

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2006-257497
(P2006-257497A)

(43) 公開日 平成18年9月28日(2006.9.28)

(51) Int. Cl.		F I		テーマコード (参考)		
C 2 1 C	7/06	(2006.01)	C 2 1 C	7/06	4 K O 1 3	
C 2 1 D	8/02	(2006.01)	C 2 1 D	8/02	B	4 K O 3 2
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 O 1 A	
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 2 C	38/58		

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2005-76662 (P2005-76662)	(71) 出願人	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
(22) 出願日	平成17年3月17日 (2005.3.17)	(74) 代理人	100116230 弁理士 中濱 泰光
		(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
		(72) 発明者	鈴木 伸一 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	星野 俊幸 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】 溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法の提供。

【解決手段】 A l による予備脱酸後、S i、M n で脱酸し、R E M を添加し、溶存酸素量を 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 5 0 % に調整し、C : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 2 %、S i : 0 . 5 0 % 以下、M n : 0 . 8 ~ 1 . 8 %、P : 0 . 0 2 % 以下、S : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 6 0 % 以下、R E M : 0 . 0 0 3 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、必要に応じてB、N b、V、C u、N i、C r、M o、W のを添加後、A l、T i を各 0 . 0 0 4 % 以下の鋼素材とし、1 0 5 0 ~ 1 2 0 0 に加熱後、9 5 0 以上の温度域の累積圧下率が 3 0 % 以上且つ 9 0 0 未満の温度域の累積圧下率が 3 0 % 以上の熱間圧延、7 5 0 ~ 6 0 0 の冷却停止温度までの前段冷却を 1 0 / s 未満で、前段冷却停止温度から 6 0 0 未満の冷却停止温度までの後段冷却を 1 0 / s 以上の冷却速度で冷却する。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

溶鋼に、Siおよび/またはMnを添加して脱酸し、溶存酸素量を0.0030~0.0120質量%とした後、REMを添加し、

溶存酸素量が0.0010から0.0050質量%であって、

C: 0.05~0.12質量%

Si: 0.50質量%以下

Mn: 0.8~1.8質量%

P: 0.02質量%以下

S: 0.0005~0.0060質量%以下

10

REM: 0.0030~0.0200質量%を含有し、AlおよびTiをそれぞれ0.004質量%以下に制限した組成の溶鋼とし、

次いで、該溶鋼を鑄造して鋼素材とし、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、且つ900未満の温度域における累積圧下率が30%以上となる熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、10/s未満の冷却速度で、冷却停止温度: 750~600とする前段冷却を施し、その後、前段冷却停止温度から600未満の冷却停止温度まで、10/s以上の冷却速度で後段冷却を施すことを特徴とする溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

【請求項2】

Siおよび/またはMnを添加して行う脱酸の前に、Alを添加する予備脱酸を行い、前記脱酸前の溶存酸素量を0.0080~0.0170質量%に調整することを特徴とする請求項1に記載の溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

20

【請求項3】

溶鋼の組成として、更に、

B: 0.0003~0.0025質量%

Nb: 0.05質量%以下

V: 0.2質量%以下

Cu: 1.0質量%以下

Ni: 1.5質量%以下

Cr: 0.7質量%以下

30

Mo: 0.7質量%以下

W: 1.5質量%以下から選ばれる一種又は二種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、低温用低降伏比鋼材の製造方法に係り、特に液化アンモニアと液化プロパンガスとを混載する多目的タンク用として好適なものに関する。

【背景技術】

【0002】

40

液化アンモニア用タンクに使用する鋼材には、応力腐食割れ(SCC)を防止するために400MPa以下の低いYSと、鋼材総重量を軽減するための530MPa以上のTSを具備することが要求される。液化アンモニアに液化プロパンガスを混載するタンクの場合、使用する鋼材には更に優れた低温靱性を備えることが要求される。

【0003】

特許文献1には、低C-Ni-Nb-Ti系低Pcm鋼を熱間圧延後、750~870に再加熱し焼入れし、Ac1変態点以下の温度で焼戻す、再加熱焼入れ焼戻し処理による、溶接性および低温靱性の優れた低降伏比高張力鋼の製造方法が開示されている。

【0004】

特許文献2には、低C-Ni-Nb-Ti系低Pcm鋼を、オーステナイト未再結晶温

50

度域で累積圧下量を30%以上、圧延終了温度800以上で圧延後、直接焼入れし、更に750~870度に再加熱焼入れし、Ac1変態点以下の温度で焼き戻す、直接焼入れ-再加熱焼入れ焼戻し処理による、溶接性および低温靱性の優れた低降伏比高張力鋼の製造方法が開示されている。

【0005】

特許文献3には、低C-Ni-Nb-Ti系低Pcm鋼を、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下量を30%以上、圧延終了温度720以上で圧延後、680以上の温度から水冷を開始し、150~350で水冷を停止する、制御圧延と制御冷却を組合わせた、溶接性および低温靱性の優れた低降伏比高張力鋼の製造方法が開示されている。

