

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4997805号
(P4997805)

(45) 発行日 平成24年8月8日(2012.8.8)

(24) 登録日 平成24年5月25日(2012.5.25)

(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
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26	E
請求項の数 5 (全 17 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2006-89276 (P2006-89276)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成18年3月28日(2006.3.28)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2006-307334 (P2006-307334A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成18年11月9日(2006.11.9)	(74) 代理人	100099944
審査請求日	平成21年2月13日(2009.2.13)		弁理士 高山 宏志
(31) 優先権主張番号	特願2005-103090 (P2005-103090)	(72) 発明者	嶋村 純二
(32) 優先日	平成17年3月31日(2005.3.31)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	遠藤 茂
			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	岡津 光浩
			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】 高強度厚鋼板およびその製造方法、ならびに高強度鋼管

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 2 %、
 - S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、
 - M n : 1 . 5 ~ 3 %、
 - A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 8 %、
 - N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 8 %、
 - T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 5 %、
 - N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 %、
 - O : 0 . 0 0 3 % 以下、
 - S : 0 . 0 0 1 % 以下、
 - C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %
- を含有し、さらに、
- C u : 0 . 0 1 ~ 2 %、
 - N i : 0 . 0 1 ~ 3 %、
 - C r : 0 . 0 1 ~ 1 %、
 - M o : 0 . 0 1 ~ 1 %、
 - V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %

の一種または二種以上を含有し、C a、O、Sの含有量が下記の(1)式を満たし、残部

Fe および不可避的不純物からなり、

ミクロ組織において、フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上であり、フェライトが面積分率で10~50%であり、ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が0.5 μm以下であり、鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVのいずれか1種を含む単独炭化物またはこれらの二種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、鋼中に含有されるNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下であることを特徴とする高強度厚鋼板。

$$1 \quad (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \quad 3 \dots (1)$$

ただし、[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中含有量(質量%)である。

10

【請求項2】

さらに、質量%で、

REM: 0.0005 ~ 0.02%、

Zr: 0.0005 ~ 0.03%、

Mg: 0.0005 ~ 0.01%、

の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度厚鋼板。

【請求項3】

ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が0.2 μm以下であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載の高強度厚鋼板。

【請求項4】

20

請求項1または請求項2に記載の成分組成を有する鋼を、

1000 ~ 1200 に加熱後、圧延を開始し、

950 以下の温度域での累積圧下量が67%以上となるように圧延を行い、

Ar₃点以上、Ar₃点+100 以下の温度で圧延を終了し、

引き続き、Ar₃点-50 以上、Ar₃点未満の温度から、冷却速度20 ~ 80 /sの加速冷却を開始し、

250 以下の温度域で冷却を停止し、

冷却後ただちに、昇温速度を5 /s以上として300 以上450 以下の温度に再加熱することを特徴とする高強度厚鋼板の製造方法。

【請求項5】

30

請求項1から請求項3のいずれかに記載の高強度厚鋼板からなる高強度鋼管。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、天然ガスや原油の輸送用として用いられる高強度ラインパイプ用鋼板およびその製造方法に関し、特に、せん断加工での切断の際、切断面での耐切断割れ性に優れ、高靱性で、特にDWT特性に優れ、かつ降伏比(降伏強度を引張強度で除した値)が0.85以下で、引張強度が900 MPa以上の高強度ラインパイプ用鋼板およびその製造方法、ならびにそれを用いて製造した高強度鋼管に関する。

【背景技術】

40

【0002】

天然ガスや原油の輸送用として使用されるラインパイプは、近年、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工能率の向上のため、年々高強度化されるとともに大地震や凍土地帯における地盤変動によりラインパイプに大変形が生じても局部座屈による亀裂発生に至らないために高変形能を有するという、API規格でX100グレードのラインパイプが既に実用化されているが、さらに、引張強度900 MPaを超えるX120グレードに対する要求が具体化されつつある。

【0003】

このような高強度ラインパイプ用溶接鋼管に適用される厚鋼板の製造方法に関し、例えば特許文献1には、熱間圧延後2段冷却を行い、2段目の冷却停止温度を300 以下と

50

することで、高強度化を達成する技術が開示されている。また、特許文献2には、Cu析出強化を利用した高強度化のための加速冷却+時効熱処理条件に関する技術が開示されている。さらに、特許文献3には、管厚と外径との比に応じて、適切な第2相組織の面積分率を持たせることによって低降伏比を示す、耐圧縮局部座屈性に優れた鋼管が開示されている。

