

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4946092号
(P4946092)

(45) 発行日 平成24年6月6日(2012.6.6)

(24) 登録日 平成24年3月16日(2012.3.16)

(51) Int.Cl.	F I		
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		
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	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A	
請求項の数 5 (全 15 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2006-51446 (P2006-51446)
 (22) 出願日 平成18年2月28日 (2006.2.28)
 (65) 公開番号 特開2007-231312 (P2007-231312A)
 (43) 公開日 平成19年9月13日 (2007.9.13)
 審査請求日 平成20年9月25日 (2008.9.25)

(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 河野 一夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高張力鋼およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 m a s s %、S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 5 m a s s %、M n : 1 ~ 2 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、A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 6 m a s s %、N i : 0 . 3 ~ 2 m a s s %、N b : 0 . 0 0 4 ~ 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 m a s s % 未満、C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 m a s s % を含有し、
 C a , S および O が下記 (1) 式を満たして含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる成分組成を有することを特徴とする高張力鋼。

記

$$0 < (C a - (0 . 1 8 + 1 3 0 \times C a) \times O) / 1 . 2 5 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、C a , S および O は、各元素の含有量 (m a s s %)

【請求項2】

上記成分組成に加えてさらに、B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 2 5 m a s s %、M o : 0 . 7 m a s s % 以下、V : 0 . 0 2 2 m a s s % 以下、C u : 1 m a s s % 以下および C r : 0 . 7 m a s s % 以下の中から選ばれる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。

【請求項3】

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 m a s s %、S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 5 m a s s %、M n : 1 ~ 2 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、A l : 0 .

0.05 ~ 0.06 mass %、Ni : 0.3 ~ 2 mass %、Nb : 0.004 ~ 0.05 mass %、Ti : 0.005 ~ 0.02 mass %、N : 0.003 mass %未満、Ca : 0.0005 ~ 0.003 mass %を含有し、Ca, SおよびOが下記(1)式を満たして含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼スラブを1050 ~ 1200 に加熱後、950 以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950 未満の温度域における累積圧下率が30 ~ 70%となる熱間圧延を施し、その後、熱間圧延終了温度から600 ~ 450 間の冷却停止温度までを5 ~ 20 /sで冷却する前段冷却と、前段冷却停止温度から450 未満 ~ 200 間の冷却停止温度までを1 ~ 5 未満/sで冷却する後段冷却を施すことを特徴とする高張力鋼の製造方法。

10

記

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca, SおよびOは、各元素の含有量(mass %)

【請求項4】

上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、B : 0.0003 ~ 0.0025 mass %、Mo : 0.7 mass %以下、V : 0.022 mass %以下、Cu : 1 mass %以下およびCr : 0.7 mass %以下の中から選ばれる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3に記載の高張力鋼の製造方法。

【請求項5】

後段冷却後の鋼に、450 ~ 650 で焼戻処理を施すことを特徴とする請求項3または4に記載の高張力鋼の製造方法。

20

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、海洋構造物やラインパイプ、圧力容器等に用いられる高張力鋼とその製造方法に関し、特に、降伏応力が355 MPa以上で、母材の強度・靱性に優れるだけでなく溶接部の靱性(CTOD特性)にも優れる高張力鋼とその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

海洋構造物等に用いられる鋼は、溶接接合して所望の形状の構造物に仕上げられるのが普通である。そのため、これらの鋼には、構造物の安全性を確保する観点から、母材自体の強度や靱性に優れることは勿論のこと、溶接継手の溶接部(溶接金属や熱影響部)の靱性にも優れていることが要求される。

30

【0003】

鋼の靱性の評価基準としては、従来、主にシャルピー試験による吸収エネルギーが用いられてきた。しかし、近年では、より信頼性を高めるために、き裂開口変位試験(Crack tip opening displacement test、以降「CTOD試験」と略記する)が用いられることが多い。この試験は、疲労予き裂を靱性評価部に発生させた試験片を3点曲げし、破壊直前のき裂底の口開き量(塑性変形量)を測定し、脆性破壊の発生抵抗を評価するものである。

40

【0004】

ところで、上記用途に用いられるような板厚が厚い鋼は、一般に、多層溶接が行われるが、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やすく、特にボンド部(溶接金属と母材との境界)や2相域再熱部(溶接1サイクル目で粗粒となり、2サイクル目で と の2相域に加熱される領域)の靱性の低下が大きいという問題がある。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粗大化し、引き続き冷却により、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が生成するため、靱性はさらに低下する。

【0005】

50

上記問題に対する対策として、例えば、鋼中にTiNを微細分散させて、オーステナイト粒の粗大化を抑制したり、フェライト変態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1や特許文献2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、オーステナイト粒成長を抑制し、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と酸化物分散とを組み合わせる技術、さらには、CaやREMを添加して硫化物の形態を制御することにより高靱性を得る技術も提案されている。

