

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6572963号
(P6572963)

(45) 発行日 令和1年9月11日(2019.9.11)

(24) 登録日 令和1年8月23日(2019.8.23)

(51) Int.Cl.		F I			
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 A
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 23 頁)

(21) 出願番号	特願2017-247170 (P2017-247170)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成29年12月25日 (2017.12.25)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2019-112676 (P2019-112676A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	令和1年7月11日 (2019.7.11)	(74) 代理人	100184859
審査請求日	令和1年5月16日 (2019.5.16)		弁理士 磯村 哲朗
早期審査対象出願		(74) 代理人	100123386
			弁理士 熊坂 晃
		(74) 代理人	100196667
			弁理士 坂井 哲也
		(74) 代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72) 発明者	木村 英之
			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】 熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 4 % 以上 0 . 0 8 % 以下、

S i : 0 . 0 1 % 以上 0 . 5 0 % 以下、

M n : 1 . 2 % 以上 2 . 0 % 以下、

P : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 0 1 0 % 以下、

S : 0 . 0 0 3 0 % 以下、

A l : 0 . 0 1 % 以上 0 . 0 8 % 以下、

N b : 0 . 0 5 0 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下、

T i : 0 . 0 0 5 % 以上 0 . 0 2 5 % 以下、

N : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 0 0 6 % 以下を含有し、

さらに、C u : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 0 % 以下、N i : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 0 % 以下、

C r : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 0 % 以下、M o : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 0 % 以下、V : 0 .

0 1 % 以上 0 . 1 0 % 以下、B : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 3 0 % 以下から選ばれる 1

種以上を含有し、

残部が F e および不可避免的不純物からなる成分組成と、

板厚の 1 / 2 位置において、

マルテンサイトが面積率で 3 % 未満、ベイニティックフェライトが面積率で 9 5 % 以上で

あり、かつ、前記ベイニティックフェライトの平均粒径が 6 . 0 μ m 以下であり、

さらにNb炭窒化物として析出したNb量が0.025質量%以上であり、かつ、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量が、Nb炭窒化物として析出したNb総質量の50%以上である組織と、を有し、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上で、かつ、-40でのDWT T試験で得られた延性破面率(SA値)が85%以上であることを特徴とする熱延鋼板。

【請求項2】

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、
Ca: 0.0005%以上0.0100%以下、
REM: 0.0005%以上0.0200%以下、
Zr: 0.0005%以上0.0300%以下、
Mg: 0.0005%以上0.0100%以下から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板。

10

【請求項3】

請求項1または2に記載の熱延鋼板の製造方法であって、前記成分組成を有する鋼スラブを1100以上1250以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、オーステナイト未再結晶温度域において累積圧下率が75%超で、かつ、圧延終了温度が(Ar₃点+30)以上(Ar₃点+130)以下である圧延を施して熱延鋼板としたのち、板厚中央で10/s以上60/s以下の平均冷却速度でMs点以上(Ms点+150)以下の温度域まで加速冷却し、450以上600以下で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

20

【請求項4】

請求項1または2に記載の熱延鋼板の製造方法であって、前記成分組成を有する鋼スラブを1100以上1250以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において1次粗圧延を施した後、板厚中央で1.5/s以上の平均冷却速度でオーステナイト未再結晶温度域まで冷却し、オーステナイト未再結晶温度域において、2次粗圧延および仕上げ圧延を、前記2次粗圧延と仕上げ圧延の累積圧下率が75%超で、かつ、仕上げ圧延終了温度が(Ar₃点+30)以上(Ar₃点+130)以下となるように施して熱延鋼板としたのち、板厚中央で10/s以上60/s以下の平均冷却速度でMs点以上(Ms点+150)以下の温度域まで加速冷却し、450以上600以下で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱延鋼板およびその製造方法に関する。本発明は、特に高吸収エネルギーを有する高強度高靱性熱延鋼板とその製造方法に関し、なかでも高強度、高シャルピー衝撃吸収エネルギーおよび優れたDWT T性能を有するラインパイプ向け高強度電縫鋼管および高強度スパイラル鋼管の用途に好適な熱延鋼板とその製造方法に関する。

40

【背景技術】

【0002】

天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプでは、高圧化による輸送効率の向上のため、高強度化の要望が非常に高まっている。特に、高圧ガスを輸送するラインパイプでは、通常の構造用鋼として要求される強度、靱性等の材料特性のみでなく、ガスラインパイプ特有の破壊抵抗に関する材料特性が必要とされる。

【0003】

通常の構造用鋼における破壊靱性値は脆性破壊に対する抵抗特性を示し、使用環境で脆性破壊が生じないように設計するための指標として用いられる。一方、高圧ガスラインパ

50

イブでは大規模破壊の回避に対する脆性破壊の抑制だけではなく、さらに不安定延性破壊と呼ばれる延性破壊の抑制も必要となる。

【0004】

この不安定延性破壊は、高圧ガスラインパイプにおいて延性破壊が管軸方向に100m/s以上の速度で伝播する現象で、これによって数kmにもおよぶ大規模破壊が生じる可能性があり、過去の調査結果から、不安定延性破壊抑制にはシャルピー衝撃吸収エネルギーを向上させることが有効であることが知られており、高いシャルピー衝撃吸収エネルギー（延性破壊抑制）が求められている。また、過去の実管ガスバースト試験結果からDWT T (Drop Weight Tear Test) 試験値（延性破面率が85%となる破面遷移温度）が規定され、優れたDWT T特性（低温靱性）が要求されている。

10

【0005】

さらに、近年のガス田や油田の開発は、ロシアやアラスカなどの極寒地域や北海などの寒冷地域および地震地帯や永久凍土地帯へと拡大する傾向があるため、敷設するラインパイプには脆性破壊や延性破壊の抑制に加えて、地盤変動による大変形時の安全性確保のための低降伏比が要求される場合がある。

【0006】

このような要求に対して、特許文献1では、質量%で、C:0.04~0.09%、Si:0.01~0.50%、Mn:0.5~1.6%、Nb:0.010~0.100%、Mo:0.02~0.50%を含有する鋼を1100~1300の温度域に加熱後、750~900の温度域で圧延を終了し、次いで400~550の温度域で巻き取ることを特徴とする、耐脆性破壊特性および耐延性破壊特性に優れたラインパイプ用鋼材およびその製造方法が開示されている。

20

【0007】

特許文献2では、重量%で、C:0.05~0.12%、Si:0.10~0.40%、Mn:0.50~1.20%、Ca:0.0020~0.0060%を含み、さらに、Ni、Cu、Cr、Mo、Nb、V、Zr、Tiのうち1種以上を含む連鑄製スラブを950以下で10%以上50%以下の圧下を行い、引続き表面の冷却速度が2/s以上で表面温度がAr₃以下の温度になるまで冷却し、250s未満の復熱後、未再結晶領域にて50%以上の圧延を行い、720~820の範囲で圧延を終了し、引続いて平均冷却速度5~30/sで冷却した後、400~600の範囲で巻き取る高靱性耐サワー鋼管用ホットコイルの製造方法が開示されている。

30

【0008】

特許文献3では、質量%で、C:0.03~0.06%、Si:1.0%以下、Mn:1~2%、Nb:0.05~0.08%、V:0.05~0.15%、Mo:0.10~0.30%を含有する鋼素材を加熱後、950以下の温度域における累積圧下率が45%以上で、仕上圧延終了温度が(Ar₃変態点-30)以上とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後、10s以内に、板厚中央で20/s以上の平均冷却速度で550~650の温度域まで冷却する加速冷却を施し、該加速冷却処理終了後30s以内の間、空冷する空冷処理を施したのち、コイル状に巻き取り、該巻き取ったコイルを1/s以下の平均冷却速度で放冷することで、ベイニティックフェライト相と7体積%以下の第二相からなり、ベイニティックフェライト相中にNbおよびVの炭窒化物が0.06%以上分散してなる組織を有する高強度溶接鋼管用高張力熱延鋼板およびその製造方法が開示されている。

