

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5630322号
(P5630322)

(45) 発行日 平成26年11月26日(2014.11.26)

(24) 登録日 平成26年10月17日(2014.10.17)

(51) Int.Cl.		F I
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 B
C 2 2 C 38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 8/02	(2006.01)	C 2 1 D 8/02 B

請求項の数 4 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2011-38003 (P2011-38003)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成23年2月24日 (2011.2.24)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2012-172243 (P2012-172243A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成24年9月10日 (2012.9.10)	(74) 代理人	100080687
審査請求日	平成25年8月23日 (2013.8.23)		弁理士 小川 順三
		(74) 代理人	100077126
			弁理士 中村 盛夫
		(74) 代理人	100107227
			弁理士 藤谷 史朗
		(72) 発明者	木津谷 茂樹
			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
		(72) 発明者	柚賀 正雄
			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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 韌性に優れる高張力鋼板とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 0 3 9 ~ 0 . 2 m a s s %、S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 m a s s %、M n : 0 . 5 ~ 5 m a s s %、P : 0 . 0 1 5 m a s s % 以下、S : 0 . 0 0 5 m a s s % 以下、C r : 3 m a s s % 以下、N i : 5 m a s s % 以下、T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 m a s s %、A l : 0 . 0 0 4 m a s s % 以下、N : 0 . 0 0 7 m a s s % 以下、B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 3 m a s s % を含有し、かつ、M n , N i , C r および C が下記 (1) 式を満たして含有し、残部が F e および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、入熱量が 8 0 k J / c m 以下の多層溶接を施したときの溶接熱影響部に形成される島状マルテンサイトの平均面積が 3 μ m ² 以下である板厚が 3 0 m m 以上の高張力鋼板。

記

$$M n + N i + C r - 1 2 . 5 \times C \leq 2 . 6 (m a s s \%) \quad \cdots (1)$$

ここで、上記式中の各元素記号は、その元素の含有量 (m a s s %) を示す。

【請求項2】

上記成分組成に加えてさらに、C u : 0 . 5 m a s s % 以下、M o : 1 m a s s % 以下、V : 0 . 2 m a s s % 以下および N b : 0 . 1 m a s s % 以下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に記載の高張力鋼板。

【請求項3】

上記成分組成に加えてさらに、C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 m a s s % および R E M : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 3 m a s s % のうちから選ばれる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 に記載の高張力鋼板。

【請求項 4】

請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の成分組成を有する鋼素材を、 $A c_3$ 変態点 ~ 1200 の温度に加熱後、累積圧下率 50% 以上の熱間加工を施し、次いで、そのまま $A r_3$ 変態点以上の温度から板厚中心部の温度が 350 以下になるまで $1/s$ 以上で冷却して鋼板全体を焼き入れし、あるいは、放冷してから $A c_3$ 変態点 ~ 1050 の温度に再加熱した後に板厚中心部の温度が 350 以下になるまで $1/s$ 以上で冷却して鋼板全体を焼き入れし、その後、 $450 \sim 650$ の温度で焼戻処理を施す高張力鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、船舶や海洋構造物、圧力容器、ペンストックなどの鋼構造物に用いられる高張力鋼板とその製造方法に関し、特に板厚が 30mm 以上、降伏強度が 630MPa 以上で、母材の強度・韌性に優れるだけでなく、溶接熱影響部の韌性にも優れる高張力鋼板とその製造方法に関するものである。本発明において、降伏強度とは、降伏点 ($Y P$) もしくは 0.2% 耐力 ($Y S$) を指す。

【背景技術】

【0002】

船舶や海洋構造物、圧力容器などの各種鋼構造物は、板厚が厚い鋼板等の鋼材を溶接して接合し、所望の形状や構造に仕上げるのが普通である。そのため、これらに用いられる鋼材には、安全性を確保する観点から、母材の韌性に優れるだけでなく、溶接熱影響部の韌性にも優れていることが必要とされる。

【0003】

しかし、例えば板厚が 30mm 以上の厚鋼板は、一般に入熱量が 80kJ/cm 以下の多層溶接で施工されるが、この溶接熱影響部は、加熱と冷却を繰り返す複雑な熱履歴を受けるため、局所的に脆化域が発生しやすく、特に、熱影響部の中でもフェライトとオーステナイトの 2 相域に加熱されるボンド部 (フュージョンライン ($F L$) ともいう。) 近傍では、著しい脆化が起こることが知られている。その原因は、上記のような領域では、複数回の加熱・冷却を受ける際に何度も変態が起こり、組織が細粒化するため焼入性が低下し、韌性を低下させる島状マルテンサイトが形成される上部ベイナイト組織になるためであるといわれている。

【0004】

上記問題に対する対策としては、鋼中に $T i N$ を均一に微細分散させることによって、オーステナイトの粗大化を抑制すると共に、フェライトの変態核としても利用する技術が実用化されている。また、特許文献 1 には、 $T i$ 酸化物等を鋼中に微細分散させて、溶接熱影響部におけるオーステナイト粒の粗大化を防止し、フェライト粒を微細化することで、溶接熱影響部の韌性を向上させる技術が開示されている。しかし、これらの技術は、フェライトを母相とする比較的低強度の鋼材を対象としているため、溶接熱影響部がフェライトを含まない組織となる高強度の鋼板には、このフェライト粒微細化による溶接熱影響部の韌性向上効果を望むことはできない。

