含有し、下記式1で表されるTiとNの量の関係を満たし、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼片を、1020以上、1300以下に加熱し、その後圧延するにあたり、1020以下、920超における累積圧下率が60%未満で、920以下、 A_{r3} 点超での累積圧下率が50%以上、90%以下となるように圧延し、圧延終了後60秒以内に冷却速度1/秒以上の加速冷却を開始し、550未満、300以上の温度範囲で加速冷却を停止し、その後放冷することを特徴とする、溶接熱影

40

50

響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

なお、式 1 中の [] は各合金元素の添加量を質量%で表したものであり、以降も同様である。

$$\text{式 1: } [B] / 10.8 \quad [N] / 14.0 - [Ti] / 47.9$$

(2) さらに、質量%で、W: 0.05% 以上、0.50% 以下を含有することを特徴とする、上記(1)に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

(3) さらに、質量%で、Cu: 0.01% 以上、0.50% 以下、Ni: 0.01% 以上、0.50% 以下の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

(4) さらに、質量%で、Ca: 0.001 ~ 0.010%、Mg: 0.001 ~ 0.010%、Zr: 0.001 ~ 0.010%、Hf: 0.001 ~ 0.010%、REM: 0.001 ~ 0.010% の内の 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)ないし(3)のいずれか 1 項に記載の溶接熱影響部の韌性に優れる降伏応力 500 MPa 以上引張強さ 570 MPa 以上の高強度鋼材の製造方法。

【発明の効果】

【0031】

本発明によれば、溶接熱影響部の韌性に優れる引張強さ 570 MPa 級の高強度鋼板を、合金元素の少ない経済的成分系と生産性の高い非調質の製造方法にて得ることが可能となる。また、本発明は、実機における製造条件の変動に対しても安定的に品質が確保できる製造方法であり、その産業上の寄与は極めて大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0032】

以下に、本発明における熱間圧延条件、加速冷却条件、及び成分組成の限定理由について述べる。

【0033】

まず、本発明においては、先に述べたように、570 MPa 級の高強度鋼を製造するにあたり、極低 C をベースにした成分系を採用することで TS の加速冷却停止温度への依存性を低減し、且つ、島状 MA の低減やベイナイト変態の均一化及び高温化を通じて YS を向上することにより、実機で想定される製造条件の大きな変化に対しても安定的に製造可能であることを実現したものであり、熱間圧延と加速冷却の条件に合わせて各種合金元素とその添加量の組合せを限定していることが特徴である。

【0034】

まず、本発明における熱間圧延条件と加速冷却の条件について述べる。

【0035】

本発明では、焼戻し熱処理を行わない非調質製造方法においても析出強化を利用するため、ベイナイト中での析出が最も速い Nb と Ti を析出強化元素として YS 向上のために利用する。この圧延段階での Nb と Ti の析出は圧延歪によって促進される。しかし、高温のオーステナイト中での圧延中に Nb、Ti の析出が起こると、これら析出物は急速に粗大化し、鋼板製造後の強度上昇には寄与しない無駄な析出となることが、特許文献 15 により明らかにされている。従って、このオーステナイト中での粗大析出によるロスを最小限に抑えるためには、920 超、1020 以下の温度範囲での圧延を極力行わないことが好ましい。

【0036】

しかし、本発明では、製造安定性の向上のために特許文献 15 より C の成分範囲を低く制限しており、そのためにオーステナイト中での Nb、Ti の析出が抑制されている。この結果、920 超、1020 以下での累積圧下量の制限を 60% 未満と規定する。

【0037】

10

20

30

40

50

920 以下での圧延に関しては、 $A r_3$ 点より高い温度範囲で行い、可能な限り圧下率を大きく取ることで、ベイナイト変態温度を上昇させて鋼材中の可動転位密度を減少させることや組織を細粒化することでYS向上に有効である。