【0006】

一方、上記2相域再熱部、即ち最初の溶接で溶融点直下の高温に曝された領域が、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相域となる領域が、最も脆化する原因は、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、靱性を低下させるからである。そこで、この対策として、低C、低Si化することによ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確保する技術が開示されている(例えば、特許文献3参照)。

【0007】

【特許文献1】特公平03-053367号公報

【特許文献2】特開昭60-184663号公報

【特許文献3】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】

【0008】

しかしながら、上述した熱影響部の靱性が劣るという問題は、上記従来技術によってある程度の改善がなされたものの、まだ幾つかの解決すべき問題点が残されている。例えば、TiNを利用する技術では、TiNが溶解する温度域まで加熱されるボンド部においてはその作用がなくなり、さらに、固溶Tiおよび固溶Nによる基地組織の脆化によって著しい靱性の低下が起こることがある。また、Tiの酸化物を利用する技術では、酸化物の微細分散が十分均質にできないという問題がある。さらに、近年、海洋構造物や船舶等が大型化していくのに伴って、それに用いられる鋼材は、より高強度化、厚肉化が進められている。それらの課題を達成するには、特許文献3の技術とは逆に、合金元素を多量に添加することが有効である。しかし、合金元素の多量添加は、熱影響部の靱性の低下を招くという問題点を有している。

【0009】

そこで、本発明の目的は、従来技術が抱える上記問題点を解決し、合金元素の添加量を増やすことなく、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】

【0010】

発明者らは、高張力鋼の母材強度・靱性を向上すると共に、溶接熱影響部の靱性をも改善することができる方法について鋭意検討した。その結果、溶接熱影響部の靱性劣化は、脆化組織の生成に起因していることから、溶接熱影響部の靱性を向上させるためには、溶接時に高温加熱される領域におけるオーステナイト粒の粗大化を抑制したうえで、さらに、溶接後の冷却時にフェライト変態を促進させるための変態核を均一微細に分散させてやることが有効であることがわかった。

【0011】

そこで、発明者らは、上記脆化組織の生成を抑制する方法についてさらに検討した結果、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制御することが有効であること、また、溶接熱影響部の靱性(CTOD特性)を向上するには、Niの添加が有効であることを見出した。

【0012】

10

20

30

40

50

また、母材の強度・韌性に及ぼす圧延条件の影響について検討したところ、圧延後の冷却を、冷却速度が大きい前段冷却と小さい後段冷却とからなる2段冷却とし、それぞれの冷却速度を適正に制御すれば、鋼板組織がアシキュラーフェライト主体の組織となり、母材の強度・韌性に優れた高張力鋼を製造できることを見出した。さらに、母材の強度と韌性をより高めるには、オーステナイトの低温域で、未再結晶域を形成する効果が大きいNbを有効利用することが重要であり、そのためには、Nの含有量の上限を、従来よりも厳しく規制することが必要であることを見出し、本発明を完成させた。

【0013】

すなわち、本発明は、C：0.05～0.1mass%、Si：0.05～0.5mass%、Mn：1～2mass%、P：0.015mass%以下、S：0.005mass%以下、Al：0.005～0.06mass%、Ni：0.3～2mass%、Nb：0.004～0.05mass%、Ti：0.005～0.02mass%、N：0.003mass%未満、Ca：0.0005～0.003mass%を含有し、Ca，SおよびOが下記(1)式；

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca，SおよびOは、各元素の含有量(mass%)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することを特徴とする高張力鋼である。

【0014】

本発明の高張力鋼は、上記成分組成に加えてさらに、B：0.0003～0.0025mass%、Mo：0.7mass%以下、V：0.022mass%以下、Cu：1mass%以下およびCr：0.7mass%以下の中から選ばれる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、本発明は、C：0.05～0.1mass%、Si：0.05～0.5mass%、Mn：1～2mass%、P：0.015mass%以下、S：0.005mass%以下、Al：0.005～0.06mass%、Ni：0.3～2mass%、Nb：0.004～0.05mass%、Ti：0.005～0.02mass%、N：0.003mass%未満、Ca：0.0005～0.003mass%を含有し、Ca，SおよびOが下記(1)式；

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$$

ここで、Ca，SおよびOは、各元素の含有量(mass%)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する鋼スラブを1050～1200に加熱後、950以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、熱間圧延終了温度から600～450間の冷却停止温度までを5～20/sで冷却する前段冷却と、前段冷却停止温度から450未満～200間の冷却停止温度までを1～5/sで冷却する後段冷却を施すことを特徴とする高張力鋼の製造方法を提案する。

【0016】

本発明の高張力鋼の製造方法における上記鋼スラブは、上記成分組成に加えてさらに、B：0.0003～0.0025mass%、Mo：0.7mass%以下、V：0.022mass%以下、Cu：1mass%以下およびCr：0.7mass%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