【0005】

また、2 相域加熱部、つまり最初の溶接時に融点近傍まで加熱された領域が、後続する溶接の再加熱によってフェライトとオーステナイトの 2 相域になる領域が最も脆化する理由は、後続の溶接による再加熱によって、オーステナイト領域に C が濃化し、この部分が冷却時に島状マルテンサイト生成を伴う上部ベイナイト組織を形成するためである。また、この領域は、粗大な島状マルテンサイトが容易に形成されるため、脆性破壊の起点となり易い。

【0006】

この C 濃化による溶接熱影響部の韌性低下に対しては、例えば、特許文献 2 には、鋼を

10

20

30

40

50

低C化および低Si化し、島状マルテンサイトの生成を抑制した上で、さらにCuを添加することで、母材強度を確保する技術が開示されている。また、特許文献3には、低C化して溶接熱影響部の靱性を向上した上で、Cu添加により強度を高める技術が開示されている。しかし、これらの技術は、時効処理によるCuの析出強化を利用して強度を高めるものであるが、多量のCu添加を必要とするため、熱間加工時に脆性を起こし易く、製造性や品質面で問題が多い。

【0007】

また、特許文献4には、2相域加熱部の島状マルテンサイトによる靱性低下を抑制するため、母材および溶接金属の成分を規定し、さらに溶接後、(A₁変態点+100)~1000に温度に再加熱する技術が開示されている。しかし、特許文献4の技術は、2相域加熱部に生成した島状マルテンサイトを微細化するために、もう一度、高温に加熱する必要があり、生産性を著しく阻害する。また、この技術は、比較的板厚の薄い鋼板を使用する鋼管に適用する技術であり、海洋構造物などの大型鋼構造物には適用することは難しい。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2001-323336号公報

【特許文献2】特開平05-186823号公報

【特許文献3】特開2001-335884号公報

【特許文献4】特開2000-256779号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

さらに、上記従来技術には、以下のような解決すべき課題が残されている。

例えば、Ti酸化物等を利用する技術では、酸化物等を鋼中に均一に微細分散させることが難しいという問題がある。さらに、近年では、構造物が大型化するのに伴い、使用される鋼材の高強度化や厚肉化が要求されており、それらの要求に応えるためには、従来技術以上に合金元素を添加することが必要となる。しかし、合金元素の過度の添加は、溶接熱影響部の靱性を低下させるため、好ましくないという問題もある。

【0010】

本発明は、従来技術が抱える上記問題点に鑑みてなされたものであり、その目的は、板厚30mm以上、降伏強度が630MPa以上で、母材の強度・靱性に優れるとともに、溶接熱影響部の靱性にも優れる高張力鋼板とその有利な製造方法を提案することにある。

【課題を解決するための手段】

【0011】

発明者らは、厚肉かつ高強度が求められる鋼板の母材強度・靱性を向上するだけでなく、溶接熱影響部の靱性をも改善する方法について、鋭意検討を重ねた。その結果、溶接熱影響部のボンド部近傍における靱性低下は、多層溶接時に2相域に加熱される部分に形成される島状マルテンサイトを含む脆化組織の生成に起因するものであることを確認するとともに、上記島状マルテンサイトに対する対策が、従来技術ではまだ不十分であることを知見した。

【0012】

そこで、発明者らは、上記脆化組織を改善する方法についてさらに検討した結果、従来技術のように単にCを低減するだけでは不十分であり、さらに、生成する島状マルテンサイトの大きさ(面積)を小さくすると共に、島状マルテンサイトの硬さを低減してマトリックス組織との硬度差を小さくしてやる必要があること、そして、その達成手段としては、母材成分中のMn, NiおよびCrを適正量添加し、Cを低減してやることを見出し、本発明を完成させた。

【0013】

10

20

30

40

50

すなわち、本発明は、 $C : 0.039 \sim 0.2 \text{ mass } \%$ 、 $Si : 0.05 \sim 0.3 \text{ mass } \%$ 、 $Mn : 0.5 \sim 5 \text{ mass } \%$ 、 $P : 0.015 \text{ mass } \%$ 以下、 $S : 0.005 \text{ mass } \%$ 以下、 $Cr : 3 \text{ mass } \%$ 以下、 $Ni : 5 \text{ mass } \%$ 以下、 $Ti : 0.005 \sim 0.02 \text{ mass } \%$ 、 $Al : 0.004 \text{ mass } \%$ 以下、 $N : 0.007 \text{ mass } \%$ 以下、 $B : 0.0003 \sim 0.003 \text{ mass } \%$ を含有し、かつ、 Mn 、 Ni 、 Cr および C が下記(1)式；

$$Mn + Ni + Cr - 12.5 \times C - 2.6 (\text{mass } \%) \cdots (1)$$

を満たして含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分組成を有し、入熱量が 80 kJ/cm 以下の多層溶接を施したときの溶接熱影響部に形成される島状マルテンサイトの平均面積が $3 \mu\text{m}^2$ 以下である板厚が 30 mm 以上の高張力鋼板である。ここで、上記式中の各元素記号は、その元素の含有量($\text{mass } \%$)を示す。

10

【0014】

本発明の高張力鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、 $Cu : 0.5 \text{ mass } \%$ 以下、 $Mo : 1 \text{ mass } \%$ 以下、 $V : 0.2 \text{ mass } \%$ 以下および $Nb : 0.1 \text{ mass } \%$ 以下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。