【0006】

特許文献3に記載された技術は、冷却開始温度を680以上とすることにより粗大な初析フェライトの変態析出を防止して、荷重-伸び曲線がラウンドなカーブを描き、降伏点がでないようにして低降伏比を達成することを特徴とする。

【0007】

また、低降伏比化する手段として、熱間圧延後、空冷時にまずフェライトを析出させ、フェライト-オーステナイト二相域から急冷し、初析の軟質フェライト相と変態して得られる硬質第二相からなる組織としたり、二相域に加熱後焼入れし、更に焼戻しする二相域焼入れ焼戻し処理により高張力化と低降伏比化を同時に達成する手段が用いられている。

【0008】

一方、タンク建造時には施工コスト低減のため、大入熱溶接法が適用されるので、溶接熱影響部の靱性対策として種々の技術が提案されている。例えば、鋼中にTiNを微細分散させて、オーステナイトの粗大化を抑制したり、あるいはフェライトの変態核として利用するなどの技術が実用化されている。

【0009】

特許文献4や特許文献5には、希土類元素(REM)をTiと共に複合添加して鋼中に微細分散させ、オーステナイト粒の成長を防止し、溶接熱影響部の靱性を向上させる技術が開示されている。

【0010】

Tiの酸化物を分散させたり、あるいはBNと酸化物を組合わせたり、更にはCaやREMを添加して硫化物の形態を制御したりして、優れた溶接熱影響部靱性を確保する技術も提案されている。

【特許文献1】特開平10-130721号公報

【特許文献2】特開平10-168516号公報

【特許文献3】特開平11-293380号公報

【特許文献4】特公平03-053367号公報

【特許文献5】特開昭60-184663号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

しかしながら、特許文献1、特許文献2などに記載された再加熱焼入れ焼戻し処理、直接焼入れ-再加熱焼入れ-焼戻し処理、二相域加熱焼入れ焼戻し処理などの調質処理は比較的安定して母材特性を確保できる反面、工程が複雑で、製造時間が長く製造コストが高く、特許文献3に記載された非調質処理は安定製造が難しい。

【0012】

また、溶接部靱性をTiNを利用して向上させる場合、TiNが溶解する温度域に加熱されるボンド部では固溶Tiおよび固溶Nによる生地組織の脆化によって、著しい靱性の低下が生じたり、Tiの酸化物を利用する場合は、酸化物の微細分散を十分均質に行うことができず、靱性向上が得られない場合があった。

本発明は、非調質で、母材の低温靱性および溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法を提供することを目的とする。

10

20

30

40

50

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明者等は、上記した課題を解決するために、溶接熱影響部靱性に影響する各種要因や、非調質処理による、低降伏比鋼の製造条件について鋭意見当し、以下の知見を得た。

【0014】

1 溶接部の高靱化には、高温に加熱される領域におけるオーステナイト粒の粗大化抑制と、その冷却時におけるフェライト変態を促進するための変態核を微細に分散させることが有効である。

【0015】

2 溶鋼中での酸化物（オキシサイド）、硫化物（サルファイド）などの粒子組成の調整に加えて、さらに凝固過程で形成されるデンドライトの形態制御により、分散粒子を、安定して、均一かつ微細に分散させた場合、HAZ靱性が顕著に向上する。 10

【0016】

3 Si, Mnで脱酸し、凝固前の溶鋼の溶存酸素量を0.0030~0.0120質量%に調整した後、REMを添加した場合、デンドライトの形態制御が可能である。

【0017】

4 溶鋼中の溶存酸素量を所定の範囲に調整した後、REMを添加することにより、固液界面にREMオキシサルファイドが晶出し、デンドライトの一方向成長が抑制され等軸晶化し、デンドライト二次アーム間に、SiあるいはMnの酸化物、硫化物、酸硫化物の一種または二種以上が複合した、微細な分散粒子が多量に且つ均一に形成される。 20

【0018】

5 この微細な分散粒子が多量に且つ均一に形成され、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化防止に有効である。

【0019】

6 圧延後の冷却を前段と後段の2段冷却とし、それぞれの冷却速度を調整すれば、適正な粒径のフェライト地に第2相が分散してなる混合組織を安定して得られ、上述した硫化物のフェライト変態核としての作用により、初析フェライトの生成密度が上昇し、フェライト粒が微細に生成し、低温での母材靱性が向上する。

【0020】

本発明は以上の知見を基に、更に検討を加えてなされたものであり、すなわち、本発明は、 30

(1) 溶鋼に、Siおよび/またはMnを添加して脱酸し、溶存酸素量を0.0030~0.0120質量%とした後、REMを添加し、

溶存酸素量が0.0010から0.0050質量%であって、

C: 0.05~0.12質量%

Si: 0.50質量%以下

Mn: 0.8~1.8質量%

P: 0.02質量%以下

S: 0.0005~0.0060質量%以下

REM: 0.0030~0.0200質量%を含有し、AlおよびTiをそれぞれ0.004質量%以下に制限した組成の溶鋼とし、 40

次いで、該溶鋼を鑄造して鋼素材とし、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、且つ900未満の温度域における累積圧下率が30%以上となる熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、10/s未満の冷却速度で、冷却停止温度: 750~600とする前段冷却を施し、その後、前段冷却停止温度から600未満の冷却停止温度まで、10/s以上の冷却速度で後段冷却を施すことを特徴とする溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