【0004】

しかしながら、特許文献1に記載された技術のように、冷却停止温度を低くして、低温変態生成する硬質なベイナイトまたはマルテンサイト組織を導入することで高強度化を達成した場合、冷却ままの鋼板を必要なサイズにせん断加工する際、鋼中に残存する拡散性水素が原因で切断した端面に割れ(以下、切断割れと称する)が発生する。また、API規格X60~X100級において高変形能を求めているが降伏比が0.85以下のものは得られていない。

10

【0005】

一方、特許文献2に記載された技術のように、加速冷却後に熱処理を行った場合、鋼中の水素は十分拡散されるので、切断割れを抑制することはできるものの、熱処理過程でベイナイトまたはマルテンサイト中にセメントイトが析出・粗大化し、靱性が低下し、特に脆性亀裂伝播停止特性の評価を行うためのDWT T(Drop Weight Tear Test)特性が劣化する。また、特許文献2は、高変形能を有することを指向していないので、降伏比が0.85以下のものは得られていない。

20

【0006】

さらに、特許文献3に記載されている技術は、当該文献に記載されているように大地震や凍土地帯における地盤変動によりラインパイプに大変形が生じても亀裂発生に至らないために高変形能を有するという要求に対応して、降伏強度を引張強度で除した降伏比(YR)を低くすることを指向するものであるが、この技術においては鋼管の母材は第2相を有することからシャルピー吸収エネルギーが低くなり、外因性の事故により発生する延性破壊の亀裂伝播停止特性に優れているとは言えないし、第1相がフェライト組織であるので引張り強度が900MPa以上のものは得られない。

【特許文献1】特開2003-293089号公報

【特許文献2】特開平08-311548号公報

【特許文献3】特開平09-184015号公報

30

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、切断割れを起こさずにせん断加工することができる高強度厚鋼板であってラインパイプとして使用する際に大地震などの地盤変動による大変形が生じても局部座屈による亀裂が発生しないように降伏比が低い特性を持たせることを第1の目的とし、さらに靱性にも優れる高強度鋼板、つまり耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよびDWT T特性を有するとともに0.85以下の低降伏比を示す、引張強度が900MPa以上の高強度厚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】

【0008】

本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得た。

1) 加速冷却ままの高強度厚鋼板の耐切断割れ性が劣るのは、鋼中の拡散性水素がトラップサイトにトラップされることに起因しており、これを阻止するために、水素量を2ppm未満とする必要があり、そのために少なくとも300以上での脱水素熱処理が必要である。具体的には、加速冷却停止後、ただちに再加熱を開始し、鋼板温度を300以上で昇温することで水素の拡散が促進され、その結果、鋼中に残留する水素の量が切断割れ発生限界量である2ppmを下回る。

【0009】

50

2) 軟質なフェライトと硬質なベイナイトおよび/またはマルテンサイトを組み合わせた2相組織を基本とすることで高強度かつ低降伏比を達成することが可能であるが、Nb、Ti、Mo、Vの炭化物が形成されると析出強化により降伏強度が上昇して所望の低降伏比を得難くなるため、これら炭化物の析出物を極力抑えることが必要である。

【0010】

3) 上記2相組織は、高強度かつ低降伏比を達成できるものの、延性破壊の亀裂伝播停止性能を評価する指標であるシャルピー吸収エネルギーについては、同じ強度レベルのベイナイトやマルテンサイト単相組織鋼よりも低くなる傾向にあるが、鋼中のO、Ca、Sを適切に制御して鋼中の介在物の形態を制御し、特に粗大なMnSを低減させることによりシャルピー吸収エネルギーを所望のレベルにすることが可能である。

10

【0011】

4) 第2相組織である硬質なベイナイトおよび/またはマルテンサイトに存在するセメンタイトの平均粒径が0.5μm以下であれば脆性亀裂伝播停止性能の指標であるDWT特性が優れる。そして、再加熱時の加熱速度を速くすることで、加速冷却後に300以上の温度域に加熱してもセメンタイトをこのような微細な状態に保持することができ、DWT特性を良好なものとする事ができる。