【0015】

また、本発明の高張力鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、 $Ca : 0.0005 \sim 0.003 \text{ mass } \%$ および $REM : 0.0003 \sim 0.003 \text{ mass } \%$ のうちから選ばれる1種または2種を含有することを特徴とする。

20

【0016】

また、本発明は、上記いずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、 Ac_3 変態点 ~ 1200 の温度に加熱後、累積圧下率 50% 以上の熱間加工を施し、次いで、そのまま Ar_3 変態点以上の温度から板厚中心部の温度が 350 以下になるまで $1/s$ 以上で冷却して鋼板全体を焼き入れし、あるいは、放冷してから Ac_3 変態点 ~ 1050 の温度に再加熱した後に板厚中心部の温度が 350 以下になるまで $1/s$ 以上で冷却して鋼板全体を焼き入れし、その後、 $450 \sim 650$ の温度で焼戻処理を施す高張力鋼板の製造方法を提案する。

【発明の効果】

【0017】

本発明によれば、板厚が 30 mm 以上で、降伏強度が 630 MPa 以上の高強度を有し、母材の靱性にも優れると共に、多層溶接した熱影響部の靱性にも優れる高張力鋼板を安定して製造することが可能となる。

30

【発明を実施するための形態】

【0018】

上述したように、発明者らは、厚肉かつ高強度が求められる鋼板(母材)の強度・靱性を向上するとともに、溶接熱影響部の靱性をも改善する方法について、検討を重ねた結果、溶接熱影響部のポンド部近傍における靱性低下は、多層溶接時の2相域加熱部に形成される島状マルテンサイトを含む脆化組織の生成に起因することを確認した。そして、上記島状マルテンサイトによる溶接熱影響部のポンド部近傍の靱性低下を改善するには、従来技術のように単に C を低減するだけでは不十分であり、さらに、生成する島状マルテンサイトの大きさを、平均面積で $3 \mu\text{m}^2$ 以下に小さくすると共に、島状マルテンサイトの硬さを低減してマトリックス組織との硬度差を小さくしてやる必要があること、そして、その達成手段としては、所定の成分組成を満足した上で、母材成分中の C 、 Mn 、 Ni および Cr を下記(1)式；

$$Mn + Ni + Cr - 12.5 \times C - 2.6 (\text{mass } \%) \cdots (1)$$

(上記式中の各元素記号は、その元素の含有量($\text{mass } \%$)を示す。)

を満たして含有させる必要があることを見出した。

40

【0019】

ここで、上記(1)式の意味するところは、以下のとおりである。

Mn および Ni は、オーステナイト安定化元素であるため、これらの元素の含有量を高

50

めることによって、オーステナイト中に固溶するCの濃度上昇を抑制することができる。さらに、炭化物安定化元素であるCrを添加し、析出した炭化物の再溶解を抑制することによっても、オーステナイト中に固溶するC濃度をより低減させることができる。これらの固溶C濃度の低下効果によって、溶接熱影響部に生成する島状マルテンサイトの一つ一つを微細化し、平均面積で $3\mu\text{m}^2$ 以下とすることができると共に、島状マルテンサイトの硬さを低下し、マトリックス組織との硬度差を小さくすることができる。その結果、島状マルテンサイトが破壊の起点になり難くなり、溶接部の靱性を顕著に向上することが可能となる。

【0020】

なお、本発明における溶接熱影響部に形成される島状マルテンサイトの平均面積とは、溶接熱影響部の断面において観察される個々の島状マルテンサイトの面積の平均値のことを意味する。また、その測定方法としては、例えば、溶接熱影響部の断面を2段エッチングして島状マルテンサイトを現出させた後、2相域に加熱されるボンド部近傍を、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて倍率3000倍で10視野撮影し、画像解析して個々の島状マルテンサイトの面積を測定し、それを平均することで求めることができる。

【0021】

次に、本発明の鋼板が有すべき成分組成について具体的に説明する。

C : 0.005 ~ 0.2 mass %

Cは、構造用鋼としての本発明の鋼板に求められる強度(降伏強度 630MPa)を確保するために必要不可欠の元素である。Cが0.005mass%未満では、上記必要な強度を確保することができなかつたり、他の合金元素の多量添加が必要となつたりするため原料コストの上昇を招く。一方、0.2mass%を超えて添加すると、溶接熱影響部に生成する島状マルテンサイトの生成量が増加し、個々の島状マルテンサイトが粗大化しやすくなり、さらに、島状マルテンサイト中のC濃度も高くなって硬さが上昇するため、溶接熱影響部の靱性が大きく低下してしまう。よって、Cは0.005~0.2mass%の範囲とする。好ましくは0.01~0.15mass%の範囲である。

【0022】

Si : 0.05 ~ 0.3 mass %

Siは、鋼の脱酸材として添加される必須の元素であり、本発明では0.05mass%以上添加する必要がある。しかし、0.3mass%を超えて添加すると、母材靱性のみならず、島状マルテンサイトの生成を助長して溶接熱影響部の靱性をも低下させる。よって、本発明では、Siは0.3mass%以下とする。

【0023】

Mn : 0.5 ~ 5 mass %

Mnは、脱酸材として、また、母材強度を確保する観点から0.5mass%以上添加する必要がある。一方、5mass%を超えて添加すると、焼入性が過剰に高まり、溶接熱影響部の靱性を低下させる。よって、Mnは、0.5~5mass%の範囲とする。好ましくは、0.5~2mass%の範囲である。