40

【0009】

特許文献4では、質量%で、C:0.005~0.020%、Si:0.05~1.0%、Mn:1.0~4.0%、Nb:0.01~0.50%、Ti:0.005~0.10%、B:0.0010~0.010%を含有し、かつ、溶接時の熱履歴下でのマルテンサイトを抑制するための条件式を満足した鋼片を1000~1250に加熱後熱間圧延して鋼板とし、該圧延では900以下の低温オーステナイト温度域での累積圧下率を50%以上、圧延終了温度を700~850とし、前記鋼板を前記圧延終了温度-50

50

以上の温度から冷却速度5 /s以上で400 以下の温度まで冷却することを特徴とする溶接性に優れた高強度高靱性鋼管素材およびその製造方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献1】特開2003-3231号公報

【特許文献2】特開平7-268467号公報

【特許文献3】特開2011-17061号公報

【特許文献4】特開2004-76101号公報

【発明の概要】

10

【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では実施例における-20 でのシャルピー吸収エネルギーは235 J以下であり、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が高いとは言えない。また、より低温での適用を考えた場合、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が低位である可能性が懸念される。

【0012】

また、特許文献2に記載された熱延鋼板は、耐HIC特性や低温靱性(vTrs)の向上は顕著であるが、実施例では引張強度が603MPa以下であり、高圧化による輸送効率向上のための高強度化の要望を満足できない。また、vTrsは高強度化に伴い低下する傾向を示すことが知られており、実施例中のvTrsは必ずしも高い値とは言えない。さらにDWT特性やシャルピー吸収エネルギーの記載はなく、ラインパイプ用鋼管素材として、脆性破壊や不安定延性破壊に対する停止性能が高いとは言えない。

20

【0013】

特許文献3に記載された熱延鋼板は、鋼板をコイル状に巻き取り、その後放冷することによりNbやVの炭窒化物を析出させているが、これらの低温で析出した炭窒化物は非常に微細であり、高い析出強化能を有するが、降伏強度も過度に上昇するため、降伏比の上昇を招く場合があり、実施例中の発明例では、降伏比が85.7%以上のため、地盤変動による大変形時の安全性確保が低位である可能性が懸念される。また、実施例中の熱延鋼板の板厚は12mmと薄いため、例えば、19mm以上の熱延鋼板を製造する場合、圧延後の冷却速度が遅い板厚中央部では所望の組織が得られず、母材靱性(vTrs)が低位となる可能性が懸念される。

30

【0014】

特許文献4に記載された熱延鋼板は、シャルピー吸収エネルギーは非常に高く、不安定延性破壊に対する停止性能は高いが、vTrsは-105 以上であり、低温靱性(脆性破壊抵抗)が高いとは言えない。また、実施例のほとんどが降伏比85%超えであり、地盤変動による大変形時の安全性確保が低位である可能性が懸念される。

【0015】

そこで本発明はかかる事情を鑑み、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40 でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300 J以上で、かつ、-40 でのDWT試験で得られた延性破面率が85%以上である、高吸収エネルギーを有する高強度高靱性の熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

40

【課題を解決するための手段】

【0016】

本発明者らは、シャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性に及ぼす各種要因について、ラインパイプ用鋼板を対象に鋭意検討した。その結果、C、Mn、Nb、Ti等の化学成分を適正に調整した組成としたうえで、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率や圧延終了温度を制御するとともに、冷却停止温度をMs点直上とすることでマルテンサイトを極力低減したベイニティックフェライトを主相とし、かつNbの炭窒化物が所定量以上分散した組織とすることができ、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーや優れたDW

50

TT特性を有する低降伏比型高強度・高靱性熱延鋼板が得られることを知見した。

【0017】

本発明の要旨は以下のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.04%以上0.08%以下、

Si : 0.01%以上0.50%以下、

Mn : 1.2%以上2.0%以下、

P : 0.001%以上0.010%以下、

S : 0.0030%以下、

Al : 0.01%以上0.08%以下、

Nb : 0.050%以上0.100%以下、

Ti : 0.005%以上0.025%以下、

N : 0.001%以上0.006%以下を含有し、

さらに、Cu : 0.01%以上1.00%以下、Ni : 0.01%以上1.00%以下、

Cr : 0.01%以上1.00%以下、Mo : 0.01%以上1.00%以下、V : 0.

01%以上0.10%以下、B : 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1

種以上を含有し、

残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成と、

板厚の1/2位置において、

マルテンサイトが面積率で3%未満、ベイニティックフェライトが面積率で95%以上で

あり、かつ、前記ベイニティックフェライトの平均粒径が6.0μm以下であり、

さらにNb炭窒化物として析出したNb量が0.025質量%以上であり、かつ、粒径が

20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量が、Nb炭窒化物として析出したNb

総質量の50%以上である組織と、を有し、

引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40℃でのシャルピー衝撃吸収エ

ネルギーが300J以上で、かつ、-40℃でのDWT試験で得られた延性破面率(S

A値)が85%以上であることを特徴とする熱延鋼板。

[2] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、

Ca : 0.0005%以上0.0100%以下、

REM : 0.0005%以上0.0200%以下、

Zr : 0.0005%以上0.0300%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0100%以下から選ばれる1種又は2種以上を含有する

ことを特徴とする[1]に記載の熱延鋼板。

[3] 前記[1]または[2]に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼スラブを1100℃以上1250℃以下に加熱し、オーステナイト

再結晶温度域において圧延後、オーステナイト未再結晶温度域において累積圧下率が7

5%超で、かつ、圧延終了温度が(Ar₃点+30℃)以上(Ar₃点+130℃)以下

である圧延を施して熱延鋼板としたのち、

板厚中央で10℃/s以上60℃/s以下の平均冷却速度でMs点以上(Ms点+150

℃)以下の温度域まで加速冷却し、

450℃以上600℃以下で巻き取ることを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

[4] 前記[1]または[2]に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼スラブを1100℃以上1250℃以下に加熱し、オーステナイト

再結晶温度域において1次粗圧延を施した後、

板厚中央で1.5℃/s以上の平均冷却速度でオーステナイト未再結晶温度域まで冷却し

、

オーステナイト未再結晶温度域において、2次粗圧延および仕上げ圧延を、前記2次粗圧

延と仕上げ圧延の累積圧下率が75%超で、かつ、仕上げ圧延終了温度が(Ar₃点+3

0℃)以上(Ar₃点+130℃)以下となるように施して熱延鋼板としたのち、

板厚中央で10℃/s以上60℃/s以下の平均冷却速度でMs点以上(Ms点+150

10

20

30

40

50

)以下の温度域まで加速冷却し、
450 以上600 以下で巻き取ることと特徴とする熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、圧延条件および圧延後の冷却条件を適正に制御することで、鋼の組織をベイニティックフェライト主体とし、かつNbの炭窒化物が所定量以上分散した組織とすることができ、この結果、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上で、かつ、-40でのDWT T試験で得られた延性破面率が85%以上の鋼板が得られ、産業上極めて有益である。

【発明を実施するための形態】

【0019】

以下、本発明について詳細に説明する。

【0020】

まず、本発明の成分組成の限定理由を説明する。なお、成分に関する「%」表示は、質量%を意味するものとする。

【0021】

C: 0.04%以上0.08%以下

Cは、加速冷却後にベイニティックフェライト主体の組織を形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、Cの含有量が0.04%未満では冷却中にポリゴナルフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、所定量のベイニティックフェライトが得られず、所望の引張強度(640MPa)が得られない場合がある。一方、Cの含有量が0.08%を超えると加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が低下する場合がある。したがって、Cの含有量は0.04%以上0.08%以下とする。Cの含有量は好ましくは0.04%以上0.07%以下である。