【0012】

本発明は以上のような知見に基づいてさらに検討を加えて完成されたものであり、以下の(1)~(5)を提供する。

【0013】

20

(1) 質量%で、

C: 0.03~0.12%、

Si: 0.01~0.5%、

Mn: 1.5~3%、

Al: 0.01~0.08%、

Nb: 0.01~0.08%、

Ti: 0.005~0.025%、

N: 0.001~0.01%、

O: 0.003%以下、

S: 0.001%以下、

Ca: 0.0005~0.01%

30

を含有し、さらに、

Cu: 0.01~2%、

Ni: 0.01~3%、

Cr: 0.01~1%、

Mo: 0.01~1%、

V: 0.01~0.1%

の一種または二種以上を含有し、Ca、O、Sの含有量が下記の(1)式を満たし、残部Feおよび不可避的不純物からなり、

ミクロ組織において、フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上であり、フェライトが面積分率で10~50%であり、ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が0.5μm以下であり、鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVのいずれかが1種を含む単独炭化物またはこれらの二種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、添加したNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下であることを特徴とする高強度厚鋼板。

40

$$1 \quad (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \quad 3 \dots (1)$$

ただし、[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中含有量(質量%)である。

【0014】

(2) さらに、質量%で、

50

REM : 0.0005 ~ 0.02 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.03 %、

Mg : 0.0005 ~ 0.01 %、

の一種または二種以上を含有することを特徴とする上記(1)に記載の高強度厚鋼板。

【0015】

(3) ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が0.2 μm以下であることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の高強度厚鋼板。

【0016】

(4) 上記(1)または(2)に記載の成分組成を有する鋼を、
1000 ~ 1200 に加熱後、圧延を開始し、
950 以下の温度域での累積圧下量 67%以上となるように圧延を行い、
Ar₃点以上、Ar₃点 + 100 以下の温度で圧延を終了し、
引き続き、Ar₃点 - 50 以上、Ar₃点未満の温度から、冷却速度20 ~ 80 /sの加速冷却を開始し、
250 以下の温度域で冷却を停止し、
冷却後ただちに、昇温速度を5 /s以上として300 以上450 以下の温度に再加熱することを特徴とする高強度厚鋼板の製造方法。

10

【0017】

(5) 上記(1)から(3)のいずれかに記載の高強度厚鋼板からなる高強度鋼管。

20

【0018】

なお、本発明において、高強度とは引張強度900MPa以上であり、高靱性とは、試験温度 - 30 でのシャルピー吸収エネルギー200 J以上で、かつ試験温度 - 30 でのDWT Tにおける脆性破面率75%以上であり、低降伏比とは0.85以下である。また、本発明で対象とする厚鋼板とは、板厚10mm以上の鋼板である。

【発明の効果】

【0019】

本発明によれば、耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよびDWT T特性を有するとともに0.85以下の低降伏比を示し、引張強度が900MPa以上の高強度厚鋼板を得ることができ、産業上極めて有用である。

30

【発明を実施するための最良の形態】

【0020】

以下、本発明について、成分組成、組織、製造方法に分けて具体的に説明する。

[成分組成]

まず、本発明の高強度厚鋼板の成分組成について説明する。なお、以下において%は質量%を意味する。

【0021】

C : 0.03 ~ 0.12 %

Cは低温変態組織においては過飽和固溶することで強度上昇に寄与する。この効果を得るためには0.03%以上含有することが必要であるが、その量が0.12%を超えると、パイプに加工した時に、パイプの円周溶接部の硬度上昇が著しくなり、溶接低温割れが発生しやすくなる。このため、C含有量を0.03 ~ 0.12%とする。

40

【0022】

Si : 0.01 ~ 0.5 %以下

Siは脱酸材として作用し、さらに固溶強化により鋼材の強度を増加させる元素であるが、その量が0.01%未満ではその効果が得られず、0.5%を超えると靱性が著しく低下する。このため、Si含有量を0.01 ~ 0.5%とする。

【0023】

Mn : 1.5 ~ 3 %

Mnは焼入性向上元素として作用する。その効果はその量が1.5%以上で発揮される

50

が、連続鋳造プロセスでは中心偏析部の濃度上昇が著しく、3%を超えると偏析部での遅れ破壊の原因となる。このため、Mn含有量を1.5~3%の範囲とする。

【0024】

Al: 0.01~0.08%

Alは脱酸元素として作用する。その含有量が0.01%以上で十分な脱酸効果が得られるが、0.08%を超えると鋼中の清浄度が低下し、靱性劣化の原因となる。このため、Al含有量を0.01~0.08%とする。

【0025】

Nb: 0.01~0.08%

Nbは熱間圧延時のオーステナイト未再結晶領域を拡大する効果があり、特に950以下を未再結晶領域とするため、0.01%以上含有させる。しかし、その量が0.08%を超えると、溶接した際のHAZの靱性を著しく損ねる。このため、Nbの含有量を0.01~0.08%とする。