【0024】

P : 0.015 mass % 以下

Pは、靱性を低下させる有害な元素である。特に、0.015mass%を超えて含有すると、母材および溶接熱影響部の靱性を低下させる。よって、本発明では、Pは0.015mass%以下に制限する。

【0025】

S : 0.005 mass % 以下

Sも、靱性を低下させる有害な元素である。特に、0.005mass%を超えて含有すると、母材および溶接熱影響部の靱性を低下させる。よって、本発明では、Sは0.005mass%以下に制限する。

【0026】

Cr : 3 mass % 以下

10

20

30

40

50

Crは、鋼(母材)の高強度化に有効な元素であるが、過剰に含有させると、却って靱性を低下させるので、本発明では上限を3mass%とする。好ましくは0.1~2.7mass%、より好ましくは0.4~2.5mass%の範囲である。

【0027】

Ni: 5mass%以下

Niは、鋼(母材)の強度および溶接熱影響部の靱性を向上するのに有効な元素である。しかし、Niは高価な元素であるため、上限を5mass%とする。好ましくは0.5~5mass%、より好ましくは0.7~3mass%の範囲である。

【0028】

Ti: 0.005~0.02mass%

Tiは、鋼中で窒化物を形成し、固溶窒素量を低減し、BNの析出を抑制するので、焼き入れに必要なBを確保するのに有効な元素でもある。さらに、Tiの窒化物は、オーステナイト温度域でも安定な析出物であり、溶接熱影響部のオーステナイトの粗大化を効果的に抑制する。斯かる効果は0.005mass%以上含有させることにより得られる。しかし、0.02mass%を超えて添加すると、析出した窒化物が粗大化し、母材および溶接熱影響部の靱性を低下させるので、上限は0.02mass%とする必要がある。

【0029】

Al: 0.004mass%以下

本発明では、高強度鋼板を製造する鋼素材として、Al脱酸鋼ではなく、Siおよび/またはMn脱酸鋼を用いる。ただし、予備処理としてSiやMn脱酸に先立ち、Alを添加して予備脱酸を行ってもよい。ただし、Alを脱酸材として添加してする場合には、溶解中に残留するAlは0.004mass%以下とすることが必要である。Alが0.004mass%を超えて含有すると、溶接熱影響部における島状マルテンサイトの生成を助長して靱性を低下させるためである。

【0030】

N: 0.007mass%以下

Nは、鋼(母材)中に過剰に固溶すると、母材の靱性を低下させる。また、過剰なNの含有は、溶接熱影響部においても、粗大な窒化物や炭窒化物を形成して靱性を低下させる。よって、本発明では、Nを0.007mass%以下に制限する。

【0031】

B: 0.0003~0.003mass%

Bは、オーステナイト粒界に偏析して粒界からのフェライト変態を抑制し、ベイナイト変態やマルテンサイト変態を促進する効果があるので、高強度化、高靱性化には有効な元素である。この効果を得るためには0.0003mass%以上の含有が必要である。しかし、0.003mass%を超えて添加すると、炭窒化物となって析出し、焼入性を低下させたり、靱性を低下させたりするようになる。よって、本発明では、Bは0.0003~0.003mass%の範囲とする。好ましくは0.0005~0.0020mass%の範囲である。

【0032】

本発明の高張力鋼板は、上記必須成分に加えてさらに、強度・靱性を高める目的で、Cu, Mo, VおよびNbの中から選ばれる1種または2種以上を下記の範囲で含有させることができる。

Cu: 0.5mass%以下

Cuは、低温靱性を損なうことなく鋼の強度を高めることができる元素である。しかし、0.5mass%を超えて含有させると、熱間加工時に鋼板表面に割れを生じるようになるので、Cuを添加する場合には上限は0.5mass%とするのが好ましい。

【0033】

Mo: 1mass%以下

Moは、母材を高強度化するのに有効な元素である。しかし、1mass%を超えて含有させると、炭化物の析出により硬度が上昇し、靱性を低下させる。よって、Moを含有

10

20

30

40

50

させる場合には1mass%以下とするのが好ましい。

【0034】

V：0.2mass%以下

Vは、母材の強度・靱性の向上に有効な元素であり、また、VNとして析出し、固溶Nを低減するのもにも有効な元素である。しかし、0.2mass%を超えて含有させると、硬質なVCの析出により靱性が低下するようになるので、Vを含有させる場合には上限は0.2mass%とするのが好ましい。より好ましくは0.1mass%以下である。

【0035】

Nb：0.1mass%以下

Nbは、鋼の強度を高めるのに有効な元素である。しかし、0.1mass%を超えて含有させると、溶接熱影響部の靱性を低下させるので、Nbを含有させる場合には上限を0.1mass%とするのが好ましい。さらに好ましくは、0.010～0.020%である。

【0036】

本発明の高張力鋼板は、上記成分に加えてさらに、機械的特性を改善する目的で、CaおよびREMのうちから選ばれる1種または2種を、Ca：0.0005～0.003mass%、REM：0.0005～0.003mass%の範囲で含有させることができる。