【0022】

Si: 0.01%以上0.50%以下

Siは、脱酸に必要な元素であり、さらに固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果を有する。このような効果を得るためにはSiを0.01%以上添加することが必要である。一方、Siの含有量が0.50%を超えると溶接部品質を低下させるとともに、溶接熱影響部靱性を低下させる。また、赤スケールの生成が顕著となり、鋼板外観性状が低下する。したがって、Siの含有量は0.01%以上0.50%以下とする。Siの含有量は好ましくは0.01%以上0.20%以下である。

【0023】

Mn: 1.2%以上2.0%以下

Mnは、Cと同様に加速冷却後にベイニティックフェライト主体の組織を形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、Mnの含有量が1.2%未満では冷却中にポリゴナルフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、所定量のベイニティックフェライトが得られず、所望の引張強度(640MPa)が得られない場合がある。一方、Mnの含有量が2.0%を超えると製造時に不可避免的に形成される偏析部に濃化し、その部分がシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T性能の劣化の原因となるため、Mnの含有量は1.2%以上2.0%以下とする。Mnの含有量は好ましくは1.2%以上1.8%以下である。

【0024】

P: 0.001%以上0.010%以下

Pは、固溶強化により熱延鋼板の高強度化に有効な元素である。しかしながら、Pの含有量が0.001%未満ではその効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱磷コストの上昇を招く場合があるため、Pの含有量は0.001%以上とする。一方、Pの含有量が0.010%を超えると、靱性や溶接性が顕著に劣化する。したがって、Pの含有量は0.001%以上0.010%以下とする。

10

20

30

40

50

【0025】

S : 0.0030%以下

Sは、熱間脆性を起こす原因となるほか、鋼中に硫化物系介在物として存在して、靱性や延性を低下させる有害な元素である。したがって、Sは極力低減するのが好ましく、本発明ではSの含有量の上限は0.0030%とする。Sの含有量は好ましくは0.0015%以下である。Sの含有量の下限は特に限定されないが、極低S化は製鋼コストが上昇するため、Sの含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

【0026】

Al : 0.01%以上0.08%以下

Alは、脱酸材として含有させる元素である。また、Alは、固溶強化能を有するため、熱延鋼板の高強度化に有効に作用する。しかしながら、Alの含有量が0.01%未満では上記効果が得られない。一方、Alの含有量が0.08%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、靱性の低下を招く場合がある。したがって、Alの含有量は0.01%以上0.08%以下とする。Alの含有量は好ましくは0.01%以上0.05%以下である。

10

【0027】

Nb : 0.050%以上0.100%以下

Nbは、熱間圧延時のオーステナイトの未再結晶温度域を拡大する効果があり、未再結晶オーステナイト域圧延の微細化効果による靱性の向上に有効である。また、Nbは炭窒化物として微細析出することにより、溶接性を損なうことなく、熱延鋼板を高強度化する。これらの効果を得るために、Nbを0.050%以上添加する。一方、Nbの含有量が0.100%を超えると、加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性が低下する場合がある。したがって、Nbの含有量は0.050%以上0.100%以下とする。Nbの含有量は好ましくは0.050%以上0.080%以下である。

20

【0028】

Ti : 0.005%以上0.025%以下

Tiは、鋼中で窒化物を形成し、特に0.005%以上添加すると窒化物のピンニング効果でオーステナイト粒を微細化する効果があり、母材の靱性確保や溶接熱影響部の靱性確保に寄与する。また、Tiは析出強化による熱延鋼板の高強度化に有効な元素である。これらの効果を得るにはTiを0.005%以上添加する必要がある。一方、Tiを0.025%を超えて添加すると、TiNが粗大化し、オーステナイト粒の微細化に寄与しなくなり、靱性向上効果が得られなくなるばかりでなく、粗大なTiNは延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、シャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性が著しく低下する。したがって、Tiの含有量は0.005%以上0.025%以下とする。Tiの含有量は好ましくは0.008%以上0.018%以下である。

30

【0029】

N : 0.001%以上0.006%以下

Nは、Tiと窒化物を形成してオーステナイトの粗大化を抑制し、靱性の向上に寄与する。このようなピンニング効果を得るため、Nの含有量は0.001%以上とする。一方、Nの含有量が0.006%を超えると、溶接部、特に熔融線近傍で1450以上に加熱された溶接熱影響部(HAZ)でTiNが分解した場合、固溶Nに起因したHAZ部の靱性が顕著に低下する場合がある。したがって、Nの含有量は0.001%以上0.006%以下とする。溶接熱影響部の靱性に対する要求レベルが高い場合には、Nの含有量は0.001%以上0.004%以下とすることが好ましい。

40

【0030】

本発明では上記必須添加元素のほかに、さらにCu、Ni、Cr、Mo、V、Bから選ばれる1種以上の元素を添加する。

【0031】

Cu : 0.01%以上1.00%以下、Ni : 0.01%以上1.00%以下、Cr :

50

0.01%以上1.00%以下、Mo: 0.01%以上1.00%以下、V: 0.01%以上0.10%以下、B: 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上【0032】

Cu: 0.01%以上1.00%以下、Cr: 0.01%以上1.00%以下、Mo: 0.01%以上1.00%以下

Cu、Cr、Moは、いずれも焼入れ性向上元素であり、加速冷却後にベイニティックフェライト主体の組織を形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。この効果を得るためには、Cu、Cr、Moそれぞれの含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、Cu、Cr、Moの含有量がそれぞれ1.00%を超えると高強度化の効果が飽和するだけでなく、加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が低下する場合がある。したがって、Cu、Cr、Moを添加する場合は、Cu、Cr、Moのそれぞれの含有量を0.01%以上1.00%以下とする。好ましくは、Cuの含有量は0.01%以上0.40%以下であり、Crの含有量は0.01%以上0.50%以下であり、Moの含有量は0.01%以上0.50%以下である。

10

【0033】

Ni: 0.01%以上1.00%以下

Niも焼入れ性元素であり、添加しても靱性の劣化を生じないため、有用な元素である。この効果を得るためには0.01%以上のNiの添加が必要である。一方、Niは非常に高価であり、またNiの含有量が1.00%を超えるとその効果が飽和するため、Niを添加する場合は、Niの含有量を0.01%以上1.00%以下とする。Niの含有量は、好ましくは0.01%以上0.40%以下である。

20

【0034】

V: 0.01%以上0.10%以下

Vは、Nbと同様に、炭窒化物として微細析出することにより、溶接性を損ねることなく、熱延鋼板を高強度化する作用を有する元素であり、この効果を得るためには0.01%以上のVの添加が必要である。一方、Vの含有量が0.10%を超えると、高強度化の効果が飽和するだけでなく、溶接性を低下させる場合がある。したがって、Vを添加する場合はVの含有量を0.01%以上0.10%以下とする。Vの含有量は、好ましくは0.01%以上0.05%以下である。

30

【0035】

B: 0.0005%以上0.0030%以下

Bは、オーステナイト粒界に偏析し、フェライト変態を抑制することで、特にHAZ部の強度低下防止に寄与する。この効果を得るためには0.0005%以上のBの添加が必要である。一方、Bの含有量が0.0030%を超えるとその効果は飽和するため、Bを添加する場合は、Bの含有量を0.0005%以上0.0030%以下とする。

【0036】

上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物とする。

【0037】

また、上記成分に、必要に応じて、さらにCa: 0.0005%以上0.0100%以下、REM: 0.0005%以上0.0200%以下、Zr: 0.0005%以上0.0300%以下、Mg: 0.0005%以上0.0100%以下から選ばれる1種又は2種以上を含有することができる。