【0017】

また、本発明の高張力鋼の製造方法は、上記後段冷却後の鋼に、450～650で焼戻処理を施すことを特徴とする。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、母材が、降伏応力が355MPa以上で韌性に優れると共に、溶接熱

10

20

30

40

50

影響部の韌性（CTOD特性）にも優れる高強度鋼を安価に製造することができるので、海洋構造物や船舶等の大型化に大きく寄与する。

【発明を実施するための最良の形態】

【0019】

本発明の基本的な技術思想について説明する。

本発明の第1の特徴は、溶接熱影響部の韌性を向上するために、硫化物の形態制御を目的として添加するCaの化合物（CaS）の晶出を有効利用するところにある。このCaSは、酸化物に比べて低温で晶出するため、均一に微細分散することができる。そして、CaSの添加量および添加時の溶鋼中の溶存酸素量を適性範囲に制御することによって、CaS晶出後でも固溶Sが確保され、CaSの表面上にMnSが析出して複合硫化物を形成する。このMnSには、フェライト核生成能があることが知られており、さらに、析出したMnSの周囲には、Mnの希薄帯が形成されるので、フェライト変態がより促進される。しかも、析出したMnS上には、TiN、BN、AlN等のフェライト生成核も析出するので、よりいっそうフェライト変態が促進される。

10

【0020】

上記技術によって、高温でも溶解しないフェライト変態生成核を微細に分散させることが可能となり、溶接熱影響部の組織を微細なフェライトパーライト化して、高韌性化を達成することができる。また、多層溶接時の熱サイクルにより2相域に再加熱される領域においても、最初の溶接による熱影響部の組織が微細化されるので、未変態の領域の韌性が向上し、さらに、再変態するオーステナイト粒も微細化するので、韌性の低下の度合いを小さく抑制することができる。

20

【0021】

本発明の第2の特徴は、母材の強度・韌性を向上するために、素材成分として、N量を0.003mass%未満に制限する点にある。母材の強度・韌性を向上するためにはNbの添加が有効であるが、Nbは、窒化物中に容易に固溶するため、窒化物が多く存在する場合には、この窒化物中に多くのNbが固溶してしまい、強度や韌性向上に有効な固溶Nb量を確保できなくなってしまう。そこで、N量を0.003mass%未満に抑えて窒化物の生成を抑制することにより、Nbの効果を最大限に利用することができ、ひいては、母材の強度・韌性の向上を図ることができる。また、N量を低減することにより、連続鑄造鑄片の表面欠陥が減少し、製品歩留まりが向上するという効果も得ることが出来る。

30

【0022】

本発明の第3の特徴は、鋼材圧延後の冷却を、前段冷却と後段冷却の2段階に分けて、後段冷却より前段冷却の冷却速度を大きく制御するところにある。この点について、実験結果を基に説明する。

C: 0.08mass%、Si: 0.2mass%、Mn: 1.4mass%、Ni: 0.4mass%を基本成分とする鋼スラブを、1150に加熱後、950以上の累積圧下率を40%、950未満での累積圧下率を50%、圧延終了温度を850とする熱間圧延を行い、その後、圧延終了温度から500までを冷却速度2~25/sで冷却する前段冷却した後、さらに、350までを冷却速度3/sで冷却する後段冷却を行い、その後、空冷して板厚が10~50mmの厚鋼板とした。この厚鋼板について、アシキュラーフェライト組織の面積率、引張強度特性および-40における韌性（シャルピー吸収エネルギー）を測定した。

40

【0023】

一般に、フェライト-パーライト組織からなる高強度の組織に変化させる場合、島状マルチサイトなどをラス間を含む比較的粗大な上部ベイナイト組織となり、韌性が大きく低下する。そこで、高強度と高韌性を両立させるためには、圧延条件の工夫などにより微細なアシキュラーフェライト組織とすることが必要となる。

図1は、母材強度およびアシキュラーフェライト面積率に及ぼす前段冷却の冷却速度の影響を示したものである。この図から、前段冷却の冷却速度が増すのに伴って強度が上昇

50

し、靱性が低下する傾向があることがわかる。一方、アシキュラーフェライト組織の面積率は、冷却速度の増大とともに上昇するが、おおよそ10 / s以上では上昇勾配が緩やかになること、すなわち、前段冷却の冷却速度をある速度以上に高めることにより、比較的高温で生成するポリゴナルフェライトの生成を抑制して、アシキュラーフェライト主体の組織とし、強度 - 靱性バランスに優れた鋼板を製造できることがわかった。

一方、後段冷却速度は、前段冷却速度より早いと島状マルテンサイトを生成し、母材の靱性を劣化させる。ただし、遅すぎると母材の強度が低下してしまうことから、適正な範囲に制御する必要があることもわかった。

【0024】

次に、本発明に係る高張力鋼の成分組成を限定する理由について説明する。

10

C : 0.05 ~ 0.1 mass %

Cは、鋼の強度に最も大きく影響する元素であり、構造用鋼として必要な強度 (YS 355 MPa) を確保するためには0.05 mass %以上含有させる必要がある。しかし、逆に、多過ぎると、溶接割れを引き起こすので、上限を0.1 mass %とする。