CaおよびREMは、有害なOおよびNを酸化物および硫化物として固定し、鋼の機械的特性を改善する効果があるため、それぞれ0.0005mass%以上含有させることができる。しかし、いずれも0.003mass%を超えて含有させても、その効果が飽和するため、上限は0.003mass%とするのが好ましい。なお、上記REM（レア・アース・メタル）とは、La、Ceをはじめとする希土類元素のことをいう。

【0037】

本発明の高張力鋼板は、上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。ただし、本発明の作用効果を害しない範囲であれば、他の成分を含有していてもよい。

【0038】

次に、本発明の高張力鋼板の製造方法について説明する。

鋼素材

本発明の高張力鋼板の素材となる鋼素材（スラブ、ビレット等）は、上記した成分組成の鋼を、例えば、転炉、電気炉、真空溶解炉等の通常の製錬プロセスで溶製した後、連続鋳造法あるいは造塊-分塊圧延法等、通常公知の方法を用いて製造することができ、特に制限はない。

【0039】

熱間加工（熱間圧延および/または熱間鍛造）

次いで、本発明では、上記鋼素材をAc₃変態点～1200の温度に加熱した後、累積圧下率が50%以上の熱間加工し、高張力鋼板とする。ここで、上記の熱間加工とは、熱間圧延、熱間鍛造あるいは熱間鍛造と熱間圧延の組み合わせのいずれかの加工方法を意味する。

上記鋼素材の加熱温度を、Ac₃変態点以上とする理由は、Ac₃変態点未満の温度では、オーステナイト単相域にならないため、鋼組織の均一性が悪く、製造安定性が著しく低下するからである。また、1200以下とする理由は、1200を超えて加熱しても、熱エネルギーのロスとなるだけだからである。ここで、上記加熱温度とは、鋼素材の厚さ中心部の温度を指すものとする。厚さ中心部の温度は、鋼素材の厚さ、表面温度および冷却条件などから、シミュレーション計算などで求めることができる。例えば、差分法を用いて厚さ方向の温度分布を計算することにより、厚さ中心部の温度を求めることができる。また、熱間加工における累積圧下率を50%以上とする理由は、鋼素材の板厚中心部まで十分な加工を加えて、鋼組織を微細化するためである。

ここで、上記Ac₃変態点は、実測して求めることができるが、下記(2)式から算出してもよい。

10

20

30

40

50

記

$$A c_3 \text{ 変態点 () } = 937.2 - 476.5 \times C + 56 \times Si - 19.7 \times Mn - 16.3 \times Cu - 26.6 \times Ni - 4.9 \times Cr + 38.1 \times Mo + 124.8 \times V + 136.3 \times Ti - 19.1 \times Nb + 198.4 \times Al + 3315 \times B \quad \dots (2)$$

(上記式中の各元素記号は、その元素の含有量 (mass%) を示す。)

なお、熱間加工の終了温度は、鋼板組織の均一性を確保する観点から、 $A r_3$ 変態点以上とするのが好ましい。

【0040】

熱間加工後の冷却、あるいは、熱間加工後の再加熱とその後の冷却

上記のように熱間加工 (熱間圧延および/または熱間鍛造) した鋼板は、次いで、そのまま $A r_3$ 変態点以上の温度から板厚中心部が 350 以下になるまで急冷するか、あるいは、放冷してから $A c_3$ 変態点 ~ 1050 の温度に再加熱した後に板厚中心部が 350 以下になるまで急冷する、のいずれかの方法で焼入れする。

ここで、熱間加工後にそのまま急冷する場合に、急冷開始温度を $A r_3$ 変態点以上とする理由は、冷却開始前の組織をオーステナイト単相組織とするためである。なお、この急冷開始温度は、鋼板表面温度とする。

一方、熱間加工した鋼板を再加熱した後に急冷する場合に、再加熱温度を 1050 以下とする理由は、これを超える温度ではオーステナイト粒が粗大化し、母材の靱性が低下するためである。また、再加熱温度を $A c_3$ 変態点以上の温度とする理由は、焼入れ前の鋼板をオーステナイト単相組織とすることにより、焼入れ後、および、焼戻し後の鋼板組織・材質を均質化するためである。これにより、所望の強度・靱性を達成することができる。ここで、上記再加熱温度とは、鋼板の板厚中心部の温度を指すものとする。板厚中心部の温度は、板厚、表面温度および冷却条件などから、シミュレーション計算などで求めることができる。たとえば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、板厚中心部の温度を求めることができる。

なお、上記 $A r_3$ 変態点は、実測してもよいが、下記 (3) 式から求めてもよい。

記

$$A r_3 \text{ 変態点 () } = 910 - 273 \times C - 74 \times Mn - 16 \times Cr - 9 \times Mo - 5 \times Cu \quad \dots (3)$$

(上記式中の各元素記号は、その元素の含有量 (mass%) を示す。)

【0041】

また、 $A r_3$ 変態点以上の温度から急冷するときの冷却停止温度を、板厚中心部で 350 以下とするのは、鋼板全体を焼入れするためである。これにより、板厚全体にわたってベイナイトまたはマルテンサイト変態が確実に開始するので、後述する焼戻し処理まで完了した時点において、板厚全体にわたって、焼戻しベイナイト組織または/およびマルテンサイト組織とすることができる。