40

【0038】

Ca、REM、Zr、Mgは、鋼中のSを固定して鋼板の靱性を向上させる働きがあり、それぞれ0.0005%以上の添加で効果が発揮する。一方、Ca、REM、Zr、Mgをそれぞれ0.0100%、0.0200%、0.0300%、0.0100%を超えて添加すると鋼中の介在物が増加し、靱性を劣化させる場合がある。したがって、これらの元素を添加する場合、Ca、REM、Zr、Mgの含有量をそれぞれ、Ca: 0.0005%以上0.0100%以下、REM: 0.0005%以上0.0200%以下、Zr

50

: 0.0005%以上0.0300%以下、Mg: 0.0005%以上0.0100%以下とする。好ましくは、Caの含有量は0.0005%以上0.0040%以下であり、REMの含有量は0.0005%以上0.0050%以下であり、Zrの含有量は0.0005%以上0.0050%以下であり、Mgの含有量は0.0005%以上0.0050%以下である。

【0039】

次に、本発明の熱延鋼板の有する組織について説明する。

【0040】

本発明の熱延鋼板は、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上で、かつ、-40でのDWT T試験で得られた延性破面率が85%以上の特性を安定して得るために、板厚の1/2位置(板厚tの1/2t部)において、マルテンサイトが面積率で3%未満であり、かつベイニティックフェライトが面積率で95%以上であり、かつ、前記ベイニティックフェライトの平均粒径が6.0μm以下である組織とする。さらにNb炭窒化物として析出したNb量が0.025質量%以上であり、かつ、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量が、Nb炭窒化物として析出したNb総質量の50%以上である組織とする。ここで、ベイニティックフェライトとは、転位密度が高い下部組織を有する相であり、針状フェライトやアシキュラーフェライトを含む。残部組織としては、面積率が3%未満のマルテンサイトが許容されるほか、フェライト、パーライトなどのベイニティックフェライト以外の相が含まれていてもよく、これらの残部組織が合計面積率で5%未満であれば、本発明の効果を発現することができる。

【0041】

板厚の1/2位置におけるマルテンサイトの面積率: 3%未満

本発明でいうマルテンサイトとは、圧延後の冷却過程で未変態オーステナイトから旧(オーステナイト)粒界、あるいは旧粒内に生成したマルテンサイトであり、このマルテンサイトは主相と比べて硬度が高く、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となる。このため、マルテンサイトの面積率が3%以上ではシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が著しく低下する。一方、マルテンサイトが面積率で3%未満であれば、シャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性の低下は小さいため、本発明では板厚1/2位置におけるマルテンサイトの面積率を3%未満(0%を含む)に限定する。

【0042】

板厚の1/2位置におけるベイニティックフェライトの面積率: 95%以上

ベイニティックフェライト相は硬質相であり、変態組織強化によって鋼板の強度を増加させるのに有効であり、ベイニティックフェライトの面積率を95%以上とすることで、シャルピー吸収エネルギーやDWT T特性を高位で安定化しつつ、高強度化が可能となる。一方、ベイニティックフェライトの面積率が95%未満では、フェライト、パーライト、マルテンサイト等の残部組織の合計面積率が5%を超えとなり、このような複合組織では、異相界面が延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、所望の引張強度を満足した場合でも、目標とするシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない場合がある。したがって、板厚1/2位置におけるベイニティックフェライトの面積率は95%以上(100%を含む)とする。

【0043】

板厚の1/2位置におけるベイニティックフェライトの平均粒径: 6.0μm以下

結晶粒界は脆性き裂の伝播抵抗となるため、ベイニティックフェライトの平均粒径を微細化することでDWT T特性は改善する。この効果を得るためには、ベイニティックフェライトの平均粒径を6.0μm以下とする。

【0044】

板厚の1/2位置におけるNb炭窒化物として析出したNb量: 0.025質量%以上、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量の割合: Nb炭窒化物として析出したNb総質量の50%以上

10

20

30

40

50

本発明では未再結晶オーステナイト温度域における圧延段階での歪誘起析出や冷却および巻取り中の変態に伴う析出によるNb炭窒化物を適正に制御することによって、シャルピー吸収エネルギーやDWT特性を高位で安定化しつつ、所望の引張強度(640MPa)が得られる。しかしながら、Nb炭窒化物量が、Nb炭窒化物として析出したNb量が0.025質量%未満では所望の引張強度(640MPa)が得られない場合があるため、Nb炭窒化物として析出したNb量が0.025質量%以上とする。Nb炭窒化物として析出したNb量は好ましくは0.030質量%以上である。

【0045】

また、主にコイル状に巻取った後の冷却中に析出する粒径が20nm未満の微細なNb炭窒化物は、析出強化によって降伏強度を過度に上昇させるため、所望の低降伏比(85%)が得られない場合がある。しかしながら、粒径が20nm以上のNb炭窒化物を、該粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量で、Nb炭窒化物として析出したNb総質量の50%以上とすることで、降伏比の上昇が抑えられ、所望の低降伏比が得られる。したがって、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量は、Nb炭窒化物として析出したNb総質量の50%以上とする。好ましくは60%以上である。

【0046】

ここで、上記のベイニティックフェライトをはじめとする各相の面積率は、板厚1/2位置からL断面(圧延方向に平行な垂直断面)を鏡面研磨後、ナイタールで腐食し、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて倍率2000倍で無作為に5視野観察し、撮影した組織写真により組織を同定し、各相の面積率を画像解析にて求めた。また、ベイニティックフェライトの平均粒径は、JIS G 0551に記載の切断法により求めた。

【0047】

また、Nb炭窒化物として析出したNb量は、板厚1/2位置から試験片を採取し、採取した試験片を電解液(10体積%アセチルアセトン-1質量%塩化テトラメチルアンモニウム・メタノール)中で、定電流電解(約20mA/cm²)し、電解後の試料に付着した析出物をヘキサメタリン酸ナトリウム水溶液に分散させてから、0.02μmのアルミナフィルタでろ過回収し、フィルタ上の析出物に含まれるNb量をICP発光分光分析法で測定し、フィルタに捕集された粒径が20nm以上のNb析出物として析出したNbの鋼中含有率を求めた。また、フィルターを通過したろ液に含まれる粒径が20nm未満の析出物は、ろ液を乾固した後、硝酸、過塩素酸および硫酸を加えて硫酸白煙が出るまで加熱溶解し、放冷後、塩酸を添加してから純水で一定量に希釈して溶液を調整した後、ICP発光分光分析法で測定した。これらの方法で求めた粒径が20nm以上のNb析出物と20nm未満のNb析出物を足し合わせることで、Nb炭窒化物として析出したNb総質量を求めた。また、粒径が20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量を用いて、Nb炭窒化物として析出したNb総質量に対する割合を算出した。なお、この方法によって定量される析出Nb量はベイニティックフェライト相以外の相中に析出しているNbを含むが、大部分はベイニティックフェライト相中に析出しているNbである。

【0048】

なお、一般に加速冷却を適用して製造された鋼板の金属組織は鋼板の板厚方向で異なるため、目標とする強度やシャルピー衝撃吸収エネルギーを安定して満足する観点から、本発明では、冷却速度が遅く上記特性を達成しにくい板厚の1/2位置の組織を規定した。

【0049】

次に、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

【0050】

本発明の熱延鋼板の製造方法は、熱間圧延工程と、熱間圧延工程後の加速冷却工程と、加速冷却工程後の巻取り工程を有する。前記熱間圧延工程は、鋼スラブを加熱する加熱工程と、該鋼スラブに粗圧延を施しシートバーとする粗圧延工程と、該シートバーに仕上げ圧延を施し熱延鋼板とする仕上げ圧延工程とを含む。