【0025】

Si : 0.05 ~ 0.5 mass %

Siは、脱酸剤として添加される成分であり、0.05 mass %以上添加する必要がある。一方、0.5 mass %を超えると、母材の靱性を低下させるため0.5 mass %以下とする必要がある。

【0026】

20

Mn : 1 ~ 2 mass %

Mnは、母材の強度を確保するため、1 mass %以上添加する必要がある。一方、2 mass %を超えると、溶接部の靱性を著しく低下させるため、2 mass %以下とする必要がある。好ましくは、1.2 ~ 1.8 mass %の範囲である。

【0027】

P : 0.015 mass %以下

Pは、不可避免的に混入する不純物であり、0.015 mass %を超えると、溶接部の靱性を低下させるため、0.015 mass %以下に制限する。好ましくは、0.012 mass %以下である。

【0028】

30

S : 0.005 mass %以下

Sは、不可避免的に混入する不純物であり、0.005 mass %を超えて含有すると、母材および溶接部の靱性を低下させるため、0.005 mass %以下とする。好ましくは、0.0035 mass %以下である。

【0029】

Al : 0.005 ~ 0.06 mass %

Alは、溶鋼を脱酸するために添加される元素であり、0.005 mass %以上含有させる必要がある。一方、0.06 mass %を超えて添加すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接による希釈によって溶接金属部に混入し、靱性を低下させるため、0.06 mass %以下に制限する必要がある。

40

【0030】

Ni : 0.3 ~ 2 mass %

Niは、鋼の強度および溶接熱影響部のCTOD特性の向上に有効な元素である。この効果は、0.3 mass %以上の添加によって発現する。しかし、Niは、高価な元素であるため、上限を2 mass %とする。

【0031】

Nb : 0.004 ~ 0.05 mass %

Nbは、オーステナイトの低温度域で、未再結晶域を形成するので、その温度域で圧延を施すことにより、母材組織の微細化、高靱性を図ることができる。また、圧延・冷却後に焼戻処理を施すことにより、析出強化を図ることもできる。したがって、Nbは、鋼

50

の強化の観点からは重要な添加元素である。上記効果を得るためには、Nbは0.004 mass%以上添加する必要がある。しかし、Nbを0.05 mass%を超えて過剰に添加した場合には、溶接部の靱性を劣化させるので、上限は0.05 mass%とする。

【0032】

Ti: 0.005 ~ 0.02 mass%

Tiは、溶鋼が凝固する際に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抑制やフェライト変態核となって、高靱性化に寄与する。0.005 mass%未満ではその効果が小さく、一方、0.02 mass%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。よって、Tiの添加量は、0.005 ~ 0.02 mass%の範囲とする。

10

【0033】

N: 0.003 mass%未満

Nは、母材の強度と靱性の向上に必要な固溶Nb量を確保するために、0.003 mass%未満とする必要がある。上述したように、Nbは、母材の組織微細化、高靱性化や析出強化に有効な元素である。これらの効果を得るためには、Nbが圧延前の加熱時に固溶状態である必要がある。しかし、NbとTiが同時に添加された場合、(Ti, Nb)(C, N)複合炭窒化物を形成し、この析出物は、NbCに比べて高温まで安定に存在するため、圧延時の加熱段階で、一部が溶解せずに残存して固溶Nbが減少する。さらに、N量が増加すると、(Ti, Nb)(C, N)は、より溶け難くなる傾向があるため、固溶Nb量はさらに減少する。そこで、固溶Nbの効果を最大限に有効利用するために、溶接部の靱性確保に必要な量のTiを添加した上で、N量の上限を制限し、本発明では、Nの上限を0.003 mass%とする。

20

【0034】

Ca: 0.0005 ~ 0.003 mass%

Caは、Sを固定して、靱性を向上する効果を有する。この効果を発現させるためには、少なくとも0.0005 mass%添加する必要がある。しかし、0.003 mass%以上含有しても、その効果が飽和するので、Caは、0.0005 ~ 0.003 mass%の範囲とする。

【0035】

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

30

高温でも溶解しないフェライト変態生成核CaSを微細分散させるためには、Ca, SおよびOは、下記(1)式;

$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad \dots (1)$

ここで、Ca, S, O: 各元素の含有量 (mass%)