10

【0026】

Ti: 0.005~0.025%

Tiは窒化物を形成し、鋼中の固溶N量低減に有効である他、析出したTiNのピンニング効果によりオーステナイト粒の粗大化を抑制することで、母材、HAZの靱性向上に寄与する。必要なピンニング効果を得るためにはその含有量を0.005%以上とすることが必要であるが、0.025%を超えると炭化物を形成するようになり、それによる析出硬化によって靱性が著しく劣化してしまう。このため、Ti含有量を0.005~0.025%とする。

20

【0027】

N: 0.001~0.01%

Nは通常鋼中の不可避不純物として存在するが、前述の通りTi添加を行うことで、オーステナイト粒の粗大化を抑制するTiNを形成する。必要とするピンニング効果を得るためには、その含有量が0.001%以上であることが必要であるが、0.01%を超えると、溶接部、特に溶融線近傍で1450以上に加熱されたHAZでTiNが分解し、固溶Nの悪影響が著しくなる。このため、N含有量を0.001~0.01%とする。

【0028】

Cu、Ni、Cr、Mo、Vの一種または二種以上

Cu、Ni、Cr、Mo、Vはいずれも焼入性向上元素として作用するため、高強度化を目的に、これらの元素の一種または二種以上を以下に示す範囲で含有させる。

30

【0029】

Cu: 0.01~2%

Cuは0.01%以上で鋼の焼入性向上に寄与する。しかし、2%を超えて含有させると靱性の劣化が生じる。このため、Cuを添加する場合には、その含有量を0.01~2%とする。なお、0.8%以上含有させることにより、シーム溶接時の加熱による析出強化が著しくなり、溶接熱影響部の軟化防止にも寄与するため、好ましくは0.8~2%である。

【0030】

Ni: 0.01~3%

Niは0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。特に、多量に添加しても靱性劣化を生じないため、強靱化に有効であるが、高価な元素であり、かつ3%を超えても効果が飽和する。このため、Niを添加する場合には、その含有量を0.01~3%とする。

40

【0031】

Cr: 0.01~1%

Crもまた0.01%以上含有することで鋼の焼入性向上に寄与するが、1%を超えると靱性が劣化する。このため、Crを添加する場合には、その含有量を0.01~1%とする。

50

【0032】

Mo : 0.01 ~ 1%

Moもまた0.01%以上含有することで鋼の焼入性向上に寄与するが、1%を超えると靱性が劣化する。このため、Moを添加する場合には、その含有量を0.01~1%とする。

【0033】

V : 0.01 ~ 0.1%

Vは炭窒化物を形成することで析出強化し、特に溶接熱影響部の軟化防止に寄与する。この効果は0.01%以上で得られるが、0.1%を超えると析出強化が著しく靱性が低下してしまう。このため、Vを添加する場合には、その含有量を0.01~0.1%とする。

10

【0034】

Ca : 0.0005 ~ 0.01%

製鋼プロセスにおいて、Ca含有量が0.0005%未満の場合、脱酸反応支配でCaSの確保が難しく靱性改善効果が得られず、一方、Ca含有量が0.01%を超えた場合、粗大CaOが生成しやすくなり、母材を含めて靱性が低下する上に、取鍋のノズル閉塞の原因となり、生産性を阻害する。このため、Ca含有量を0.0005~0.01%とする。

【0035】

O : 0.003%以下、S : 0.001%以下

20

本発明において、O、Sは不可避的不純物であり含有量の上限を規定する。Oの含有量は、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物の生成を抑制する観点から0.003%以下とする。

また、Caを添加することでMnSの生成が抑制されるが、Sの含有量が多いとCaによる形態制御でもMnSを抑制しきれないため、0.001%以下とする。

【0036】

$$1 \quad (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \quad 3$$

本パラメータ式は、優れた靱性を得るために、鋼中O、S含有量とCa含有量との関係を規定したものであり、この範囲を満たすことにより、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成を抑制するとともに、過剰なCa添加により生成するCaO・CaSの粗大化を抑制し、シャルピー吸収エネルギーの低下を防止する。