【0038】

一般に、焼戻し熱処理を省略する製造方法ではTSの水準の割にYSが低くなる傾向があり、これを補うために、組織の微細化によるYS向上の効果も含めて50%以上の圧下が必要であるが、過度な圧下は焼入れ性を低下させてTSを低下させるので、上限を90%以下に規定する。

【0039】

圧延終了後の加速冷却に関しては、ベイナイト単相組織を得るために最低でも1 / 秒以上の冷却速度を必要とする。なお、TSの変動が小さくなる5 ~ 50 / 秒の範囲がより望ましい。

10

【0040】

加速冷却の停止温度が300 を下回ると、鋼材中の可動転位が著しく増加しYSが顕著に低下するので、加速冷却の停止温度は300 以上と規定する。また、加速冷却の停止温度が550 以上となると、鋼材中に島状MAが生成し易く、特に鋼材の厚さ方向の1 / 2 tの位置においてYSが著しく低下するために、加速冷却の停止温度を550 未満に規定する。

【0041】

以下に、本発明における成分組成の限定理由について述べる。

20

【0042】

Cは、鋼の組織強化に不可欠な元素であり0.005%以上の添加を行うが、本発明においては、鋼材のTSの加速冷却の停止温度への依存性の低減、鋼材中の島状MAの低減によるYS向上、及び、溶接熱影響部の靱性の向上のために、添加量を0.040%未満に抑える必要がある。なお、C添加量を0.005%未満に抑えるとオーステナイト中における固溶C量が極端に減少することで加速冷却時の組織強化が著しく小さくなり強度が低下するために、0.005%以上の添加が必要である。

【0043】

Siは、強度上昇に有効な元素であるが、本発明においては、加速冷却の停止温度が500 以上の領域においてYSを低下させる島状MAの生成を助長し、且つ、溶接時の熱影響部の組織においても、靱性を低下させる島状MAの生成を助長させるために、添加する場合にはその量を0.05%未満に抑制する必要がある。望ましくは積極的に添加せず、不可避不純物レベルとする。

30

【0044】

Pは、靱性を著しく低下させるために、添加する場合にはその量を0.03%以下とし、望ましくは不可避不純物レベルとする。

【0045】

Sは、靱性を著しく低下させるために、添加する場合にはその量を0.01%以下とし、望ましくは不可避不純物レベルとする。

【0046】

Mnは、強度上昇に有効な元素であるため、1.0%以上の添加を行うが、多量に添加するとベイナイト変態開始温度と終了温度の差が開きやや降伏比が低下すること、及び、溶接熱影響部の靱性がやや低下することのため、添加量を1.5%未満に限定する。

40

【0047】

Nbは、フェライトまたはベイナイト中での析出が速く、非調質の製造法においても析出強化を得るために重要な元素であり、また、組織の細粒化や組織強化にも寄与するために、0.02%以上の添加を行うが、0.08%超の添加では溶接熱影響部の靱性を著しく低下させるために、0.08%以下に限定する。

【0048】

Bは、本発明の成分系と圧延・冷却方法においては、オーステナイト粒界からのフェラ

50

イト生成を抑制し、組織をベイナイト単相組織にするために極めて有効であり、また、溶接熱影響部の旧オーステナイト粒界上に生成するフェライトの生成の抑制やNb、Ti等の析出物を微細化を通じて靱性を著しく向上させる効果を持つため、0.0005%以上の添加を行う。しかし0.0030%を超える過剰なBは溶接熱影響部の靱性を劣化させることから、上限を0.0030%に制限する。

【0049】

Moは、本発明の成分系においてBと併用することにより、オーステナイト粒界からのフェライト生成の抑制効果を高めることができること、及び、Cと化合物を作ることによってオーステナイト中の固溶C量を減らし、強度の加速冷却停止温度依存性を低減することができることのため、0.10%以上の添加を行うが、0.50%を超えて添加すると溶接熱影響部の靱性が低下するため、0.50%以下に限定する。