【0021】

(2) Siおよび/またはMnを添加して行う脱酸の前に、Alを添加する予備脱酸を行い、前記脱酸前の溶存酸素量を0.0080~0.0170質量%に調整することを特 50

徴とする(1)に記載の溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

【0022】

(3)溶鋼の組成として、更に、

B : 0.0003 ~ 0.0025 質量%

Nb : 0.05 質量%以下

V : 0.2 質量%以下

Cu : 1.0 質量%以下

Ni : 1.5 質量%以下

Cr : 0.7 質量%以下

Mo : 0.7 質量%以下

10

W : 1.5 質量%以下から選ばれる一種又は二種以上を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の溶接部靱性に優れた低温用低降伏比鋼材の製造方法。

【発明の効果】

【0023】

本発明によれば、母材のYS(降伏強さ)が440MPa以下、TS(引張強さ)が530MPa以上で且つ母材靱性にも優れ、更に大入熱溶接影響部靱性にも優れた低降伏比低温用鋼材を安定、且つ低い製造コストで製造でき、液化アンモニアと液化プロパンガスを混載する多目的タンクなどの溶接構造物の大型化に大きく寄与し、産業上極めて有用である。

【発明を実施するための最良の形態】

20

【0024】

本発明では、溶鋼の成分組成と、鋼の加熱・圧延・冷却条件を規定する。

【0025】

[溶鋼の成分組成]

本発明では、溶鋼を転炉、電気炉、真空溶解炉など公知の装置を用い、常法で溶製し、脱酸処理や脱ガスプロセスにより、溶存酸素量を0.0030~0.0120質量%に調整した後、REMを添加して溶存酸素量を0.0010~0.0050質量%とする。

【0026】

本発明では、脱酸処理をSiおよび/またはMn添加により行うが、その前にAlを添加する予備脱酸を行い、溶存酸素量を0.0080~0.0170%に調整することが好ましい。

30

【0027】

Alを添加して予備脱酸を行う場合は、溶鋼中に残留するAlが0.004質量%を超えると、REM系酸化物の形成が困難となるため、0.004質量%以下とする。

【0028】

本発明では、REM添加前の溶存酸素量を0.0030~0.0120質量%とする。これより平均粒径10 μ m以下、好ましくは1 μ m以上のREM硫化物、REM酸化物、REM酸硫化物の一種または二種以上が凝固過程で固液界面に晶出し、デンドライトの一方成長を抑制し、等軸晶化を達成し、二次デンドライトア・ム間隔を小さくし、その後の二次脱酸により生成するMn系介在物(分散粒子)を微細化する。

40

【0029】

尚、デンドライトの一方成長を抑制するため、これら粒子は粒数密度20個/mm²以上で分散させることが好ましく、粒数密度20個/mm²未満では、凝固組織の等軸晶化が困難となる。

【0030】

REM添加前の溶存酸素量が0.0030質量%未満では所望のREM酸硫化物の形成が困難となり、上述した効果が得られない。

【0031】

一方、REM添加前の溶存酸素量が0.0120質量%を超えると、REMが酸化物となるのみで、所望のREM硫化物あるいはREM酸硫化物の形成が困難となり、デンドライ

50

トの一方方向成長を抑制する能力が低下し、二次デンドライトア・ム間隔を微細化することが困難となる。

【0032】

REM添加後の溶存酸素量は0.0010～0.0050質量%とする。REM添加に際して、硫化物、酸化物、酸硫化物が形成され、添加後の溶存酸素量が所望の0.0010～0.0050質量%となるように、Sを添加することが好ましい。

【0033】

凝固過程で、REM硫化物粒子、REM酸化物粒子、REM酸硫化物粒子のいずれかが容易に固液界面に晶出し、デンドライトの一方方向成長を抑制する。

【0034】

また、二次脱酸生成物として、平均粒径1μm以下の、Mn酸化物、Mn硫化物、Mn酸硫化物の一種または二種以上が複合した粒子が得られ、超大入熱溶接HAZにおいてオ・ステナイト粒の成長を抑制し、HAZ靱性を向上させる。

【0035】

Mn系複合粒子は、粒子密度で 1×10^5 個/mm²以上分散させると、超大入熱溶接HAZの高温滞留域でオ・ステナイト粒のピン止め効果が顕著となり好ましい。

【0036】

分散粒子の平均粒径および単位面積当たりの粒数密度は、鋼板から採取した試験片の圧延方向と直角なC断面を研磨し、電解腐食により分散粒子を現出させたのち、走査型電子顕微鏡により観察する。観察は倍率：5000倍で10視野撮像し、画像解析装置により求める。

【0037】

REM添加後の溶存酸素量が0.0010質量%未満では、デンドライトア・ム間隔が大きくなり、二次脱酸生成物としてオ・ステナイト粒の粗大化を防止するMn系複合複合粒子の微細分散が得られず、オ・ステナイト粒の粗大化を十分抑制できない。