30

【0037】

以下、具体的に説明する。

Caは硫化物形成能を持ち、添加されると製鋼時の溶鋼中でシャルピー吸収エネルギーを低下させるMnSの生成を抑制し、代わりに比較的靱性に無害なCaSを形成する。ただし、Caは酸化物形成元素でもあるため、まず酸化物として消費される分を見込んだ量を添加する必要がある。すなわち、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成抑制の観点から、O 0.003%、S 0.001%とした上で、CaO生成成分を除いた有効CaO量(Ca*)を実験結果の回帰による下記(a)式のように規定し、さらに下記(b)式に示すように、CaとSの化学量論比1.25で有効Ca*を割った値が鋼中S量になるようにCaを添加した場合、鋼中Sが全てCaSの生成に費やされる。

40

$$Ca^* = (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] \quad \dots \dots (a)$$

$$[S] \quad Ca^* / 1.25 \quad \dots \dots (b)$$

【0038】

一方、Ca含有量が過剰になると、生成するCaO・CaSの粗大化が生じ、シャルピー吸収エネルギーが低下することも判明した。実験室的な検討結果より、このCa粗大化を抑制するには、以下の(c)式を満たすことが求められる。

$$3 \cdot [S] \quad Ca^* / 1.25 \quad \dots \dots (c)$$

【0039】

以上の検討結果により、上記(b)式と(c)式で挟まれる範囲として以下の(1)式

50

を規定する。

$$1 \quad (1 - 130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \quad 3 \quad \dots (1)$$

ただし、上記(1)式、(a)～(c)式の[O]、[Ca]、[S]は各元素の鋼中
含有量(質量%)である。

【0040】

REM、Zr、Mgの一種または二種以上

これらは、溶接部の靱性をさらに向上させる観点から、上記基本成分に加え、必要に
応じて添加する。

【0041】

REM: 0.0005～0.02%

REMは鋼中で酸硫化物を形成し、0.0005%以上含有させることで溶接熱影響部
の粗大化を防止するピンニング効果をもたらす。しかし、高価な元素であり、かつ0.0
2%を超えても効果が飽和する。このため、REMを添加する場合には、その含有量を0
.0005～0.02%とする。

【0042】

Zr: 0.0005～0.03%

Zrは鋼中で炭窒化物を形成し、特に溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化
を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには0.000
5%以上の添加が必要であるが、0.03%を超えると鋼中の清浄度が著しく低下し、靱
性が低下するようになる。このため、Zrを添加する場合には、その含有量を0.000
5～0.03%とする。

【0043】

Mg: 0.0005～0.01%

Mgは製鋼過程で鋼中に微細な酸化物として生成し、特に、溶接熱影響部においてオ
ーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得
るためには0.0005%以上の添加が必要であるが、0.01%を超えると鋼中の清浄
度が著しく低下し、靱性が低下するようになる。このため、Mgを添加する場合には、そ
の含有量を0.0005～0.01%とする。

【0044】

[ミクロ組織]

次に、ミクロ組織について説明する。

・フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、フェライト+ベイナイト+
マルテンサイトのいずれかが面積分率で90%以上

軟質なフェライトと硬質相の2相組織とすることで引張強度が高く、降伏強度が低くな
り、高強度と低降伏比とを両立させることができる。そして、900MPa以上の強度を
得るためには、硬質相をベイナイトまたはマルテンサイトまたはこれらの混合組織とする
。すなわち、フェライト+ベイナイト、フェライト+マルテンサイト、およびフェライト
+ベイナイト+マルテンサイトのいずれかとする。これらフェライトと硬質相の合計の面
積分率が90%以上であれば、所望の強度および降伏比を得ることができる。望ましくは
、95%以上である。すなわち、10%未満の残留、島状マルテンサイト、パーライト
等の存在は許容される。靱性の観点から、硬質相を構成するベイナイトおよび/またはマ
ルテンサイトは、板厚方向厚さが30μm以下の細粒オーステナイトから変態した組織で
あることが望ましい。

【0045】

・フェライトの面積分率が10～50%

フェライトが10%未満の場合、ほとんどベイナイトあるいはマルテンサイト単相組織
と挙動が変わらず、降伏強度が高いままとなり、所望の低降伏比を達成することが困難と
なる。一方、フェライトが50%を超えると、軟質なフェライトが主体となり引張強度が
大きく低下し、900MPaを超える高強度を達成することが困難となる。好ましくは1
0～30%である。30%以下とすることで安定して高い引張強度を得ることができる。