10

【0050】

Alは、脱酸及び加速冷却前のオーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であり、0.001%以上の添加を行うが、本発明においては、Siと同様に、母材においてはYSを低下させる島状MAの生成を助長し、且つ、溶接熱影響部においては、靱性を低下させる島状MAの生成を助長するため、添加量を0.010%以下に制限する。

【0051】

Nは、NbまたはTiと結合して、オーステナイト粒を微細化やベイナイト中での析出強化に有効な元素であるために0.0010%以上を添加するが、過剰な添加は溶接熱影響部の靱性を低下させるので、上限を0.0070%に限定する。

20

【0052】

Tiは、ベイナイト中での析出が速いために、本発明の非調質製造法において析出強化を得るために重要な元素であること、組織の細粒化にも寄与すること、及び、鋼中のNやOと結合し靱性を向上させること、のために0.005%以上の添加が必要である。しかし、0.020%超の添加では溶接熱影響部の靱性を著しく低下させるために、0.020%以下に限定する。さらに、本発明においてはNと結合しないBを確保することが必要であり、そのために、Nと結合させる目的でTiを利用するため、式1に表されるようにN量と連動してTi添加量を制限する必要がある。

$$\text{式1: } [B] / 10.8 \quad [N] / 14.0 - [Ti] / 47.9$$

【0053】

30

Wは、本発明に重要な元素であり、上記Bとの複合添加により、オーステナイト粒界からのフェライト生成の抑制効果を高めて組織強化による強度上昇に有効であり、明瞭な強度上昇を得るためには0.05%以上の添加を行うが、0.5%を超えて添加すると溶接熱影響部の靱性が低下するため、Wを添加する場合は0.05%以上、0.5%以下に限定する。

【0054】

Cuは、強度上昇に有効な元素であり、明瞭な強度上昇を得るためには0.01%以上の添加が必要であるが、0.50%以上の添加では、ベイナイト変態温度を著しく低下させること、及び溶接熱影響部の靱性を低下させることのため、Cuを添加する場合は0.01%以上、0.50%以下の範囲とする。

40

【0055】

Niは、強度上昇に有効な元素であり、明瞭な強度上昇を得るためには0.01%以上の添加が必要である。しかし、本発明の成分系においては、過剰な添加はベイナイト変態終了温度を著しく低下させること、及び、溶接熱影響部の靱性が著しく低下することのために、添加する場合は0.50%以下に制限する。

【0056】

Ca、Mg、Zr、Hf、及びREMに関しては、脱酸や靱性の向上のために添加を行うことができる。これらの効果を得るためには0.001%以上の添加が必要であるが、コストの問題から上限を0.010%に制限する。従って、Zr、Ca、Mg、Hf、及びREMを添加する場合は、0.001%以上、0.010%以下の範囲とする。

50

【 0 0 5 7 】

なお、本発明による成分系は、溶接熱影響部の靱性についても非常に良好な結果を示す。また、下記式 2 で示す溶接割れ感受性指数 P_{CM} も 0.20% 以下の水準に抑えており、溶接割れも防止される範囲となっている。

$$\text{式 2 : } P_{CM} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$$

なお、式 2 中の [] は各合金元素の添加量を質量% で表したものである。

【実施例】

【 0 0 5 8 】

表 1 に示す成分組成の溶鋼を真空溶解炉にて作製しインゴット形に鑄造した。その鋼片を圧延または切断して、厚さ 80 ~ 500 mm の鋼片を作製し、そのスラブに対して、表 2 に示す条件の熱間圧延、加速冷却、及び焼戻し熱処理を行い、厚さ 12 ~ 50 mm の厚鋼板とした。

10

【 0 0 5 9 】

これらの厚鋼板について、母材 Y S、母材 T S、母材靱性、及び溶接熱影響部靱性を測定した結果を表 2 中に示す。

【 0 0 6 0 】

【表 1】

表1. 成分組成(質量%)