【0042】

したがって、 $A r_3$ 変態点以上の温度からの冷却速度も、連続冷却変態図 (CCT 曲線) の $F s$ 点 (フェライト変態開始温度) を通過せずに、 $B s$ 点 (ベイナイト変態開始温度) または $M s$ 点 (マルテンサイト変態開始温度) を通過できる速度であればよく、特に限定されないが、概ね 1 / 秒以上とするのが好ましい。また、上記急冷する方法は水冷を採用することができるが、上記冷却速度が確保できる方法であれば水冷に限定されるものではなく、ガス冷却でもよい。

【0043】

上記焼入れ後の鋼板は、ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織となる。

なお、工業的には、鋼の強靱化を目的として、焼入れを繰り返すことがあり、本発明においても、繰り返し焼入れしてもよい。ただし、最終焼入れの際には、上記冷却条件を満たすことが必要である。

【0044】

10

20

30

40

50

焼戻処理

熱間加工後、上記のいずれかの方法で急冷し、焼入れした鋼板は、その後、再加熱し、450～650の温度で焼戻処理を施す必要がある。焼戻温度が450未満では、焼入れに伴う残留応力の除去効果が十分ではなく、一方、650を超えると、鋼中に種々の炭窒化物が析出するとともに、変態で得られた微細組織が消失し、強度・靱性が大幅に低下してしまうためである。上記焼戻処理により、鋼板組織は、焼戻しベイナイト組織および/または焼戻しマルテンサイト組織となる。なお、その他に、フェライト組織、パーライト組織、残留オーステナイト組織等が存在することもあるが、それらの合計が面積率で5%以下であれば、本発明の作用効果に影響はない。上記のように、本発明の高張力鋼板は、焼入れ後、焼戻処理を施すことが重要であり、これらの熱処理を施すことによって、母材の強度および靱性に優れる鋼板を製造することができる。

10

【実施例】

【0045】

表1に示したNo.1～29の鋼を溶製し、鋼素材(スラブ)とした後、表2に示した条件で、加熱し、累積圧下率が50～90%の熱間圧延を施して板厚が50～150mmの鋼板とし、その後、その厚鋼板をそのまま急冷して焼入れし、あるいは放冷した後再加熱してから急冷して焼入れし、その後、焼戻処理を施して、鋼板No.1～33の製品鋼板を製造した。斯くして得られた鋼板を下記の試験に供した。

<引張試験>

各鋼板の板厚1/4の位置から、圧延方向を引張方向とするJIS4号引張試験片を採取し、引張試験を実施して降伏強度および引張強さ(TS)を測定した。

20

<衝撃試験>

各鋼板の板厚1/4の位置から、圧延方向を長手方向とするVノッチシャルピー衝撃試験片を3本ずつ採取し、各試験片について-60でシャルピー衝撃試験を行い、吸収エネルギー(vE-60)を測定し、それらの平均値を求めた。

<溶接後衝撃試験>

各鋼板から採取した2枚の溶接用試験片に、X開先(開先角度45°)加工を施した後、入熱50kJ/cmのサブマージアーク溶接を行い、多層溶接継手を作製した。次いで、この継手の溶接部の板厚1/4の位置から、ボンド部をVノッチ位置とするシャルピー衝撃試験片を各3本ずつ採取し、-60でシャルピー衝撃試験を行い、吸収エネルギー(vE-60)を測定し、それらの平均値を求めた。

30

<島状マルテンサイトの面積測定>

溶接熱影響部の断面を2段エッチングして島状マルテンサイトを現出させた後、2相域に加熱されるボンド部近傍を、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて倍率3000倍で10視野撮影し、画像解析して、島状マルテンサイトの平均面積を測定した。