【0038】

一方、REM添加後の溶存酸素量が0.0050質量%を超えると、Mn酸化物が粗大化するとともに、オ・ステナイト粒の粗大化防止に有効な微細なMn系複合粒子が得られにくくなる。

【0039】

本発明では、REMを添加し、溶存酸素量を0.0010～0.0050質量%に調整し、溶鋼の組成を以下の組成に調整する。

【0040】

C：0.05～0.12質量%

Cは鋼の強度を増加させる元素であり、厚肉高張力鋼板として必要な強度を得るため、0.05質量%以上添加する。一方、0.12質量%を超えて添加すると溶接部の靱性、耐溶接割れ感受性を低下させるので、0.05～0.12質量%とする。

【0041】

Si：0.50質量%以下

Siは脱酸材として作用するが0.5質量%を超えて含有すると、母材靱性が劣化するとともに、溶接熱影響部において島状マルテンサイトが生成し、靱性が顕著に低下するため、0.50質量%以下とし、好ましくは0.05～0.50質量%とする。

【0042】

Mn：0.8～1.8質量%

Mnは脱酸剤として作用するとともに、二次脱酸生成物として微細な酸化物、硫化物、酸硫化物の一種または二種以上が複合した粒子を形成し、HAZのオ・ステナイト粒の粗大化を抑制し、HAZ靱性を向上させる。

【0043】

また、固溶強化で鋼の強度を増加させるため、0.8質量%以上の添加する。一方、1.8質量%を超えて添加すると、溶接部の靱性を著しく低下させるため、0.8～1.8

10

20

30

40

50

質量%とする。

【0044】

P : 0.02 質量% 以下

P は不可避的不純物として鋼中に存在し、靱性を劣化させるため、精錬コストが許容できる範囲で低減させる。0.02 質量% を超えると母材、および HAZ の靱性が低下するため、0.02 質量% 以下とする。

【0045】

S : 0.0005 ~ 0.0060 質量%

S は REM を添加する場合、REM と結合し、REM の硫化物 (サルファイド)、または REM の酸硫化物 (オキシサルファイド) として、凝固段階で固液界相面に晶出し、デンドライトの一方向成長を抑制してデンドライトを等軸晶化し、デンドライト二次ア - ム間隔を微細化する作用を有する。

10

【0046】

また、二次脱酸生成物として Mn と結合し、Mn の硫化物、酸 S 硫化物として微細に晶出し、HAZ のオ - ステナイト粒粗大化を防止する。

【0047】

S が 0.0005 質量% 未満では、REM が酸化物として溶鋼段階で晶出し、上述した効果が得られず、一方、0.0060 質量% を超えると、粗大な MnS を形成し、靱性が顕著に低下するため、0.0005 ~ 0.0060 質量% とする。

【0048】

REM : 0.0030 ~ 0.0200 質量%

REM は、溶鋼の凝固過程で、S および / または O と結合し、硫化物 (サルファイド)、酸化物 (オキシサイド)、酸硫化物 (オキシサルファイド) の一種または二種以上として固液相界面に晶出し、デンドライトの一方向成長を抑制してデンドライトを等軸晶化し、デンドライト二次ア - ム間隔を微細化する作用を有する。

20

【0049】

このような効果を得るため、0.0030 質量% 以上含有させるが、一方、0.0200 質量% を超えて含有すると粗大な REM 系化合物が増加し、母材靱性が劣化するため、0.0030 ~ 0.0200 質量% とする。

【0050】

Al : 0.004 質量% 以下

Al は、強脱酸元素であり、溶鋼中の酸素と結合し、アルミナ (Al_2O_3) を形成し、溶存酸素を低減するため、REM の酸硫化物 (オキシサルファイド) の生成、あるいは二次脱酸生成物として Mn の酸化物 (オキシサイド)、酸硫化物 (オキシサルファイド) の生成を阻害し、デンドライトの形態制御や、二次脱酸生成物の微細分散に悪影響を及ぼす。

30

【0051】

そのため、本発明では、Al 脱酸でなく、Si, Mn 脱酸とし、Al 含有量を 0.004 質量% 以下に制限する。尚、この範囲に制限する限りは予備脱酸として Al を用いることは構わない。

40

【0052】

Ti : 0.004 質量% 以下

Ti は、Al と同様に、Si, Mn にくらべて強い脱酸力を有するため、二次脱酸生成物の微細分散に悪影響を及ぼさないように極力低減することが好ましく、0.004 質量% 以下とする。

【0053】

以上が、本発明の基本成分組成であるが、母材、溶接継手強度増加のため、Nb、V、Cu、Ni、Cr、Mo の一種または二種以上を含有させることが好ましい。

【0054】

Nb : 0.05 質量% 以下

50

Nbは母材の強度、靱性を向上させ、継手部強度を増加させる。このような効果は0.01質量%以上の含有で顕著となるが、0.05質量%を超えて含有すると、HAZ靱性が低下するため、含有させる場合は、0.05質量%以下とする。尚、好ましくは0.01~0.05質量%とする。