の関係を満たして含有する必要がある。上記式中の、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 / S)$ は、硫化物形態制御に有効なCaとSの原子濃度の比を示す値であり、この値から、硫化物の形態を推定することができる(持田他、「鉄と鋼」、日本鉄鋼協会、第66年(1980)、第3号、P354~362)。 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 / S) = 0$ 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ので、本発明の主眼である、溶接熱影響部でのフェライト生成核の微細分散を実現することができない。また、単独で析出したMnSは、鋼板圧延時に伸長されて、母材の靱性低下を引き起こす。また、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 / S) = 1$ 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上に析出しなくなるため、複合硫化物が、フェライト生成核として十分に機能することができなくなる。これに対して、Ca, S, Oが、上記(1)式を満たした場合には、CaS上にMnSが析出して複合硫化物を形成し、フェライト生成核として有効に機能することができる。なお、 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / (1.25 / S)$ は、好ましくは0.2 ~ 0.8の範囲である。

40

【0036】

本発明の高張力鋼は、上記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、

50

B, V, Cu, Cr および Mo 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。

B : 0.0003 ~ 0.0025 mass %

B は、オーステナイト粒界に偏析し、粒界から起こるフェライト変態を抑制してベイナイト組織の分率を高めることにより、鋼を高強度化する効果がある。その効果は、0.0003 mass % 以上の添加で得ることができる。しかし、0.0025 mass % を超えて添加すると、逆に靱性が低下する。B を添加する場合、より好ましい範囲は 0.0005 ~ 0.002 mass % である。

【0037】

V : 0.2 mass % 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 として析出してフェライト生成核としても働く元素でもある。しかし、添加量が 0.2 mass % を超えると、却って靱性の低下を招くので 0.2 mass % 以下添加するのが好ましい。より好ましくは、0.15 mass % 以下である。

【0038】

Cu : 1 mass % 以下

Cu は、Ni と同様の効果を有する元素であるが、1 mass % を超えると、熱間脆性を引き起こして鋼板の表面性状を劣化させるため、1 mass % 以下の範囲で添加するのが好ましい。より好ましくは、0.8 mass % 以下である。

【0039】

Cr : 0.7 mass % 以下

Cr は、母材を高強度化するのに有効な元素であるが、多量に添加すると、逆に靱性に悪影響を与えるので、上限を 0.7 mass % とするのが好ましい。より好ましくは、0.5 mass % 以下である。

【0040】

Mo : 0.7 mass % 以下

Mo は、Cr と同様、母材を高強度化するのに有効な元素であるが、多量に添加すると、逆に靱性に悪影響を与えるので、上限を 0.7 mass % とするのが好ましい。より好ましくは、0.5 mass % 以下である。

【0041】

次に、本発明の高張力鋼の製造方法について説明する。

上述した本発明に適合する成分組成に調整した溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等を用いて通常の方法で溶製し、連続鋳造または造塊 - 分塊圧延など通常の工程を経てスラブ等の鋼素材とする。この鋼素材を熱間圧延して厚肉の高張力鋼を得るが、この際、熱間圧延に先立って行う鋼素材の加熱温度は 1050 ~ 1200 の範囲とする必要がある。1050 以上に加熱するのは、鋼素材中に存在する鋳造欠陥を、熱間圧延によって確実に圧着させるためである。しかし、1200 を超える温度に加熱すると、凝固時に析出した TiN が粗大化し、溶接部の靱性が低下するため、加熱温度は 1200 以下に規制する必要がある。

【0042】

上記温度に加熱した鋼素材は、その後、950 以上の温度域における累積圧下率を 30 % 以上とする熱間圧延と、950 未満の温度域における累積圧下率を 30 ~ 70 % とする熱間圧延を施し、所定の板厚を有する高張力鋼とする。950 以上の温度域で累積圧下率 30 % 以上の熱間圧延を施す理由は、この温度域で累積圧下率が 30 % 以上の圧下を加えた場合には、オーステナイト粒が再結晶して組織を微細化できるのに対し、累積圧下率が 30 % 未満では、加熱時に生成した異常粗大粒が残存して、母材の靱性に悪影響を及ぼすためである。

【0043】

また、950 未満の温度域における累積圧下率を 30 ~ 70 % とする熱間圧延を行う理由は、この温度域で圧延されたオーステナイト粒は十分再結晶しないため、圧延後のオ

10

20

30

40

50

ーステナイト粒は、扁平に変形したままで、内部に変形帯などの欠陥に多量に含む内部歪の高いものとなる。そして、この蓄積された内部エネルギーが、その後のフェライト変態の駆動力として働き、フェライト変態を促進するからである。しかし、圧下率が30%未満では、上記の蓄積される内部エネルギーが十分ではないため、フェライト変態が起こりにくく、ベイナイト組織が生成する。一方、圧下率が70%を超えると、逆にポリゴナルフェライトの生成が促進され、アシキュラーフェライトの生成が抑制されるからである。

【0044】

続く熱間圧延終了後の冷却は、前段冷却と後段冷却に分け、前者の冷却速度を後者のそれよりも相対的に大きくする、すなわち、前段冷却では、熱間圧延終了温度から600~450間の冷却停止温度まで好ましくは熱間圧延終了温度から580~480間の冷却停止温度までを、5~20/s、好ましくは6~16/sの冷却速度で冷却し、その後の後段冷却では、前段冷却の停止温度から450未満~200間の後段冷却停止温度まで好ましくは前段冷却の停止温度から400~300間の冷却停止温度までを、1~5未満/s、好ましくは2~4/sの冷却速度で冷却する必要がある。