10

20

30

40

50

さらに、韌性向上の観点からフェライトの平均粒径が $20\ \mu\text{m}$ の細粒であることが好ましい。

【0046】

・ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以下

切断割れ防止のために焼戻しを行うことで、硬質相中、すなわちベイナイトおよび/またはマルテンサイト中にセメンタイトが析出する。焼戻し条件でこのセメンタイトが $0.5\ \mu\text{m}$ を超える大きさに粗大化してしまうと、DWT特性の劣化およびシャルピー吸収エネルギーの低下を生じる。このため、ベイナイトおよび/またはマルテンサイト中のセメンタイトの平均粒径を $0.5\ \mu\text{m}$ 以下とする。特にセメンタイトの平均粒径を $0.2\ \mu\text{m}$ 未満として一層粗大化を抑制することにより、シャルピー吸収エネルギーをより上昇させることができるので、セメンタイトの平均粒径は $0.2\ \mu\text{m}$ 未満が好ましい。なお、セメンタイトの平均粒径は以下の手法を用いて測定される。まず、板圧延方向断面に平行にミクロ組織観察用サンプルを採取し、鏡面研磨後、スピードエッチング処理を行ってから走査型電子顕微鏡にて観察を行い、無作為10視野で顕微鏡写真を撮影する。この顕微鏡写真から個々のセメンタイト粒子の円相当直径を画像解析にて算出し、その平均値を計算で求める。

10

【0047】

・鋼中に存在するNb、Ti、MoおよびVのいずれか1種を含む単独炭化物またはこれらの二種以上を含む複合炭化物に含まれるNb、Ti、Mo、V量の総和が、鋼中に含有されるNb、Ti、MoおよびVの総和の10%以下

20

せん断割れ防止のために焼戻しを行うことで、セメンタイト以外にもNb、Ti、MoおよびVの炭化物が鋼中に析出する。これらの元素の炭化物として析出した量の総和がこれらの鋼中含有量の10%を超えると析出強化が生じ、特に降伏強度が上昇することにより低降伏比の目標値を達成し難くなる。このため、これら炭化物形成元素の炭化物を形成する量を10%以下とする。

【0048】

[製造条件]

次に、製造条件について説明する。

(1) 熱間圧延

30

加熱温度： $1000\sim 1200$

熱間圧延する際、鋼片全体をオーステナイト化するため、 1000 以上に加熱する必要がある。一方、 1200 を超える温度まで鋼片を加熱すると、TiNピンニングによってもオーステナイト粒成長が著しく、母材韌性が劣化する。このため、加熱温度を $1000\sim 1200$ とする。

【0049】

950 以下の温度域での累積圧下量： 67% 以上

前述の通り、Nb添加によって 950 以下はオーステナイト未再結晶域である。この温度域にて累積大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の韌性は良好となる。しかし、累積圧下量が 67% 未満では、細粒化効果は不十分であり、鋼の韌性向上効果が得難いため、累積圧下量を 67% 以上とする。韌性向上効果を一層高めるための好適な範囲は 75% 以上である。

40

【0050】

圧延終了温度： A_{r3} 点以上、 A_{r3} 点+ 100 以下

圧延終了温度が A_{r3} 点より低い場合、フェライト変態温度域で圧延することとなり、変態生成したフェライトが大きく加工され、シャルピー吸収エネルギーが低下する。一方、 A_{r3} 点+ 100 を超える高い温度で圧延を終了した場合、オーステナイト未再結晶域圧延による細粒化効果が不十分となる。これに対して、 A_{r3} 点以上、 A_{r3} 点+ 100 以下の範囲で圧延を終了することにより、オーステナイト未再結晶域圧延によるオー

50

ステナイト細粒化効果を十分確保することができる。このため、圧延終了温度を $A r_3$ 点以上、 $A r_3$ 点 + 100 以下とする。

【0051】

(2) 加速冷却

加速冷却の冷却開始温度： $A r_3$ 点 - 50 以上、 $A r_3$ 点未満

低降伏比化を実現するため軟質なフェライト組織を変態生成させる必要があるが、加速冷却を行うとフェライト変態は抑制されるため、熱間圧延後加速冷却を開始するまでの間の空冷過程でフェライトを変態させる。このため、加速冷却の冷却開始温度を $A r_3$ 点未満とする。一方、冷却開始温度を $A r_3$ 点 - 50 未満とすると、フェライト組織の面積率が 50% を超え、必要な引張強度を確保することができなくなるので、下限を $A r_3$ 点 - 50 とする。

10

【0052】

加速冷却の冷却速度：20 ~ 80 / s

ベイナイトおよび/またはマルテンサイトからなる硬質相を得るために 20 / s 以上で加速冷却を行う。一方、冷却速度が 80 / s を超えても得られる組織が変わらず材質が飽和することから上限を 80 / s とする。なお、ここでの冷却速度は、板厚中心部の平均冷却速度（冷却開始温度と冷却停止温度の差を所要時間で除した値）のことを指す。