【0055】

V：0.2質量%以下

Vは母材の強度を向上させる。このような効果は0.02質量%以上の含有で顕著となるが、0.2質量%を超えて含有すると、HAZ靱性が低下するため、含有させる場合は、0.2質量%以下とする。尚、好ましくは0.02~0.2質量%とする。

【0056】

Cu：1.0質量%以下

CuはNiと同様に強度を増加させる。このような効果は0.2質量%以上の含有で顕著となるが、1.0質量%を超えて含有すると、HAZ靱性が低下するため、含有させる場合は、1.0質量%以下とする。尚、好ましくは0.2~1.0質量%とする。

【0057】

Ni：1.5質量%以下

Niは母材の靱性を保ちつつ、強度を増加させる。このような効果は0.2質量%以上の含有で顕著となるが、高価な元素であるため、含有させる場合は、1.5質量%以下とする。尚、好ましくは0.2~1.5質量%とする。

【0058】

Cr：0.7質量%以下、Mo：0.7質量%以下、W：1.5質量%以下

Cr、Mo、Wは、いずれも母材の高強度化に有効である。このような効果はCr：0.2質量%以上、Mo：0.1質量%以上、W：0.2質量%以上の含有で顕著となるが、Cr：0.7質量%、Mo：0.7質量%、W：1.5質量%を超えると靱性を低下させるので、添加する場合は、Cr：0.7質量%以下、Mo：0.7質量%以下、W：1.5質量%以下とする。尚、好ましくは、Cr：0.2~0.7質量%、Mo：0.1~0.7質量%、W：0.2~1.5質量%とする。

【0059】

B：0.0003~0.0025質量%

Bは焼入れ性を向上させ、鋼の強度を増加させる。このような効果は0.0003質量%未満では十分でなく、一方、0.0025質量%を超えると焼入れ性が著しく増加し、母材の靱性が低下するようになるため、添加する場合は、0.0003~0.0025質量%とする。

【0060】

上述した成分以外の残部溶鋼はFeおよび不可避免の不純物であり、N：0.0040質量%以下を不可避免の不純物として許容する。

【0061】

上述した組成に調整した溶鋼を、鑄造して鋼素材（スラブ）とする。鑄造方法は特に限定しないが、分散粒子の大きさおよび形態を所望の範囲に制御するため、凝固段階において、鑄込み速度や冷却速度が制御できる連続鑄造法とすることが好ましい。

【0062】

尚、分散粒子の大きさは主に、溶存酸素量とMn、S量により決まるが、鑄込み速度も影響するため、鑄造方法は造塊法よりも連鑄法とすることが好ましい。

【0063】

[加熱・圧延 - 冷却条件]

鋼素材（スラブ）を以下の条件により圧延し、所望の板厚の低温用低降伏比鋼材とする。

【0064】

1 スラブ加熱温度

鋼素材は、鑄造欠陥を圧着させるため、1050 以上に加熱する。一方、1200

10

20

30

40

50

を超えると、オ - ステナイト粒径が粗大化し、母材の靱性が劣化するため、1050 ~ 1200 に加熱する。

【0065】

2 圧延条件

950 以上での累積圧下率30%以上、900 未満での累積圧下率30%以上とする。950 以上では圧延によってオ - ステナイト粒が再結晶するため、組織微細化が可能で、累積圧下率が30%未満の場合、加熱時の異常粗大粒が残存し、母材靱性に悪影響を及ぼすため、30%以上とする。

【0066】

900 未満では、圧延によってオ - ステナイトが再結晶するかもしくは再結晶せずともオ - ステナイト粒内部に変形帯等の欠陥が導入されることにより、フェライト変態の生成サイトが増加し、組織を微細化し、母材靱性が向上する。

このような効果を得るため、900 未満での累積圧下率は30%以上とする。

【0067】

熱間圧延の圧延終了温度は、特に規定しないが、720 未満では初析フェライトが加工を受け降伏強さおよび降伏比が上昇するため、720 以上とすることが好ましい。

【0068】

3 冷却条件

冷却は前段冷却と後段冷却の二段冷却とする。適正な粒径のフェライト地に第二相が分散した混合組織を安定して得るため、後段冷却の冷却速度は、前段冷却よりも大きくする。

【0069】

前段冷却は、熱間圧延終了後、直ちに10 / s 未満で開始し、冷却終了温度を750 未満600 以上とする。冷却速度が10 / s 以上では軟質のフェライト分率が低下し、所望の特性が得られない。冷却終了温度が750 以上、あるいは600 未満ではフェライト分率が増加し母材強度が低下する。

【0070】

後段冷却は、前段冷却停止後、600 未満まで冷却速度10 / s 以上で冷却する。冷却速度が10 未満では、硬質のベイナイト分率が低下し、強度が低下する。冷却停止温度が600 以上では、降伏比の低下や、強度が飽和するため、600 未満とする。後段冷却停止後は空冷とすることが好ましい。