【0045】

前段冷却における停止温度が上記温度域よりも高い場合には、強度の増加がほとんどなく、逆に、上記温度域よりも低い場合には靱性が劣化する。また、前段冷却速度が上記範囲の下限未満では、ポリゴナルフェライトが主体の組織となって強度の向上が得られず、逆に上記範囲の上限を超えると靱性が低化する。さらに、後段冷却における冷却停止温度が上記温度域の上限よりも高い場合には、強度の上昇が不十分となる。また、後段冷却速度が上記範囲の下限未満では、母材強度が不足し、逆に上記範囲の上限を超えると、母材の靱性が低下するからである。

【0046】

なお、本発明では、残留する内部応力を低減する目的で、上記冷却後の鋼材に、450~650の温度で焼戻処理を施すことが好ましい。焼戻処理温度が450未満では、残留応力の除去効果が小さく、一方、650を超えて高くなると、各種炭窒化物が析出して析出強化を起こし、靱性が低下するからである。

【0047】

以上説明したように、本発明の高張力鋼の製造方法においては、熱間圧延における圧延温度に応じた適正な圧下率制御と、圧延終了後の2段冷却条件の適正な制御が重要であり、とくに前段冷却の冷却速度を後段冷却のそれより大きくすることにより、母材がアシキュラーフェライト主体の組織となり、強度・靱性に優れた鋼材を得ることができる。

【実施例】

【0048】

表1に示す各種成分組成に調整した鋼スラブを素材とし、表2-1および表2-2に示す製造条件で、厚さが55mmまたは65mmの厚鋼板を製造した。かくして得られた各厚鋼板からサンプルを採取し、引張試験およびシャルピー試験に供した。引張試験は、各厚鋼板の板厚中央部から、圧延幅方向にJIS4号引張試験片を採取し、降伏応力(YS)、引張強度(TS)を求めた。また、シャルピー衝撃試験は、各鋼板の板厚中央部から、圧延幅方向にJIS4号衝撃試験片を採取し、-40での吸収エネルギー(vE-40)を求めた。

【0049】

さらに、各鋼板から採取した試験板にレ開先(開先角度30°)を加工し、入熱量が45kJ/cmのサブマージーク溶接を行って溶接継手を作製し、この溶接継手から、レ開先のストレートボンド部にノッチを施したCTOD試験片を採取し、-10でCTOD試験を行った。なお、CTOD試験片の作製および試験条件は、英国規格BS7448に準拠して行った。

また、切欠位置をボンド部とするJIS4号衝撃試験片を採取し、試験温度-40でシャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギー(vE-40)を求めた。

【0050】

10

20

30

40

50

上記の試験結果を表 2 - 1 および表 2 - 2 に併記して示した。この結果から、本発明例の鋼板は、母材の降伏応力 (Y S) が 3 5 5 M P a 以上で、シャルピー吸収エネルギー ($v E - 4 0$) が 2 0 0 J 以上を有しており、母材の強度、靱性が共に優れていること、さらに、サブマージアーク溶接継手ボンド部についても、 $v E - 4 0$ が 2 0 0 J 以上で、C T O D 値が 0 . 5 0 m m 以上であり、溶接熱影響部の靱性にも優れていることがわかる。これに対して、本発明の範囲を外れる比較例では、上記いずれか 1 つ以上の特性が劣った鋼板しか得られていない。