【0051】

熱間圧延工程では、鋼スラブを1100以上1250以下に加熱した後、オーステナイト再結晶温度域で1次粗圧延を施し、その後、オーステナイト未再結晶温度域まで冷却した後、2次粗圧延および仕上げ圧延を行う。前記2次粗圧延と仕上げ圧延の累積圧下率は75%超とし、仕上げ圧延終了温度は(A_{r3} 点+30)以上(A_{r3} 点+130)以下とする。その後、加速冷却工程では、板厚中央で10/s以上60/s以下の平均冷却速度で、Ms点以上(Ms点+150)以下の温度域まで加速冷却する。そして巻取り工程では、450以上600以下で巻き取る。以下、各工程について詳細に説明する。なお、本発明において、特に断らない限り、スラブ加熱温度、粗圧延温度、粗圧延終了温度、仕上圧延温度、仕上圧延終了温度、加速冷却停止温度、巻取り温度等の温度は、スラブもしくは鋼板の表面温度とする。また、板厚中央の温度は、スラブもしくは鋼板の表面温度より、板厚、熱伝導率等のパラメータを考慮した計算によって求めた板厚中央の温度とする。

10

【0052】

スラブ加熱温度：1100以上1250以下

本発明の鋼スラブは、上記した成分組成からなる溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の公知の方法で溶製し、連続鋳造法あるいは造塊-分塊法により製造することができ、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましい。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のまま加熱炉に装入し熱間圧延する直送圧延、あるいはわずかの保熱をおこなった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延、高温状態のまま加熱炉に装入して再加熱の一部を省略する方法(温片装入)などの省エネルギープロセスも問題なく適用することができる。

20

【0053】

スラブ加熱温度が1100未満では、変形抵抗が高く圧延負荷が増大し圧延能率が低下する。一方、スラブ加熱温度が1250を超えて高温になると、初期のオーステナイト粒径が粗大化するため、DWT特性が低下する場合がある。したがって、スラブ加熱温度は1100以上1250以下とする。スラブ加熱温度は、好ましくは1150以上1220以下である。

【0054】

オーステナイト再結晶温度域での圧延

スラブ加熱保持後、オーステナイト再結晶温度域にて圧延を行うことで、オーステナイトが再結晶により細粒化し、DWT特性の向上に寄与する。また、オーステナイト未再結晶温度域での圧下により歪誘起析出したNb炭窒化物は、熱延鋼板の段階では粒径が20nm以上に成長し、低降伏比を維持しつつ、高強度化に寄与する。このような効果が得られやすい点から、オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率は50%以上とすることが好ましい。なお、本発明の鋼の成分範囲においては、オーステナイト再結晶温度域の下限温度はおおよそ950であり、このオーステナイト再結晶温度域での圧延を1次粗圧延と呼ぶ。

30

【0055】

オーステナイト未再結晶温度域までの平均冷却速度

1次粗圧延後に行う冷却(冷却工程)では、オーステナイト未再結晶温度域の冷却停止温度まで冷却することにより、DWT特性の向上に有効な温度域に被圧延材を冷却して、その後の2次粗圧延および仕上圧延工程により、DWT特性を有効に向上させることができる。この際の冷却速度が、板厚中央で1.5/s未満の平均冷却速度では、DWT特性の向上に有効な温度域への冷却時間が増大し、生産性が低下するため、前記平均冷却速度は、板厚中央で、1.5/s以上とすることが好ましく、2.0/s以上とすることがより好ましい。また、前記平均冷却速度を確保するために、冷却工程での冷却は水冷により行うことが好ましい。なお、平均冷却速度は、冷却開始温度と冷却停止温度との温度差を所要時間で除したものである。冷却工程での冷却開始温度は、通常、1次粗圧延終了温度である。また、DWT特性の向上に有効な温度域とは、オーステナイトの未再結晶温度域のより低温域であり、例えば、930以下の温度域を指す。

40

50

【0056】

オーステナイト未再結晶温度域での圧延：累積圧下率75%超

オーステナイト未再結晶温度域での圧延は、前記冷却工程後の2次粗圧延および仕上げ圧延で施される。この際、オーステナイト未再結晶温度域にて累積で75%超の圧下を行うことにより、オーステナイト粒が伸展し、特に板厚方向では細粒となり、この状態で加速冷却して得られる鋼板のDWT特性は良好となる。また、オーステナイト未再結晶温度域での圧下により歪誘起析出したNb炭窒化物は、その後の加速冷却後の熱延鋼板では粒径が20nm以上に成長し、低降伏比を維持しつつ、高強度化に寄与する。一方、累積圧下率が75%以下では細粒化効果が不十分となり目標とするDWT特性が得られない場合があり、さらにNbの歪誘起析出が不十分となり、所定量のNb炭窒化物や所望サイズのNb炭窒化物が得られず、所望の引張強度(640MPa)や降伏比(85%)が得られない場合がある。したがって、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率は75%超とする。より靱性向上が必要な場合はオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率は80%以上とすることが好ましい。なお、オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率の上限は、特に限定されるものではないが、圧延負荷の観点から90%以下が好ましい。また、本発明ではオーステナイト未再結晶温度域の圧延では、2次粗圧延および仕上げ圧延の圧下率配分は重要ではなく、全圧下率を75%超とすればよい。また、本発明においてオーステナイト未再結晶温度域は、例えば930以下の温度域である。

10

【0057】

圧延終了温度：(Ar₃点+30)以上(Ar₃点+130)以下

20

オーステナイトの未再結晶温度域での大圧下はDWT特性の向上に有効であり、より低温域で圧下することでその効果はさらに増大する。しかしながら、(Ar₃点+30)未満の低温域での圧延はオーステナイト粒に発達した集合組織の影響により、セパレーションが発生しやすく、シャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低下する。また、圧延終了温度がAr₃点以下では、フェライトが生成した後に圧延されるため、加工フェライト粒に集合組織が発達し、この結果、セパレーションが発生しやすく、シャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低下する。一方、(Ar₃点+130)を超えると、DWT特性の向上に有効な微細化効果が十分に得られない場合がある。したがって、オーステナイト未再結晶温度域での圧延終了温度(仕上げ圧延終了温度)は、(Ar₃点+30)以上(Ar₃点+130)以下とする。

30

【0058】

加速冷却の平均冷却速度：板厚中央で10/s以上60/s以下

仕上げ圧延終了後、直ちに、好ましくは15s以内に冷却を開始する(加速冷却工程)。冷却速度は板厚中央で、冷却停止温度までの平均冷却速度で10/s以上60/s以下とする。平均冷却速度が10/s未満では、冷却中にポリゴナルフェライトが生じ、所望のベイニティックフェライトを主相とする組織を確保することが困難となり、所望の引張強度(640MPa)が得られず、また、所望のシャルピーエネルギーやDWT特性が得られない場合がある。一方、平均冷却速度が60/sを超える急冷とすると、特に鋼板表層近傍ではマルテンサイト変態が生じ、母材強度は上昇するものの、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性が著しく低下する。したがって、加速冷却の平均冷却速度は10/s以上60/s以下とする。加速冷却の平均冷却速度は好ましくは10/s以上30/s以下である。なお、平均冷却速度は、冷却開始温度と冷却停止温度との温度差を所要時間で除したものである。加速冷却工程での冷却開始温度は、通常、オーステナイト未再結晶温度域での圧延終了温度(仕上げ圧延終了温度)である。

40

【0059】

加速冷却の冷却停止温度：Ms点以上(Ms点+150)以下

加速冷却の冷却停止温度がMs点未満では、マルテンサイト変態が生じ、母材強度は上昇するものの、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性が著しく低下する場合があります。特に鋼板表層近傍でその傾向は顕著となる。一方、冷却停止温度が(Ms点+

50

150) を超えると、冷却停止後の冷却過程でフェライトやパーライトが生成し、DWT特性やシャルピー衝撃吸収エネルギーが得られない場合がある。また、微細なNb炭窒化物が過剰に生成し、降伏強度が上昇して、所望の低降伏比(85%)が得られない場合がある。したがって、加速冷却の冷却停止温度はMs点以上(Ms点+150)以下とする。加速冷却の冷却停止温度は、好ましくはMs点以上(Ms点+100)以下である。