分類	鋼種 No.	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B	Al	N	W	Cu	Ni	他	[B]/10.8- ([N]/14.0- [Ti]/47.9)	Pcm
本發明	1	0.039	0.00	1.29	0.005	0.003	0.10	0.03	0.011	0.0011	0.009	0.0029	0.00	0.00	0.00		0.00012	0.12
	2	0.038	0.00	1.30	0.005	0.003	0.10	0.04	0.011	0.0011	0.009	0.0029	0.00	0.20	0.00		0.00012	0.13
	3	0.038	0.00	1.30	0.005	0.002	0.15	0.04	0.011	0.0011	0.009	0.0029	0.00	0.00	0.00	Mg 0.003	0.00012	0.12
	4	0.038	0.00	1.29	0.005	0.002	0.15	0.04	0.011	0.0011	0.009	0.0030	0.00	0.00	0.00	Mg 0.003	0.00012	0.12
	5	0.025	0.00	1.30	0.005	0.003	0.15	0.04	0.012	0.0011	0.008	0.0025	0.00	0.40	0.00		0.00017	0.13
	6	0.025	0.00	1.30	0.005	0.003	0.15	0.04	0.012	0.0011	0.008	0.0025	0.00	0.00	0.00		0.00017	0.11
	7	0.024	0.03	1.30	0.005	0.003	0.15	0.04	0.011	0.0011	0.007	0.0024	0.00	0.00	0.00	Ce 0.004	0.00016	0.11
	8	0.024	0.04	1.29	0.005	0.003	0.15	0.04	0.011	0.0011	0.007	0.0024	0.00	0.00	0.00	Ce 0.004	0.00016	0.11
	9	0.020	0.00	1.31	0.005	0.003	0.20	0.05	0.009	0.0014	0.005	0.0019	0.00	0.19	0.00	Zr 0.004	0.00018	0.12
	10	0.020	0.00	1.30	0.005	0.003	0.20	0.05	0.009	0.0014	0.004	0.0019	0.00	0.20	0.00	Zr 0.003	0.00018	0.12
	11	0.020	0.04	1.05	0.005	0.003	0.20	0.05	0.009	0.0012	0.005	0.0020	0.00	0.00	0.00	Zr 0.003	0.00016	0.09
	12	0.020	0.03	1.05	0.005	0.003	0.21	0.05	0.009	0.0012	0.005	0.0020	0.00	0.00	0.00	Zr 0.003	0.00016	0.09
	13	0.015	0.04	1.45	0.005	0.003	0.35	0.05	0.017	0.0007	0.009	0.0050	0.00	0.00	0.45		0.00006	0.12
	14	0.015	0.03	1.45	0.005	0.003	0.30	0.05	0.017	0.0007	0.009	0.0050	0.00	0.00	0.45		0.00006	0.12
	15	0.015	0.04	1.45	0.005	0.003	0.35	0.06	0.018	0.0009	0.008	0.0050	0.00	0.00	0.44	Ca 0.003	0.00010	0.12
	16	0.015	0.03	1.45	0.005	0.003	0.30	0.06	0.017	0.0009	0.008	0.0050	0.00	0.00	0.44	Ca 0.004	0.00008	0.12
	17	0.009	0.03	1.48	0.005	0.003	0.40	0.07	0.014	0.0014	0.008	0.0030	0.10	0.45	0.20	Hf 0.002	0.00021	0.14
	18	0.009	0.03	1.48	0.005	0.003	0.40	0.07	0.014	0.0015	0.007	0.0030	0.10	0.45	0.19	Hf 0.002	0.00022	0.14
比較例	19	0.001	0.03	1.22	0.005	0.002	0.30	0.04	0.012	0.0011	0.007	0.0028	0.00	0.00	0.00		0.00015	0.09
	20	0.030	0.40	1.20	0.005	0.002	0.15	0.04	0.012	0.0011	0.007	0.0028	0.00	0.00	0.00	Ca 0.004	0.00015	0.12
	21	0.030	0.03	2.89	0.005	0.003	0.15	0.04	0.012	0.0010	0.007	0.0022	0.20	0.00	0.00	Ca 0.004	0.00019	0.19
	22	0.030	0.03	0.73	0.005	0.003	0.15	0.04	0.011	0.0010	0.007	0.0022	0.00	0.00	0.00	Ca 0.004	0.00017	0.08
	23	0.030	0.02	1.19	0.005	0.003	0.00	0.04	0.011	0.0010	0.008	0.0022	0.00	0.00	0.00	Ca 0.004	0.00017	0.10
	24	0.020	0.02	1.38	0.004	0.003	0.20	0.10	0.011	0.0014	0.005	0.0021	0.21	0.00	0.00		0.00021	0.11
	25	0.022	0.03	1.38	0.004	0.002	0.19	0.00	0.011	0.0014	0.005	0.0030	0.00	0.00	0.00		0.00014	0.11
	26	0.022	0.02	1.37	0.004	0.002	0.19	0.03	0.039	0.0013	0.005	0.0030	0.20	0.00	0.00		0.00072	0.11
	27	0.010	0.03	1.48	0.005	0.002	0.30	0.03	0.002	0.0011	0.006	0.0020	0.00	0.00	0.00		0.00000	0.11
	28	0.010	0.04	1.48	0.005	0.002	0.30	0.03	0.014	0.0002	0.006	0.0020	0.00	0.00	0.00		0.00017	0.11
	29	0.009	0.04	1.47	0.005	0.003	0.09	0.04	0.014	0.0012	0.039	0.0020	0.00	0.00	0.00		0.00026	0.10
	30	0.019	0.00	1.22	0.004	0.002	0.30	0.04	0.014	0.0012	0.008	0.0075	0.00	0.00	0.00		-0.00013	0.11
	31	0.020	0.00	1.22	0.004	0.002	0.19	0.04	0.012	0.0011	0.008	0.0020	0.20	0.00	0.00	Cr 0.50%	0.00021	0.12