【0071】

このようにして得られた鋼板は、不可避的不純物として0.0070質量%以下のOを含有する。Oが0.0070質量%を超えると、鋼中の酸化物が増加し、清浄度が劣化する。REMの酸化物、酸硫化物、Mnの酸化物、酸硫化物を所要量以上分散させるため、0.0015質量%以上とすることが好ましい。

【実施例】

【0072】

表1に示す組成の溶鋼を、転炉で溶製し、RH脱ガス処理を施した後、連続鋳造法で鋼素材(215 ~ 310 mm厚)とした。溶製中に、脱酸処理を行い、REM添加直前の溶存酸素量を調整し、一部の溶鋼(鋼No.7)については、Al添加による予備脱酸を行った。

【0073】

REM添加後の溶存酸素量は、REM、Sの添加量により調整した。表1において鋼No.1 ~ 7が本発明範囲内、鋼No.8 ~ 24は本発明範囲外である。

【0074】

得られた鋼素材を、表2に示す、加熱、圧延、冷却条件を用いて厚鋼板とし、母材組織、引張特性、靱性を調査した。

【0075】

1 母材組織

分散粒子の種類、平均粒径、および粒数密度を上述した方法により調査した。これらの

10

20

30

40

50

値は、各視野毎の平均値を求めた後、全視野について平均値を求め、鋼板としての値とした。分散粒子の種類は、走査型電子顕微鏡のEDX装置により決定した。

【0076】

2 母材引張特性

板厚の1/4部のC方向から、JIS4号引張試験片を採取し、JISZ2204の規定に準拠して引張試験を行い、降伏点(YP)、引張強さ(TS)を求めた。

【0077】

3 母材靱性

板厚の1/4部のC方向から、JIS4号衝撃試験片を採取し、JISZ2242の規定に準拠してシャルピー-衝撃試験を行い、破面遷移温度(vTrs)を求めた。

10

【0078】

4 溶接HAZ靱性

溶接ボンド部の再現熱サイクル試験を行い、JIS4号試験片を作製し、JISZ2242の規定に準拠してシャルピー-衝撃試験を実施し、-40における吸収エネルギー：vE-40(J)を求め、溶接HAZ靱性を評価した。

【0079】

以上の試験結果を、表2および表3に併記する。降伏強さ(YP)：440N/mm²以下、引張強さ(TS)：530N/mm²、シャルピー-衝撃特性：vTrs：-86以下、溶接ボンド部の再現熱サイクル試験：試験温度-40で106J以上を本発明とした。

20

【0080】

本発明に係る鋼材(鋼板No.1~7)は、いずれも降伏強さ(YP)が440N/mm²以下、引張強さ(TS)が530N/mm²以上で、降伏比(YR)は80%以下と低く、シャルピー-衝撃特性もvTrs：-86以下と優れた低温靱性を有している。

【0081】

更に、溶接再現熱サイクル試験による溶接ボンド部のシャルピー-吸収エネルギーで、試験温度：-40で106J以上であり、溶接部の靱性にも優れている。

【0082】

一方、本発明の範囲を外れる比較例の鋼材(鋼No.8~31)は、母材の降伏強さ(YP)、引張強さ(TS)、シャルピー-衝撃特性および溶接再現熱サイクル試験による溶接ボンド部のシャルピー-吸収エネルギーの少なくとも一つが、本発明範囲外となった。