【0060】

巻取り温度：450 以上600 以下

加速冷却後、コイル状に巻取って冷却する工程において、巻取り温度が450 未満ではマルテンサイト変態が生じて、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性が著しく低下する場合がある。一方、巻取り温度が600 を超えると、微細なNb炭窒化物が過剰に生成し、降伏強度が上昇して、所望の低降伏比(85%)が得られない場合がある。したがって、巻取り温度は450 以上600 以下とする。巻取り温度は好ましくは500 以上600 以下である。

10

【0061】

なお、本発明では、Ar₃点、Ms点は各鋼素材中の各元素の含有量に基づく次式を用いて計算して得られる値を用いるものとする。

【0062】

Ar₃点() = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo

20

Ms点() = 550 - 361C - 39Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5(Mo+W) + 15Co + 30Al

ただし、上記各式における各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表し、含有しない元素は0(零)とする。

【実施例】

【0063】

以下、本発明の実施例について説明する。

【0064】

(実施例1)

表1に示す成分組成からなる溶鋼を転炉で溶製し、220mm厚さのスラブとした後、表2に示す条件で熱間圧延工程(加熱工程、1次粗圧延工程、冷却工程、2次粗圧延工程、仕上圧延工程)、加速冷却工程および巻取り工程を順に施し、板厚が22mmの熱延鋼板を製造した。

30

【0065】

【表 1】

鋼No.	化学成分(質量%)														Ar ₃ ^{*1} (°C)	Ms ^{*2} (°C)	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V				B	その他
A	0.02	0.15	1.5	0.007	0.0006	0.03	0.050	0.015	0.005	0.25	0.15	0.25	0.10	0.05	-	-	759	473	比較鋼
B	0.04	0.20	1.7	0.006	0.0005	0.03	0.090	0.008	0.004	-	-	0.30	0.10	0.03	-	REM:0.0040	749	463	発明鋼
C	0.05	0.10	1.6	0.006	0.0006	0.03	0.080	0.010	0.004	-	-	0.30	0.05	0.05	-	Ca:0.0015	758	462	発明鋼
D	0.06	0.15	1.4	0.007	0.0004	0.03	0.070	0.010	0.003	-	-	0.20	0.35	-	-	Ca:0.0020	748	469	発明鋼
E	0.06	0.05	1.7	0.005	0.0005	0.03	0.070	0.015	0.003	-	-	-	0.25	-	-	-	735	462	発明鋼
F	0.07	0.20	1.6	0.008	0.0011	0.04	0.060	0.015	0.003	0.25	0.20	-	0.15	-	-	-	732	457	発明鋼
G	0.08	0.15	1.7	0.007	0.0014	0.05	0.050	0.015	0.003	0.15	0.15	-	-	0.05	-	Zr:0.0020	738	451	発明鋼
H	0.08	0.45	1.7	0.005	0.0019	0.05	0.070	0.025	0.004	0.25	0.20	0.25	-	-	0.0030	Mg:0.0020	729	445	発明鋼
I	0.06	0.20	1.5	0.008	0.0022	0.02	0.070	0.020	0.004	-	-	0.20	0.20	-	-	-	752	465	発明鋼
J	0.05	0.15	1.6	0.006	0.0023	0.03	0.110	0.020	0.004	0.15	0.15	0.15	0.15	-	-	-	741	463	比較鋼
K	0.10	0.30	1.6	0.005	0.0028	0.05	0.060	0.005	0.003	0.15	0.05	-	0.15	-	-	-	733	450	比較鋼
L	0.05	0.20	2.2	0.005	0.0006	0.03	0.080	0.010	0.003	0.05	0.05	-	-	-	-	-	715	446	比較鋼
M	0.06	0.20	1.1	0.005	0.0006	0.03	0.070	0.010	0.003	-	-	0.30	0.30	-	-	-	775	479	比較鋼
N	0.05	0.20	1.6	0.005	0.0023	0.03	0.080	0.030	0.005	-	-	0.25	0.20	-	-	-	747	464	比較鋼
O	0.06	0.20	1.6	0.005	0.0006	0.03	0.070	0.003	0.003	-	-	-	0.25	-	-	-	743	466	比較鋼
P	0.05	0.30	1.6	0.007	0.0023	0.06	0.030	0.020	0.005	0.25	0.15	-	0.15	-	-	-	741	466	比較鋼

- 上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物

*1: Ar₃(°C)=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo(各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)

*2: Ms(°C)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al (各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)

【表 2】

鋼板 No.	鋼 No.	変態温度		熱間圧延工程										加速冷却工程				巻取り 温度 (°C)	備考			
		Ms [*] (°C)	Ms ^{**} (°C)	加熱工程		粗圧延工程				仕上圧延工程				冷却開始 時間 ⁴⁾ (s)	板厚中央の 平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)						
		1次粗圧延 終了温度 (°C)	1次粗圧延 圧下率 (%)	1次粗圧延 板厚 (mm)	1次粗圧延 終了温度 (°C)	2次粗圧延 終了温度 (°C)	2次粗圧延 圧下率 (%)	2次粗圧延 板厚 (mm)	2次粗圧延 終了温度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	仕上圧延 圧下率 (%)	仕上圧延 板厚 (mm)	仕上圧延 終了温度 (°C)				仕上圧延 圧下率 ³⁾ (%)	未再結晶 圧下率 ³⁾ (%)	板厚中央の 平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)		
1	A	759	473	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	806	22	78.0	20	543	480	比較例
2	B	749	463	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	799	22	78.0	20	533	480	発明例
3	C	758	462	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	808	22	78.0	20	533	480	発明例
4	D	748	469	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	798	22	78.0	20	539	480	発明例
5	E	735	462	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	785	22	78.0	20	532	480	発明例
6	F	732	457	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	782	22	78.0	20	527	480	発明例
7	G	738	451	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	788	22	78.0	20	519	480	発明例
8	H	729	445	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	788	22	78.0	20	520	480	発明例
9	I	752	465	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	802	22	78.0	20	535	480	発明例
10	J	741	463	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	791	22	78.0	20	533	480	比較例
11	K	733	450	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	783	22	78.0	20	520	480	比較例
12	L	715	446	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	765	22	78.0	20	516	480	比較例
13	M	775	479	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	833	22	78.0	20	553	480	比較例
14	N	747	464	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	797	22	78.0	20	535	480	比較例
15	O	743	466	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	801	22	78.0	20	536	480	比較例
16	P	741	466	1170	220	54.5	950	100	100	930	30.0	860	70	860	68.6	809	22	78.0	20	541	480	比較例

*1: Ar₃(°C)=910-310C-80Mn-20Cu-150Cr-55Ni-80Mo(各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)
 *2: Ms(°C)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al(各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)
 *3: 2次粗圧延工程および仕上圧延工程におけるオーステナイト未再結晶温度域(930°C以下)での全圧下率
 *4: 仕上圧延終了から加速冷却を開始するまでの時間

以上により得られた熱延鋼板より、A P I - 5 L に準拠した引張方向が C 方向（圧延直角方向）となる全厚引張試験片を採取し、引張試験を実施し、降伏強度（Y P）、引張強度（T S）および降伏比 $[Y R (\%) = (Y P / T S) \times 100]$ を求めた。また、シャルピー衝撃試験は、板厚 1 / 2 位置から J I S Z 2 2 0 2 に準拠した長手方向が C 方向となる V ノッチ標準寸法のシャルピー衝撃試験片を採取して、J I S Z 2 2 4 2 に準拠して - 4 0 でシャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギー（ $v E_{40}$ ）を求めた。さらに、A P I - 5 L に準拠した長手方向が C 方向となるプレスノッチ型全厚 D W T T 試験片を採取し、- 4 0 で落重による衝撃曲げ荷重を加え、破断した破面の延性破面率（ $S A_{40}$ ）を求めた。