【表 2】

分類	鋼種 No.	板厚 [mm]	加熱 [°C]	920~1020°Cでの圧下率[%]	Ar3以下での圧下率[%]	圧延仕上 [°C]	冷却停止 [°C]	YS [MPa]		TS [MPa]		母材靱性 [vE-5]	HAZ靱性 [vE-5]
								1/2t	1/4t	1/2t	1/4t		
本発明	1	32	1150	40	55	850	450	510	530	579	585	318	338
本発明	2	32	1150	40	55	850	440	507	527	581	588	300	301
本発明	3	20	1150	18	60	850	500	531		578		306	356
本発明	3	20	1150	18	60	850	510	525		573		311	
比較例	3	20	1150	18	60	880	<u>595</u>	<u>453</u>		<u>560</u>		321	
本発明	4	20	1150	28	60	880	400	536		647		253	361
比較例	5	12	1150	50	72	870	<u>285</u>	<u>454</u>		681		236	199
本発明	6	12	1150	50	72	875	525	502		579		350	297
本発明	7	40	1150	40	60	895	525	510	529	580	590	340	297
比較例	8	40	1180	40	60	900	<u>250</u>	<u>425</u>	<u>443</u>	681	690	204	332
比較例	9	40	1180	40	60	900	<u>275</u>	<u>483</u>	<u>495</u>	679	692	202	300
本発明	10	40	1150	40	60	900	445	527	540	611	618	284	291
比較例	11	50	1150	<u>80</u>	56	900	460	<u>467</u>	<u>476</u>	<u>561</u>	<u>569</u>	342	332
比較例	12	50	1150	24	<u>20</u>	900	455	<u>479</u>	<u>491</u>	574	582	368	306
本発明	13	32	1150	29	66	850	490	570	589	644	652	244	207
本発明	14	32	1180	29	66	850	480	544	566	634	652	235	248
本発明	15	50	1180	44	56	840	480	579	600	641	662	216	267
本発明	16	50	1180	44	56	840	360	569	585	680	689	179	276
本発明	17	12	1200	50	72	835	385	590		680		180	188
本発明	18	12	1200	50	72	835	400	580		679		156	150
比較例	19	20	1150	30	60	850	<u>605</u>	<u>408</u>		<u>507</u>		329	310
比較例	20	20	1150	30	60	850	485	<u>480</u>		590		304	173
比較例	21	20	1250	30	60	850	445	589		676		300	<u>84</u>
比較例	22	20	1150	30	60	850	460	<u>473</u>		<u>549</u>		332	333
比較例	23	32	1150	40	55	860	520	<u>423</u>	<u>431</u>	<u>532</u>	<u>537</u>	335	330
比較例	24	32	1150	40	55	855	440	589	598	689	697	230	<u>86</u>
比較例	25	32	1150	40	55	900	<u>575</u>	<u>449</u>	<u>461</u>	<u>530</u>	<u>535</u>	298	310
比較例	26	32	1150	40	55	860	470	589	612	678	688	249	<u>70</u>
比較例	27	50	1150	44	56	850	530	<u>460</u>	<u>479</u>	<u>559</u>	<u>565</u>	324	299
比較例	28	50	1150	44	56	860	535	<u>467</u>	<u>482</u>	<u>567</u>	<u>573</u>	315	280
比較例	29	50	1150	44	56	860	470	<u>476</u>	<u>487</u>	589	595	202	300
比較例	30	50	1150	44	56	900	500	<u>479</u>	<u>488</u>	<u>566</u>	<u>569</u>	349	300
比較例	31	12	1200	50	72	860	<u>585</u>	<u>465</u>		581		338	<u>46</u>