【 0 0 5 1 】

【 附 1 】

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)														O	B, V, Cu, Cr, Mo	Ceq *1	ACR *2	備考					
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ni	Nb	N	Ca													
1	0.096	0.23	1.51	0.007	0.0019	0.021	0.017	0.88	0.019	0.0011	0.0020	0.0017	-	0.406	0.527	発明鋼								
2	0.079	0.22	1.53	0.004	0.0014	0.030	0.016	0.41	0.016	0.0018	0.0014	0.0014	B:0.0004, Cu:0.14	0.371	0.510	発明鋼								
3	0.073	0.13	1.52	0.010	0.0008	0.021	0.011	0.62	0.018	0.0013	0.0020	0.0027	B:0.0005, V:0.022, Mo:0.15	0.402	0.812	発明鋼								
4	0.095	0.19	1.44	0.008	0.0019	0.020	0.013	0.33	0.022	0.0027	0.0014	0.0025	V:0.032	0.363	0.208	参考鋼								
5	0.089	0.10	1.45	0.009	0.0008	0.034	0.013	0.79	0.016	0.0012	0.0019	0.0026	Cu:0.19	0.396	0.790	発明鋼								
6	0.084	0.11	1.43	0.004	0.0015	0.031	0.016	0.76	0.018	0.0022	0.0021	0.0019	B:0.0006, Mo:0.09	0.391	0.661	発明鋼								
7	0.025	0.13	1.55	0.005	0.0020	0.029	0.013	0.57	0.022	0.0026	0.0016	0.0015	V:0.028	0.327	0.407	比較鋼								
8	0.157	0.15	1.47	0.007	0.0019	0.027	0.011	0.84	0.017	0.0016	0.0027	0.0023	-	0.458	0.623	比較鋼								
9	0.084	0.58	1.54	0.007	0.0017	0.023	0.017	0.98	0.016	0.0011	0.0020	0.0019	Cu:0.21, Mo:0.21	0.462	0.548	比較鋼								
10	0.083	0.25	0.91	0.006	0.0012	0.024	0.012	0.89	0.015	0.0022	0.0014	0.0027	B:0.0004, Cr:0.11	0.316	0.282	比較鋼								
11	0.061	0.20	2.17	0.004	0.0015	0.021	0.013	0.81	0.024	0.0022	0.0028	0.0028	V:0.026, Cu:0.14	0.491	0.681	比較鋼								
12	0.092	0.17	1.46	0.019	0.0022	0.030	0.013	0.40	0.024	0.0029	0.0013	0.0019	Cu:0.21	0.376	0.232	比較鋼								
13	0.070	0.19	1.44	0.004	0.0056	0.022	0.010	0.55	0.020	0.0013	0.0019	0.0012	B:0.0005	0.347	0.198	比較鋼								
14	0.077	0.16	1.57	0.004	0.0024	0.061	0.012	0.74	0.020	0.0029	0.0018	0.0024	B:0.0006	0.388	0.269	比較鋼								
15	0.071	0.13	1.51	0.004	0.0019	0.024	0.012	0.13	0.016	0.0027	0.0020	0.0013	Mo:0.20	0.371	0.601	比較鋼								
16	0.068	0.06	1.52	0.008	0.0012	0.021	0.011	0.96	0.062	0.0011	0.0020	0.0025	V:0.018, Cu:0.11, Cr:0.12	0.420	0.600	比較鋼								
17	0.064	0.09	1.59	0.005	0.0007	0.023	0.013	0.83	0.025	0.0057	0.0008	0.0016	Mo:0.08	0.400	0.395	比較鋼								
18	0.064	0.09	1.59	0.005	0.0007	0.023	0.013	0.83	0.021	0.0023	0.0008	0.0034	-	0.384	-0.189	比較鋼								
19	0.089	0.08	1.49	0.003	0.0012	0.022	0.012	0.53	0.025	0.0010	0.0028	0.0011	Cu:0.13	0.381	1.468	比較鋼								
20	0.099	0.08	1.49	0.003	0.0021	0.022	0.012	0.53	0.016	0.0028	0.0022	0.0019	Cu:0.13, Mo:0.78	0.547	0.501	比較鋼								
21	0.097	0.07	1.40	0.004	0.0020	0.022	0.013	0.77	0.020	0.0021	0.0020	0.0023	B:0.0032	0.382	0.395	比較鋼								
22	0.072	0.19	1.43	0.009	0.0009	0.023	0.012	0.41	0.025	0.0021	0.0018	0.0028	B:0.0005, V:0.274	0.392	0.570	比較鋼								
23	0.099	0.18	1.57	0.007	0.0017	0.029	0.010	0.58	0.018	0.0024	0.0018	0.0027	Cu:1.7	0.513	0.321	比較鋼								
24	0.084	0.11	1.57	0.008	0.0011	0.027	0.016	0.87	0.015	0.0022	0.0025	0.0027	Cr:0.88, Mo:0.11	0.602	0.827	比較鋼								

* 1 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ * 2 $ACR = \{Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O\} / 1.25 / S$

【 0 0 5 2 】

【 表 2 - 1 】

No.	鋼 No.	熱 延 条 件						板 厚 (mm)	焼 戻 温 度 (°C)	母材特性				溶接部特性		備 考
		加 熱 温 度 (°C)	950°C以上 での 累積低下率 (%)	950°C未満 での 累積低下率 (%)	仕 上 温 度 (°C)	前段冷却 冷 却 速 度 (°C/s)	停 止 温 度 (°C)			後段冷却 冷 却 速 度 (°C/s)	停 止 温 度 (°C)	Y S (MPa)	T S (MPa)	v E-40°C (J)	v E-40°C (J)	
1	1	1144	48	50	781	12	540	4	320	485	627	256	333	0.98	発明例	
2	2	1115	48	50	793	12	520	4	280	445	576	301	276	0.70	発明例	
3	3	1105	35	60	814	12	550	4	330	482	623	259	253	0.64	発明例	
4	4	1137	35	60	809	12	510	4	310	438	567	309	294	0.52	参考例	
5	5	1137	40	50	821	9	530	5	280	463	604	276	317	0.92	発明例	
6	6	1102	40	50	830	9	540	3	300	451	579	299	337	0.63	発明例	
7	1	1012	48	50	811	12	560	4	330	348	495	383	—	—	比較例	
8	1	1136	34	73	799	12	520	4	350	335	479	389	—	—	比較例	
9	2	1228	34	60	824	12	530	4	300	445	616	265	53	0.20	比較例	
10	2	1123	58	25	850	10	560	3	340	433	591	98	—	—	比較例	
11	3	1129	48	50	774	5	510	4	290	347	459	392	—	—	比較例	
12	3	1133	48	50	831	12	670	4	270	352	500	370	—	—	比較例	
13	4	1108	48	50	847	12	380	4	330	438	607	102	—	—	比較例	
14	5	1122	40	50	815	10	520	10	270	482	653	67	—	—	比較例	
15	6	1093	48	50	855	10	540	4	90	459	624	67	—	—	比較例	