【 0 0 6 8 】

また、板厚 1 / 2 位置から組織観察用試験片を採取し、下記方法にて組織の同定、ベイニティックフェライト、マルテンサイトおよびその他の相の面積率およびベイニティックフェライトの平均粒径を求めた。

【 0 0 6 9 】

さらに、板厚 1 / 2 位置から残渣用試験片を採取し、1 0 体積 % アセチルアセトン - 1 質量 % 塩化テトラメチルアンモニウム・メタノール電解液を利用した電解抽出法で抽出した析出物について、下記方法にて I C P 発光分析法により析出物中の N b 量を測定して、得られた析出物中の N b 量を試験片全量に対する質量 % として、N b 炭窒化物として析出した N b 量を求めた。また、粒径 2 0 n m 以上の N b 炭窒化物として析出した N b 量の割合を求めた。

【 0 0 7 0 】

< 組織観察 >

鋼板の板厚 1 / 2 位置から組織観察用試験片を採取し、L 断面（圧延方向に平行な垂直断面）を鏡面研磨後、ナイタールで腐食し、走査型電子顕微鏡（S E M）を用いて倍率 2 0 0 0 倍で無作為に 5 視野観察し、撮影した組織写真により組織を同定し、各相の面積率を画像解析にて求めた。また、ベイニティックフェライトの平均粒径は、J I S G 0 5 5 1 に記載の切断法により求めた。

【 0 0 7 1 】

< N b 炭窒化物として析出した N b 量 >

N b 炭窒化物として析出した N b 量は、板厚 1 / 2 位置から試験片を採取し、採取した試験片を電解液（1 0 体積 % アセチルアセトン - 1 質量 % 塩化テトラメチルアンモニウム・メタノール）中で、定電流電解（約 2 0 m A / c m²）し、得られた抽出残渣をメンブランフィルタ（孔径：0 . 0 2 μ m）で補集し、硫酸、硝酸および過塩素酸の混合融剤を用いて融解し、I C P 発光分析法により抽出残渣に含まれる N b 量を定量し、得られた N b 量（粒径が 2 0 n m 以上の N b 炭窒化物として析出した N b 量）を用いて、N b 炭窒化物として析出した N b 総質量に対する割合を算出した。得られた結果を表 3 に示す。

【 0 0 7 2 】

10

20

30

【 表 3 】

鋼板 No.	鋼 No.	組織					引張特性					韌性		備考
		ベイニティックフェライト 面積率 (%)	ベイニティックフェライト 平均粒径 (μm)	Nb炭窒化物として 析出したNb量 (質量%)	20mm以上のNb炭窒化物とし て析出したNb量の割合 ^{*1} (%)	マルテンサイト 面積率 (%)	残留組織 種類 ^{*2}	残留組織 面積率 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	VE _{40°C} (J)	DWTT SA _{40°C} (%)	
1	A	94	5.0	0.011	51	0	PF	6	529	624	85	267	80	比較例
2	B	98	2.6	0.032	62	2	-	-	578	705	82	363	95	発明例
3	C	99	3.2	0.034	62	1	-	-	553	674	82	381	98	発明例
4	D	98	3.8	0.035	63	2	-	-	563	688	82	372	97	発明例
5	E	99	3.8	0.035	63	1	-	-	544	665	82	390	100	発明例
6	F	99	4.4	0.037	63	1	-	-	549	671	82	381	98	発明例
7	G	99	5.0	0.039	64	1	-	-	540	662	82	390	95	発明例
8	H	98	3.8	0.051	69	2	-	-	626	780	80	310	85	発明例
9	I	99	3.8	0.035	63	1	-	-	538	658	82	394	100	発明例
10	J	94	3.0	0.052	69	6	-	-	523	679	77	252	70	比較例
11	K	95	4.4	0.037	72	5	-	-	503	645	78	267	76	比較例
12	L	92	3.2	0.034	62	8	-	-	559	736	76	233	63	比較例
13	M	93	3.8	0.035	63	0	PF	7	487	596	82	289	80	比較例
14	N	98	6.1	0.034	62	2	-	-	572	697	82	267	80	比較例
15	O	99	6.6	0.035	63	1	-	-	512	627	82	397	80	比較例
16	P	100	7.3	0.008	51	0	-	-	520	613	85	401	75	比較例

*1: Nb炭窒化物として析出したNb総質量に対する割合

*2: PF: ポリゴンアルフェライト

【 0 0 7 3 】

10

20

30

40

50

表3より、No. 2～9の熱延鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上で、かつ、-40℃でのDWT T試験で得られた延性破面率が85%以上となっており、高吸収エネルギーを有する低降伏比型高強度・高靱性熱延鋼板となっている。

【0074】

これに対して、比較例のNo. 1は、Cの含有量が本発明範囲を下回っているため、冷却中に生じたポリゴナルフェライトの生成量が多く、所定量のベイニティックフェライトが得られないことに加えて、組織中に所定量のNb炭窒化物が得られないため、所望の引張強度が得られない。また、ポリゴナルフェライト量が多いため、ベイニティックフェライトとの異相界面が延性き裂や脆性き裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 10は、Nbの含有量が本発明範囲を上回っているため、硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 11は、Cの含有量が本発明範囲を上回っているため、硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 12は、Mnの含有量が本発明範囲を上回っているため、硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 13は、Mnの含有量が本発明範囲を下回るため、冷却中に生じたポリゴナルフェライトの生成量が多く、所定量のベイニティックフェライトが得られず、所望の引張強度が得られない。また、ポリゴナルフェライト量が多いため、ベイニティックフェライトとの異相界面が延性き裂や脆性き裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 14は、Tiの含有量が本発明を上回っているため、TiNが粗大化し、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 15は、Tiの含有量が本発明の範囲を下回っているため、Ti窒化物のピンニング効果によるオーステナイトの細粒化効果が不十分であり、所望のDWT T特性が得られない。比較例のNo. 16は、Nbの含有量が本発明範囲を下回っているため、オーステナイトの細粒化効果が不十分であり、所望のDWT T特性が得られない。また、所定量のベイニティックフェライト中のNb炭窒化物が得られないため、所望の引張強度が得られない。

【0075】

(実施例2)

表1に示す鋼EおよびGの成分組成からなる溶鋼を転炉で溶製し、220mm厚さのスラブとした後、表4に示す条件で熱間圧延工程(加熱工程、1次粗圧延工程、冷却工程、2次粗圧延工程、仕上圧延工程)、加速冷却工程および巻取り工程を順に施し、板厚が13～26mmの熱延鋼板を製造した。