30

【0083】

【表 1】

表1

鋼 No.	化学成分 (mass%)													脱酸方法				溶存酸素量 (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	REM	O	B	Nb	V	Cu	Ni	Cr	Mo	W	予備脱酸	脱酸	予備脱酸後	REM添加前	REM添加後
1	0.087	0.35	1.48	0.012	0.0023	0.001	0.001	0.0030	0.0069	0.0036	0.0007	-	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0050	0.0040
2	0.076	0.06	1.45	0.008	0.0029	0.002	0.001	0.0021	0.0051	0.0021	-	0.012	-	0.12	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0048	0.0036
3	0.073	0.11	1.42	0.010	0.0009	0.004	0.001	0.0030	0.0083	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0070	0.0056	
4	0.071	0.28	1.27	0.014	0.0034	0.001	0.002	0.0024	0.0052	0.0040	-	-	-	-	-	0.12	-	-	Si,Mn	-	0.0053	0.0040	
5	0.072	0.23	1.32	0.005	0.0032	0.002	0.004	0.0037	0.0108	0.0053	-	-	0.022	-	-	-	0.09	-	Si,Mn	-	0.0076	0.0060	
6	0.062	0.30	1.45	0.008	0.0034	0.001	0.004	0.0029	0.0086	0.0044	-	-	-	0.24	0.22	-	-	0.12	Si,Mn	-	0.0051	0.0041	
7	0.076	0.28	1.65	0.013	0.0030	0.003	0.003	0.0036	0.0116	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	Al	Si,Mn	0.0125	0.0088	0.0085
8	0.067	0.21	1.51	0.012	0.0033	0.017*	0.001	0.0032	0.0096	0.0042	-	-	-	-	0.26	-	-	-	Al*	-	0.0058	0.0043	
9	0.138*	0.10	1.70	0.011	0.0018	0.003	0.004	0.0034	0.0068	0.0054	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0076	0.0057	
10	0.043*	0.30	1.34	0.007	0.0021	0.003	0.003	0.0040	0.0115	0.0034	-	-	-	0.12	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0054	0.0042	
11	0.059	0.62*	1.55	0.007	0.0022	0.001	0.004	0.0024	0.0088	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0074	0.0061	
12	0.097	0.25	1.92*	0.010	0.0016	0.002	0.003	0.0024	0.0110	0.0047	-	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0044	0.0024	
13	0.112	0.24	0.71*	0.012	0.0026	0.004	0.002	0.0036	0.0092	0.0051	-	-	-	0.35	0.25	-	-	-	Si,Mn	-	0.0064	0.0051	
14	0.057	0.10	1.52	0.024*	0.0027	0.002	0.004	0.0022	0.0070	0.0037	-	-	-	-	-	-	0.11	0.34	Si,Mn	-	0.0059	0.0045	
15	0.065	0.10	1.64	0.011	0.0067*	0.003	0.001	0.0027	0.0069	0.0034	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0061	0.0045	
16	0.086	0.20	1.32	0.013	0.0010	0.003	0.001	0.0021	0.0102	0.0026	-	-	-	0.20	0.32	-	-	-	Si,Mn	-	0.0142*	0.0131	
17	0.088	0.32	1.27	0.014	0.0008	0.003	0.002	0.0023	0.0107	0.0033	-	0.011	-	-	0.36	0.12	-	-	Si,Mn	-	0.0096	0.0064*	
18	0.100	0.24	1.37	0.012	0.0006	0.002	0.004	0.0030	0.0068	0.0023	0.0031*	-	-	-	-	-	-	0.11	Si,Mn	-	0.0094	0.0083	
19	0.064	0.06	1.24	0.010	0.0011	0.003	0.003	0.0034	0.0058	0.0026	-	0.064*	0.029	-	-	-	0.23	-	Si,Mn	-	0.0065	0.0052	
20	0.060	0.12	1.27	0.008	0.0012	0.003	0.002	0.0035	0.0059	0.0023	-	-	0.26*	-	-	-	-	-	Si,Mn	-	0.0049	0.0038	
21	0.074	0.35	1.48	0.014	0.0022	0.002	0.002	0.0033	0.0056	0.0049	-	-	-	1.33*	0.18	-	-	-	Si,Mn	-	0.0055	0.0037	
22	0.066	0.29	1.66	0.007	0.0021	0.003	0.001	0.0033	0.0077	0.0043	-	-	-	-	0.12	0.88*	-	-	Si,Mn	-	0.0060	0.0043	
23	0.085	0.17	1.37	0.015	0.0013	0.002	0.003	0.0021	0.0112	0.0024	-	0.023	-	-	-	-	0.79*	-	Si,Mn	-	0.0069	0.0052	
24	0.094	0.33	1.58	0.013	0.0010	0.004	0.002	0.0034	0.0110	0.0027	-	-	-	-	0.23	-	-	1.68*	Si,Mn	-	0.0062	0.0047	

注：*印は本発明範囲外であることを示す

10

20

30

40

【表 2】

表2

鋼板 No.	鋼 No.	製造条件		前段冷却		後段冷却		板厚 (mm)	分散粒子						母材特性				備考			
		加熱温度 (°C)	900°C以下の累積圧下率 (%)	圧強仕上げ温度 (°C)	冷却速度 (°C)	停止温度 (°C)	冷却速度 (°C)		停止温度 (°C)	形状 (注1)	平均粒径 μm	粒数密度 個/mm ²	形状 (注2)	平均粒径 μm	Mn系粒子 粒数密度 個/mm ²	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	YR		vTrs(°C)	夏型HAZ 韌性 vE-40°C (J)	
1	1	1147	50	806	2	650	2	20	420	16	A.C	4	60	a.b.c	0.3	5.3 × 10 ⁶	417	573	73	-90	143	免明例
2	2	1095	50	766	2	650	2	20	440	16	A.C	3	187	a.b.c	0.2	2.6 × 10 ⁷	436	588	74	-94	151	免明例
3	3	1140	50	833	2	650	2	20	400	16	A.C	5	56	a.b.c	0.6	1.5 × 10 ⁶	384	544	71	-103	151	免明例
4	4	1097	50	815	2	650	2	15	500	25	A.C	5	49	a.b.c	0.3	4.2 × 10 ⁶	360	500	72	-99	148	免明例
5	5	1155	50	796	2	620	2	15	480	25	A.C	6	21	a.b.c	0.4	5.6 × 10 ⁶	390	519	75	-100	93	免明例
6	6	1086	50	789	2	620	2	15	480	25	A.C	5	50	a.b.c	0.5	1.8 × 10 ⁶	421	550	77	-97	131	免明例
7	7	1083	50	789	2	620	2	15	520	25	A.C	6	27	a.b.c	0.5	2.3 × 10 ⁶	437	558	78	-86	113	免明例