【 0 0 5 3 】

10

20

30

40

50

【 表 2 - 2 】

No.	鋼 No.	熱 延 条 件							板 厚 (mm)	焼 温 度 (°C)	母材特性			溶接部特性		備 考	
		加 熱 温 度 (°C)	950°C以上 での 累積低下率 (%)	950°C未満 での 累積低下率 (%)	仕 上 温 度 (°C)	前 段 冷 却 冷 却 速 度 (°C/s)	停 止 温 度 (°C)	後 段 冷 却 冷 却 速 度 (°C/s)			停 止 温 度 (°C)	Y S (MPa)	T S (MPa)	v E-40°C (J)	v E-40°C (J)		CTOD-10°C (mm)
16	7	1114	48	50	788	12	540	4	270	55	—	342	488	381	—	—	比較例
17	8	1124	48	50	801	12	510	4	330	55	—	545	741	153	—	—	比較例
18	9	1121	48	50	784	12	530	4	280	55	—	551	748	103	—	—	比較例
19	10	1117	48	50	849	12	500	4	320	55	—	403	564	313	—	—	比較例
20	11	1145	48	50	785	12	540	4	350	55	—	583	788	18	—	—	比較例
21	12	1097	48	50	860	12	540	4	340	55	—	322	463	404	—	—	比較例
22	13	1151	48	50	852	12	550	4	260	55	—	418	583	34	—	—	比較例
23	14	1163	48	50	805	12	520	4	360	55	500	464	641	243	87	0.17	比較例
24	15	1125	48	50	797	12	540	4	280	55	—	446	617	265	206	0.21	比較例
25	16	1095	48	50	850	12	510	4	320	55	—	502	688	201	31	0.08	比較例
26	17	1130	48	50	819	12	540	4	310	55	—	481	661	225	82	0.25	比較例
27	18	1128	40	50	763	10	530	3	270	65	500	450	613	269	91	0.23	比較例
28	19	1133	40	50	835	10	540	3	350	65	—	444	605	26	—	—	比較例
29	20	1157	40	50	781	10	510	3	260	65	—	56	120	18	—	—	比較例
30	21	1139	40	50	804	10	520	3	350	65	—	446	607	34	—	—	比較例
31	22	1105	40	50	819	10	510	3	260	65	—	458	622	19	—	—	比較例
32	23	1169	40	50	807	10	520	3	350	65	—	595	794	42	—	—	比較例
33	24	1145	40	50	814	10	530	3	440	65	—	383	529	43	—	—	比較例

【 図 画 の 簡 単 な 説 明 】

10

20

30

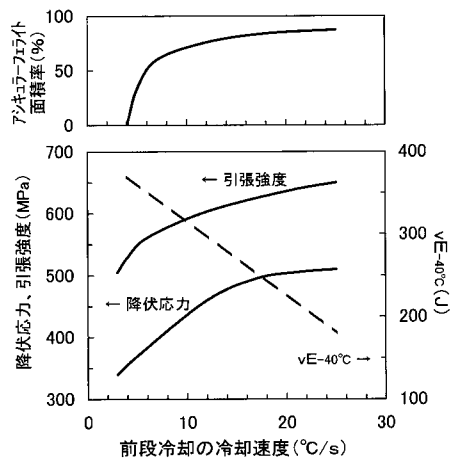
40

50

【 0 0 5 4 】

【 図 1 】 熱間圧延後の前段冷却速度（圧延終了温度から 6 0 0 ~ 4 5 0 間の冷却停止温度までの冷却速度）が母材特性およびアシキュラーフェライトの面積率に及ぼす影響を示すグラフである。

【 図 1 】



フロントページの続き

(51) Int.Cl. F I
B 2 1 B 1/26 (2006.01) B 2 1 B 1/26 D

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

(58) 調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C 2 2 C 1 / 0 0 - 4 9 / 1 4
B 2 1 B 1 / 2 6
B 2 1 B 3 / 0 0
C 2 1 D 8 / 0 2