【0046】

【 附 1 】

鋼 No.	化 学 成 分 (m a s %)														(1)式 左辺	備考			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Al	B	N	Cu	Mo	V			Nb	Ca	REM
1	0.007	0.21	1.9	0.008	0.001	1.5	0.7	0.018	0.003	0.0021	0.0044	0.48	0.40	—	—	0.0015	—	4.01	参考鋼
2	0.015	0.18	1.6	0.006	0.001	0.9	0.9	0.008	0.002	0.0008	0.0021	—	0.55	0.045	—	—	—	3.21	参考鋼
3	0.039	0.06	1.2	0.012	0.003	2.7	0.5	0.007	0.003	0.0016	0.0014	—	—	—	0.032	—	—	3.91	発明鋼
4	0.058	0.10	0.6	0.005	0.003	1.5	1.3	0.013	0.001	0.0015	0.0026	0.50	0.65	0.061	—	—	—	2.68	発明鋼
5	0.065	0.15	2.7	0.010	0.003	0.0	1.5	0.011	0.001	0.0022	0.0040	0.45	—	0.175	—	0.0009	—	3.39	発明鋼
6	0.078	0.27	1.4	0.006	0.001	1.5	0.8	0.014	0.002	0.0023	0.0060	0.15	—	—	—	0.0012	—	2.73	発明鋼
7	0.082	0.20	1.5	0.007	0.001	1.3	0.9	0.007	0.001	0.0009	0.0027	—	0.95	0.040	—	—	—	2.68	発明鋼
8	0.084	0.20	1.0	0.005	0.001	1.2	1.5	0.007	0.003	0.0009	0.0025	0.26	0.45	0.041	—	—	—	2.64	発明鋼
9	0.083	0.20	1.6	0.007	0.001	1.2	0.9	0.007	0.003	0.0009	0.0027	0.26	0.88	0.042	—	—	—	2.66	発明鋼
10	0.095	0.13	1.3	0.009	0.002	1.1	1.5	0.012	0.002	0.0021	0.0036	0.38	—	—	0.015	—	—	2.71	発明鋼
11	0.100	0.22	1.4	0.006	0.001	1.0	1.5	0.010	0.001	0.0010	0.0030	0.31	0.48	—	—	—	—	2.67	発明鋼
12	0.101	0.22	1.4	0.006	0.001	0.9	2.0	0.010	0.002	0.0011	0.0027	—	—	—	—	—	—	3.04	発明鋼
13	0.124	0.22	1.1	0.008	0.001	1.6	1.5	0.010	0.002	0.0010	0.0029	0.31	0.49	0.044	—	—	—	2.65	発明鋼
14	0.122	0.22	1.2	0.004	0.001	1.0	2.0	0.011	0.001	0.0011	0.0028	0.32	0.49	0.044	—	—	—	2.68	発明鋼
15	0.120	0.22	1.2	0.006	0.001	0.7	2.6	0.011	0.001	0.0011	0.0022	0.33	0.48	0.042	—	—	—	3.00	発明鋼
16	0.125	0.16	3.2	0.005	0.001	1.0	0.0	0.009	0.002	0.0006	0.0028	—	—	0.021	—	—	0.0027	2.64	発明鋼
17	0.138	0.22	1.2	0.006	0.001	1.2	2.0	0.010	0.004	0.0011	0.0023	—	—	0.143	—	—	—	2.68	発明鋼
18	0.140	0.22	1.1	0.007	0.001	0.8	2.5	0.010	0.002	0.0009	0.0020	0.32	0.48	0.042	—	—	—	2.65	発明鋼
19	0.155	0.27	1.5	0.008	0.001	0.4	3.8	0.012	0.004	0.0018	0.0039	—	—	—	—	0.0018	—	3.76	発明鋼
20	0.189	0.05	1.2	0.006	0.001	1.5	2.3	0.009	0.002	0.0015	0.0036	—	—	—	—	—	—	2.64	発明鋼
21	0.003	0.13	1.5	0.006	0.002	1.3	1.5	0.011	0.002	0.0013	0.0021	0.45	0.55	0.048	0.010	—	—	4.26	比較鋼
22	0.238	0.11	1.3	0.013	0.004	2.8	1.5	0.011	0.001	0.0022	0.0040	—	—	—	—	—	—	2.63	比較鋼
23	0.085	0.17	1.6	0.007	0.002	1.2	2.0	0.009	0.003	0.0002	0.0016	—	—	—	—	—	—	3.74	比較鋼
24	0.138	0.12	2.0	0.008	0.002	0.2	2.5	0.011	0.001	0.0033	0.0041	—	—	—	—	—	—	2.98	比較鋼
25	0.096	0.41	1.8	0.009	0.001	0.6	3.0	0.010	0.002	0.0018	0.0043	0.27	—	—	—	—	—	4.20	比較鋼
26	0.115	0.11	5.3	0.007	0.001	0.0	0.5	0.008	0.003	0.0009	0.0024	—	—	—	—	—	—	4.36	比較鋼
27	0.089	0.21	1.9	0.006	0.002	3.5	0.5	0.012	0.001	0.0011	0.0020	—	0.44	—	—	—	—	4.79	比較鋼
28	0.163	0.22	1.0	0.009	0.002	1.2	1.0	0.015	0.002	0.0015	0.0038	0.25	—	0.045	—	—	—	1.16	比較鋼
29	0.125	0.18	2.0	0.014	0.003	1.3	0.9	0.015	0.009	0.0014	0.0025	—	—	—	—	—	—	2.64	比較鋼