注1.A:REM酸硫化物、B:REM硫化物、C:REM酸化物

注2.a:Mn硫化物、b:Mn硫化物、c:Mn酸化物

10

20

30

40

【表 3】

表3

鋼板 No.	鋼 No.	製造条件			前段冷却		後段冷却		板厚 (mm)	分散粒子					母材特性				再現 HAZ 特性	備考	
		加熱 温度 (°C)	900°C以下 の累積 圧下率 (%)	Ar3	再結晶 上げ 温度 (°C)	冷却 速度 (°C)	停止 温度 (°C)	冷却 速度 (°C)		停止 温度 (°C)	REM系粒子	Min系粒子		YP (N/m ²)	TS (N/mm ²)	YR	VTrs (°C)	VE- 40°C (J)			
									形状 (注1)	平均 粒径 μm	粒数密 度/mm ²	形状 (注2)	平均 粒径 μm	粒数密度 個/mm ²							
8	1	1156	15*	777	817	5	620	20	380	16	A,C	4	101	3.7 × 10 ⁸	abc	0.4	565	71	-45*	-	比較例
9	2	1078	50	761	798	18*	620	20	420	16	A,C	3	150	1.3 × 10 ⁷	abc	0.2	580	78	-80	-	比較例
10	3	1081	50	785	788	5	750*	20	400	16	A,C	5	70	9.1 × 10 ⁶	abc	0.3	524*	64	-89	-	比較例
11	4	1139	50	795	831	5	500*	15	450	25	A,C	5	60	1.2 × 10 ⁶	abc	0.5	510*	79	-88	-	比較例
12	5	1189	50	792	803	5	650	8*	470	25	A,C	5	36	8.4 × 10 ⁸	abc	0.3	517*	65	-87	-	比較例
13	6	1120	50	772	806	5	680	15	620*	12	A,C	4	125	3.5 × 10 ⁶	abc	0.4	518*	64	-86	-	比較例
14	8	1120	50	765	799	5	550	25	400	16	A,C	4	79	8.2 × 10 ^{8*}	abc	1.3	564	77	-62*	31*	比較例
15	9	1130	50	747	794	5	550	25	450	16	A,C	3	211	1.1 × 10 ⁶	abc	0.6	681	81	-32*	-	比較例
16	10	1120	50	799	803	5	550	25	400	16	A,C	6	27	2.3 × 10 ⁷	abc	0.2	472*	72	-82	-	比較例
17	11	1131	50	779	821	5	550	25	420	16	A,C	5	40	4.7 × 10 ⁶	abc	0.4	532	76	-38*	-	比較例
18	12	1146	50	741	779	5	550	25	350	16	A,C	4	87	2.4 × 10 ⁶	abc	0.4	696	81	-65*	-	比較例
19	13	1084	50	811	818	5	550	25	420	16	A,C	5	58	7.6 × 10 ⁸	abc	0.3	462*	72	-79*	-	比較例
20	14	1143	50	781	783	5	550	25	400	16	A,C	4	111	8.4 × 10 ⁶	abc	0.3	558	77	-25*	-	比較例
21	15	1140	50	771	778	5	550	25	400	16	B,C	3	242	2.0 × 10 ⁷	abc	0.2	567	77	-16*	-	比較例
22	16	1111	50	769	780	5	550	25	420	16	C	13	2	6.2 × 10 ^{8*}	ac	1.6	568	77	-76*	26*	比較例
23	17	1131	50	775	794	5	550	25	380	16	A,C	6	59	7.8 × 10 ^{8*}	ac	1.2	556	77	-75*	19*	比較例
24	18	1145	50	781	792	5	550	25	380	16	A,C	3	162	5.8 × 10 ⁶	abc	0.4	727	77	-74*	23*	比較例
25	19	1136	50	799	841	5	550	25	400	16	A,C	4	101	1.2 × 10 ⁶	abc	0.5	543	76	-56*	16*	比較例
26	20	1146	50	799	815	5	550	25	420	16	A,C	5	40	5.9 × 10 ⁶	abc	0.3	563	77	-49*	21*	比較例
27	21	1120	50	764	764	5	550	25	380	16	A,C	3	238	2.4 × 10 ⁶	abc	0.4	695	81	-32*	-	比較例
28	22	1118	50	748	787	5	550	25	380	16	A,C	6	37	8.0 × 10 ⁶	abc	0.6	854	85	-14*	-	比較例
29	23	1093	50	778	783	5	550	25	380	16	A,C	5	59	1.8 × 10 ⁶	abc	0.5	641*	83	-24*	-	比較例
30	24	1068	50	754	802	5	550	25	380	16	A,C	3	151	5.7 × 10 ⁶	abc	0.4	623	79	-9*	-	比較例

注1.*印は本発明範囲外であることを示す
 注2.A:REM硫化物、B:REM硫化物、C:REM硫化物
 注3.a:Mn硫化物、b:Mn硫化物、c:Mn硫化物

フロントページの続き

Fターム(参考) 4K013 AA09 BA08 EA19 EA20 EA26 EA28
4K032 AA01 AA04 AA05 AA16 AA27 AA29 AA31 AA35 AA40 BA01
CA02 CB01 CB02 CD01 CD02 CD03