【0076】

10

20

30

【表 4】

鋼板 No.	鋼 No.	変態温度		加熱工程			粗圧延工程				圧延工程				仕上圧延工程				加速冷却工程				巻取工程		備考	
		Ar ₃ ¹ (°C)	Ms ² (°C)	加熱温度 (°C)	スラブ厚 (mm)	1次粗圧延工程	1次粗圧延後板厚 (mm)	1次粗圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)	冷却工程	板厚中央の平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	2次粗圧延工程	2次粗圧延後板厚 (mm)	2次粗圧延終了温度 (°C)	圧下率 (%)	仕上圧延工程	仕上圧延終了温度 (°C)	仕上圧延後板厚 (mm)	仕上圧延後板厚 (mm)	未再結晶圧下率 ³ (%)	冷却開始時間 ⁴ (s)	板厚中央の平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)		巻取り温度 (°C)
17	E	735	462	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	785	22	78.0	5	20	532	480	78.0	5	20	532	480	発明例
18	E	735	462	1230	220	950	115	930	1.5	930	860	75	66.7	790	25	78.3	10	10	490	450	78.3	10	10	490	450	発明例
19	E	735	462	1170	220	950	80	920	3.0	920	850	60	56.7	790	26	67.5	10	10	550	480	67.5	10	10	550	480	比較例
20	E	735	462	1200	220	950	92	880	2.0	880	830	70	67.1	780	23	75.0	10	20	590	560	75.0	10	20	590	560	比較例
21	E	735	462	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	715	22	78.0	5	20	530	450	78.0	5	20	530	450	比較例
22	E	735	462	1150	220	950	105	930	2.0	930	910	80	71.3	885	23	78.1	5	10	550	480	78.1	5	10	550	480	比較例
23	E	735	462	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	785	22	78.0	5	5	530	480	78.0	5	5	530	480	比較例
24	E	735	462	1170	220	950	85	930	2.0	930	880	70	73.6	785	18.5	78.2	5	80	530	480	78.2	5	80	530	480	比較例
25	G	738	451	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	788	22	78.0	5	20	519	480	78.0	5	20	519	480	発明例
26	G	738	451	1200	220	950	100	930	2.0	930	860	70	73.6	788	18.5	81.5	5	20	540	510	81.5	5	20	540	510	発明例
27	G	738	451	1190	220	950	52	930	2.0	930	860	36	63.9	840	13	75.0	10	40	550	520	75.0	10	40	550	520	比較例
28	G	738	451	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	788	22	78.0	5	20	430	400	78.0	5	20	430	400	比較例
29	G	738	451	1170	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	788	22	78.0	5	20	450	400	78.0	5	20	450	400	比較例
30	G	738	451	1150	220	950	100	930	2.0	930	860	70	68.6	788	22	78.0	5	20	630	610	78.0	5	20	630	610	比較例

*1: Ar₃ (°C)=910-310C-80Mn-20Cu-15O-55Ni-80Mo. (各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)
 *2: Ms (°C)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al (各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)
 *3: 2次粗圧延工程および仕上圧延工程におけるオーステナイト-未再結晶温度域(930°C以下)での全圧下率
 *4: 仕上圧延終了から加速冷却を開始するまでの時間

以上により得られた熱延鋼板に対して、実施例1と同様に、全厚引張試験、シャルピー衝撃試験、プレスノッチ型全厚DWT T試験を実施し、降伏強度(Y P)、引張強度(T S)、降伏比 $[Y R(\%) = (Y P / T S) \times 100]$ 、シャルピー衝撃吸収エネルギー(V E₋₄₀)および延性破面率(S A₋₄₀)を測定した。得られた結果を表5に示す。

【0078】

【 表 5 】

鋼板 No.	鋼 No.	鋼組織				引張特性				韌性		備考		
		ベイニティックフェライト 面積率 (%)	ベイニティックフェライト 平均粒径 (μm)	Nb炭窒化物として析出したNb量 (質量%)	20nm以上のNb炭窒化物として析出したNb量の割合*1 (%)	マルテンサイト 面積率 (%)	残留組織 種類*2	残留組織 面積率 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	YR (%)		VE _{-40°C} (J)	DWTT SA _{-40°C} (%)
17	E	99	3.8	0.035	63	1	-	-	544	665	82	390	100	発明例
18	E	99	5.0	0.033	66	1	-	-	535	660	81	395	90	発明例
19	E	99	7.5	0.023	36	1	-	-	557	629	89	360	80	比較例
20	E	100	5.8	0.033	48	0	-	-	579	677	86	380	85	比較例
21	E	91	3.3	0.037	64	0	加工F	9	546	670	82	255	100	比較例
22	E	99	7.7	0.035	66	1	-	-	537	663	81	385	80	比較例
23	E	93	3.8	0.035	63	0	PF	7	508	622	82	289	80	比較例
24	E	95	4.4	0.037	72	5	-	-	503	645	78	267	76	比較例
25	G	99	5.0	0.039	64	1	-	-	540	662	82	390	95	発明例
26	G	99	3.9	0.041	66	1	-	-	536	662	81	395	100	発明例
27	G	99	6.4	0.033	48	1	-	-	585	680	86	385	83	比較例
28	G	93	3.8	0.038	65	7	-	-	523	679	77	239	68	比較例
29	G	92	4.2	0.038	64	8	-	-	523	679	77	233	65	比較例
30	G	90	4.0	0.040	44	0	PF, P	10	541	625	87	285	80	比較例

*1: Nb炭窒化物として析出したNb総質量に対する割合
 *2: PF: ポリゴンアルフェライト、加工F: 加工フェライト、P: パーライト

【 0 0 7 9 】

10

20

30

40

50

表5から、本発明の製造条件を満たすNo. 17、18、25、26の熱延鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、引張強度が640MPa以上、降伏比が85%以下、-40でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが300J以上で、かつ、-40でのDWT T試験で得られた延性破面率が85%以上となっており、高吸収エネルギーを有する低降伏比型高強度・高靱性熱延鋼板となっている。さらに、No. 26は未再結晶温度域での累積圧下率が好適範囲であるため、オーステナイトの微細化に起因して靱性およびDWT T特性が高位となっている。

【0080】

これに対して、比較例のNo. 19は、未再結晶温度域での累積圧下率が本発明範囲を下回っているため、オーステナイトの細粒化効果が不十分で、ベイニティックフェライトの平均粒径が粗大となり、所望のDWT T特性が得られない。また、組織中に所定量のNb炭窒化物が得られないため、所望の引張強度が得られない。比較例のNo. 20は、未再結晶温度域での累積圧下率が本発明範囲を下回っているため、20nm以上のNb炭窒化物の割合が低位となり、所望の低降伏比が得られない。比較例のNo. 21は、仕上げ圧延終了温度が本発明範囲を下回るため、加工フェライト量が増加し、セパレーションの発生に起因してシャルピー衝撃吸収エネルギーが低位となる。比較例のNo. 22は、仕上げ圧延終了温度が本発明範囲を上回るため、オーステナイトの細粒化効果が不十分で、ベイニティックフェライトの平均粒径が粗大となり、所望のDWT T特性が得られない。比較例のNo. 23は、加速冷却時の平均冷却速度が本発明範囲を下回るため、冷却中に生じたポリゴナルフェライトの生成量が多く、所定量のベイニティックフェライトが得られず、所望の引張強度が得られない。また、ポリゴナルフェライト量が多いため、ベイニティックフェライトとの異相界面が延性き裂や脆性き裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 24は、加速冷却時の平均冷却速度が本発明範囲を上回るため、硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 27は、未再結晶温度域での累積圧下率が本発明範囲を下回っているため、オーステナイトの細粒化効果が不十分で、ベイニティックフェライトの平均粒径が粗大となり、所望のDWT T特性が得られない。また、20nm以上のNb炭窒化物の割合が低位となり、所望の低降伏比が得られない。比較例のNo. 28、29は、加速冷却時の冷却停止温度および/あるいは巻取り温度が本発明範囲を下回るため、硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。比較例のNo. 30は、加速冷却時の冷却停止温度および巻取り温度が本発明範囲を上回るため、加速冷却停止後の冷却や巻取り時にフェライトやパーライトが多く、所定量のベイニティックフェライトが得られず、所望の引張強度が得られない。また、ベイニティックフェライトとの異相界面が延性き裂や脆性き裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性が得られない。さらに、巻取り温度が高いため、微細なNb炭窒化物が過剰に生成したため、20nm以上のNb炭窒化物の割合が低位であったため、所望の低降伏比が得られない。

【産業上の利用可能性】

【0081】

本発明の高吸収エネルギーを有する低降伏比型高強度・高靱性熱延鋼板を天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプに適用することで、高压化による輸送効率の向上に大きく貢献できる。

フロントページの続き

- (72)発明者 横田 毅
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
- (72)発明者 堤 聡
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2017-214618(JP,A)
国際公開第2016/157862(WO,A1)
特開2015-175039(JP,A)
特開2015-101781(JP,A)
特開2009-127071(JP,A)
国際公開第2013/047702(WO,A1)
特開昭54-001226(JP,A)
米国特許出願公開第2010/0258219(US,A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00 - 38/60
C21D 8/00 - 8/10