【0053】

加速冷却の冷却停止温度：250 以下

鋼板の高強度化のため、加速冷却の停止温度を下げて、低温で変態するベイナイトやマルテンサイト組織を生成させる。冷却停止温度が 250 を超えると、変態が不十分なまま加速冷却を止めることとなり、残った未変態組織が粗く靱性低下の原因となるので、冷却停止温度は 250 以下とする。

20

【0054】

(3) 再加熱処理

加速冷却で低温変態させて高強度化させた鋼板は、加速冷却後、空冷させても鋼中の拡散性水素が残留し、切断割れが生じることがある。そこで、冷却停止後、速やかに再加熱処理を行う。再加熱処理の方法は、炉加熱、誘導加熱などのいずれでもかまわない。この再加熱処理条件は本発明鋼板の特性を得るために重要な条件である。

【0055】

加熱温度：300 ~ 450

再加熱温度が 300 未満の場合、十分水素が拡散せず、切断割れを防止することができないため、再加熱温度は 300 以上とする。一方、降伏比 0.85 以下を得るために降伏強度の上昇を抑える必要があるため、再加熱時に、Nb、Ti、Mo、V の炭化物の析出量が増加して析出強化が増加しないように上限温度を 450 とする。

30

【0056】

昇温速度：5 / s 以上

加速冷却を停止した鋼をただちに再加熱することで、加速冷却によって変態生成したベイナイトあるいはマルテンサイト中に過飽和固溶している炭素がセメントイトとして均質・微細に析出する。そして、300 を超える温度域からセメントイトは凝集・粗大化する傾向にある。高強度鋼板の靱性の評価として特に脆性亀裂伝播停止性能を評価する DWTT 特性があるが、特にこの特性に関する本発明者らの研究の結果、加熱時の昇温速度を速くして前記凝集過程を抑制し、セメントイトの粗大化を阻止することが優れた DWTT 特性を得るのに効果があり、そのためには昇温速度を 5 / s 以上とすれば、セメントイトをほぼ析出直後の微細な状態に維持して優れた DWTT 特性を得ることができることを見出した。このため、昇温速度を 5 / s 以上とする。なお、ここでの昇温速度は、板厚中心部の平均昇温速度（再加熱開始温度と再加熱温度の差を所要時間で除した値）のことを指す。

40

【0057】

再加熱開始時期：加速冷却停止後ただちに

50

再加熱までの時間が長いと、その間の空冷過程での温度低下によって水素が拡散しにくくなり100 まで低下してしまうと水素はほとんど拡散されなくなるため加速冷却停止後ただちに再加熱を開始する。加熱開始時期は、加速冷却停止後300秒以内が好ましく、100秒以内がさらに好ましい。

【0058】

なお、本発明において $A r_3$ 点は、鋼板圧延後の冷却過程においてフェライト変態が開始する温度であり、各元素の鋼中含有量(質量%)から $A r_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 55Ni - 15Cr - 80Mo$ を用いて計算することが望ましいが、特に規定しない。

【0059】

以上のような本発明の高強度厚鋼板は、定法に従ってパイプに成形し、端部を溶接することによってラインパイプ等に用いられる高強度鋼管とすることができる。

【実施例】

【0060】

表1に示す化学組成の鋼を用い、表2に示す熱間圧延・加速冷却・再加熱条件で鋼板A~Kを作製した。なお、再加熱は、加速冷却設備と同一ライン上に設置した誘導加熱型の加熱装置を用いて行った。