【 0 0 4 7 】

10

20

30

40

【表 2】

鋼板 No.	鋼 No.	変態点		熱間圧延				直接焼入		再加熱焼入		焼戻 温度 (°C)	板厚 (mm)	備 考
		Ac ₃ (°C)	Ar ₃ (°C)	加熱 温度 (°C)	圧延 開始 温度 (°C)	圧延 終了 温度 (°C)	圧延後 の冷却	冷却 開始 温度 (°C)	冷却 停止 温度 (°C)	再加熱 温度 (°C)	冷却停止 温度 (°C)			
1	1	900	698	1150	1090	860	放冷	—	—	930	<250	550	75	参考例
2	2	911	718	1150	1090	820	焼入	750	<250	—	—	650	50	参考例
3	3	878	739	1100	1050	870	放冷	—	—	1000	<250	600	75	発明例
4	4	893	745	1100	1050	890	放冷	—	—	1000	<250	600	100	発明例
5	5	845	606	1050	980	880	放冷	—	—	880	<250	450	100	発明例
6	6	866	716	1100	1050	850	放冷	—	—	930	<250	550	75	発明例
7	7	895	697	1150	1080	900	放冷	—	—	1000	<250	500	100	発明例
8	8	865	705	1100	1050	890	放冷	—	—	930	<250	500	125	発明例
9	9	887	690	1100	1040	900	放冷	—	—	1050	<250	550	150	発明例
10	10	831	684	1050	1000	830	放冷	—	—	930	<250	500	75	発明例
11	11	848	673	1100	1050	850	放冷	—	—	930	<250	500	125	発明例
12	12	822	652	1100	1050	830	放冷	—	—	930	<250	450	75	発明例
13	13	845	679	1100	1040	880	放冷	—	—	930	<250	450	150	発明例
14	14	834	654	1050	980	830	放冷	—	—	1000	<250	500	125	発明例
15	15	820	626	1050	990	810	放冷	—	—	930	<250	500	100	発明例
16	16	825	623	1050	990	800	焼入	700	<250	—	—	550	50	発明例
17	17	825	652	1050	1000	850	放冷	—	—	930	<250	550	125	発明例
18	18	814	632	1050	980	830	放冷	—	—	1000	<250	500	150	発明例
19	19	754	537	1050	1000	840	放冷	—	—	880	<250	450	125	発明例
20	20	764	617	1050	1000	830	放冷	—	—	880	<250	500	150	発明例
21	21	893	686	1050	990	830	焼入	750	<250	—	—	550	75	比較例
22	22	760	620	1050	1000	890	放冷	—	—	880	<250	450	150	比較例
23	23	818	637	1050	1000	860	放冷	—	—	930	<250	500	100	比較例
24	24	784	581	1050	1010	820	放冷	—	—	880	<250	500	75	比較例
25	25	800	572	1100	1050	860	放冷	—	—	930	<250	550	125	比較例
26	26	776	458	1050	1000	850	放冷	—	—	930	<250	500	150	比較例
27	27	861	657	1100	1050	870	放冷	—	—	1000	<250	650	125	比較例
28	28	829	715	1100	1030	860	放冷	—	—	1000	<250	600	125	比較例
29	29	826	657	1100	1030	870	放冷	—	—	930	<250	600	150	比較例
30	2	911	718	1150	1100	890	放冷	—	—	880	<250	550	75	比較例
31	3	878	739	1100	1030	760	焼入	680	<250	—	—	500	50	比較例
32	19	754	537	1050	1000	840	放冷	—	—	880	<250	700	125	比較例
33	19	754	537	1050	1010	840	放冷	—	—	880	<250	400	125	比較例

【 0 0 4 8 】

上記の試験結果を表 3 に示した。この結果から、鋼の成分組成が本発明に適合する発明例の鋼板（鋼板 No. 1 ~ 25（ただし、No. 1, 2 は参考例））は、いずれも母材の降伏強度が 630MPa 以上、引張強さが 720MPa 以上、母材の vE - 60 が 120 J 以上であり、母材の強度・韌性に優れていることがわかる。さらに、溶接部の韌性 vE - 60 は 70 J 以上の韌性を有しており、溶接部の韌性にも優れていることがわかる。

これに対して、本発明の成分組成を外れる比較例の鋼板（鋼板 No. 21 ~ 29）は、母材の降伏強度が 630MPa 未満、引張強さが 720MPa 未満、韌性 vE - 60 が 120 J 未満もしくは溶接部の韌性 vE - 60 が 70 J 未満のいずれかが 1 以上であり、母材の強度・韌性および溶接部の韌性のいずれかが 1 以上の特性が劣っている。また、個々の成分組成は適正範囲でも、(1) 式を満たさない鋼板（No. 28）は、島状マルテンサイトが大きくなっている。

また、表 3 の鋼板 No. 30 ~ 33 に示すように、鋼の成分組成が本発明に適合する鋼

10

20

30

40

50

板でも、焼入条件や焼戻条件が本発明に適合していない場合には、母材の強度・靱性のいずれか1以上の特性が劣っていることが認められる。

【0049】

【表3】

鋼板 No.	鋼 No.	母材及び溶接部の特性					備 考
		降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	母材 v E-60 (J)	溶接部 v E-60 (J)	島状 マルテンサイト 平均面積 (μm^2)	
1	1	712	787	168	144	0.8	参考例
2	2	851	802	133	106	1.1	参考例
3	3	745	832	173	143	0.6	発明例
4	4	718	825	257	171	1.3	発明例
5	5	663	796	217	183	0.9	発明例
6	6	695	785	188	130	1.4	発明例
7	7	711	821	194	148	1.5	発明例
8	8	732	803	245	120	2.0	発明例
9	9	758	863	173	132	1.9	発明例
10	10	718	818	186	124	1.4	発明例
11	11	705	835	207	180	1.2	発明例
12	12	724	848	231	158	1.8	発明例
13	13	801	893	185	145	1.5	発明例
14	14	734	846	203	167	1.9	発明例
15	15	684	832	198	154	1.7	発明例
16	16	721	856	131	97	1.9	発明例
17	17	805	922	211	137	2.4	発明例
18	18	821	946	189	128	2.5	発明例
19	19	818	938	203	154	2.1	発明例
20	20	826	951	156	100	2.7	発明例
21	21	578	695	168	144	1.8	比較例
22	22	932	1018	103	28	3.5	比較例
23	23	532	618	85	13	4.1	比較例
24	24	963	1105	78	54	1.9	比較例
25	25	712	864	95	40	3.5	比較例
26	26	801	943	136	32	1.9	比較例
27	27	724	828	83	29	1.6	比較例
28	28	813	952	138	30	4.8	比較例
29	29	738	821	125	46	2.9	比較例
30	2	601	698	45	130	0.9	比較例
31	3	511	645	38	139	1.3	比較例
32	19	629	685	156	106	2.3	比較例
33	19	868	986	63	149	2.2	比較例

10

20

30

40

フロントページの続き

(72)発明者 諏訪 稔

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2006-124759(JP,A)

特開2009-287081(JP,A)

国際公開第2009/123292(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 8/00 - 8/10