10

20

30

【0062】

母材YS及びTSに関しては、JIS Z 2241に準拠の引張試験により測定した結果を表2中に示してある。引張試験片はJIS Z 2201に準拠の1A号全厚引張試験片もしくは4号丸棒引張試験片を用いた。

【0063】

母材靱性に関しては、JIS Z 2242に規定の方法により、-5にて測定した結果を表2中に示してある。衝撃試験片は、圧延方向に直角な方向の板厚中心部からJIS Z 2202に準拠の2mmVノッチ試験片を用いた。

40

【0064】

溶接熱影響部靱性に関しては、JIS Z 2242に規定の方法により、-5にて測定した結果を表2中に示してある。衝撃試験片は、入熱10kJ/mmのサブマージーク溶接時の熱影響部1mm位置(HAZ1)に相当する熱サイクルを与えたJIS Z 2202に準拠の2mmVノッチ試験片を用いた。

【0065】

各特性の目標値は、YSが500MPa、TSが570MPa、母材靱性と溶接熱影響部靱性が吸収エネルギー共に100J以上であり、目標値を満たさない数値には下線を記してある。

50

【 0 0 6 6 】

表 1、表 2 の結果から、本発明法に従った成分組成及び製造方法は、Y S、T S、母材靱性及び溶接熱影響部靱性の全てが良好な結果を示すことがわかる。これに対し、本発明鋼の範囲を逸脱する比較鋼は、Y S、T S 及び溶接熱影響部靱性の基本特性が少なくとも一つ以上不十分であることが分かる。

フロントページの続き

- (72)発明者 藤岡 政昭
東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 星野 学
東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 田中 洋一
東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

審査官 田中 永一

- (56)参考文献 特許第4469353(JP, B2)
特許第4469354(JP, B2)
国際公開第2007/055387(WO, A1)
特開2005-320619(JP, A)
特開2002-285238(JP, A)
特開2005-97683(JP, A)
特開2004-52063(JP, A)
特開昭63-65021(JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | | | |
|---------|-----------|---|-----------|
| C 2 1 D | 8 / 0 0 | - | 8 / 1 0 |
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 | - | 3 8 / 6 0 |