【0061】

【表 1】

鋼種	C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ca	S	O	REM	Zr	Mg	式(1)	Ar ₃
A	0.035	0.10	2.10	0.030	0.031	0.012	0.004	0.40	0.40	0.05	0.22	0.041	0.0018	0.0005	0.002	-	-	-	2.1	683
B	0.042	0.10	2.04	0.030	0.030	0.012	0.004	0.40	0.70	0.20	0.40	0.045	0.0016	0.0004	0.002	-	-	-	2.4	652
C	0.045	0.10	1.95	0.030	0.033	0.011	0.004	0.20	0.40	0.30	0.40	0.040	0.0012	0.0006	0.002	-	-	-	1.2	678
D	0.048	0.09	2.21	0.030	0.025	0.010	0.003	0.40	0.70	0.50	0.40	0.040	0.0015	0.0005	0.002	0.0015	-	-	1.8	632
E	0.052	0.11	2.12	0.030	0.028	0.012	0.004	0.40	0.90	0.20	0.20	0.045	0.0018	0.0004	0.002	-	0.0018	-	2.7	648
F	0.065	0.10	2.05	0.030	0.030	0.010	0.003	0.50	0.60	0.20	0.20	0.042	0.0012	0.0003	0.002	-	-	0.0014	2.4	664
G*	0.130*	0.10	2.05	0.030	0.030	0.012	0.004	0.40	0.40	0.20	0.20	0.036	0.0016	0.0008	0.002	-	-	-	1.2	657
H*	0.046	0.11	1.40*	0.030	0.032	0.012	0.004	0.50	0.45	0.20	0.20	0.040	0.0018	0.0008	0.002	-	-	-	1.3	730
J*	0.051	0.12	2.08	0.030	0.031	0.011	0.004	0.40	0.90	0.20	0.20	0.043	0.0021	0.0028*	0.002	-	-	-	0.4*	651
K*	0.053	0.09	2.13	0.030	0.029	0.011	0.003	0.40	0.90	0.20	0.20	0.044	0.0038	0.0008	0.001	-	-	-	3.3*	647

注1:*印は本発明の範囲外であることを示す

注2:式(1): $1 \leq (1-130 \times [O]) \times [Ca] / (1.25 \times [S]) \leq 3$

[O],[Cu],[S]は含有量

注3:Ar₃:C=910-310C-80Mn-20Cu-55Ni-15Cr-80Mo

C,Mn,Cu,Ni,Cr,Moは含有量

【 表 2 】

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱温度 (°C)	950°C以下 累積圧下量 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	再加熱開始 までの時間 (s)	再加熱 昇温速度 (°C/s)	再加熱温度 (°C)	備考
本発明例												
1	A	15	1180	75	740	660	45	200	90	8	350	
2	B	15	1180	80	720	640	45	200	95	7	400	
3	C	15	1180	75	730	660	50	200	80	7	350	
4	C	15	1180	75	720	650	45	200	90	8	400	
5	C	15	1180	75	720	670	50	200	85	10	450	
6	D	15	1180	70	700	610	45	200	90	7	350	
7	E	20	1150	75	720	620	35	200	95	7	400	
8	F	20	1150	75	750	620	40	200	90	8	400	
9	C	15	1180	75	660*	620*	45	200	100	8	350	
10	C	15	1180	75	750	700*	45	200	95	10	350	
11	C	15	1180	75	720	650	50	300*	100	7	480*	
12	C	15	1180	75	710	640	45	200	85	0.5*	450	
13	C	15	1180	75	720	650	50	200	330*	8	300	
14	C	15	1180	75	720	650	50	200	95	6	250*	
15	C	15	1180	75	720	650	45	200	90	7	550*	
16	G*	20	1150	75	700	640	40	200	95	7	350	
17	H*	15	1150	80	760	700	45	200	100	10	400	
18	J*	15	1150	75	730	630	40	200	95	7	350	
19	K*	15	1150	75	730	630	40	200	90	7	350	
比較例												

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

得られた鋼板をせん断機により20箇所切断し、その後、鋼板切断面を磁粉探傷により

10

20

30

40

50

調査し、切断割れが認められた切断端面の数を求めた。ここで、1つの端面内に複数の割れが確認できた場合でも、端面としては1つなので、切断割れの発生数は1とした。全ての切断箇所において切断割れが認められない場合（切断割れ発生数0）を良好とした。

【0063】

次に、得られた鋼板の強度と靱性を評価するために、API-5Lに準拠した全厚引張試験片およびDWT T試験片を採取し、板厚中央位置からJIS Z 2202（1980）のVノッチシャルピー衝撃試験片を採取して、鋼板の引張試験、DWT T試験およびシャルピー衝撃試験を実施した。また、板圧延方向断面に平行にミクロ組織観察用サンプルを採取し、鏡面研磨後、硝酸アルコールエッチング処理を行ってから光学顕微鏡にて組織観察を行い、鋼のミクロ組織の種類を調査した。次に、再度鏡面研磨後、スピードエッチング処理を行ってから走査型電子顕微鏡にて観察を行い、無作為10視野で顕微鏡写真を撮影する。この顕微鏡写真から個々のセメント粒子の円相当直径を画像解析にて算出し、その平均値を計算した。鋼板のせん断加工試験結果、母材の強度・靱性試験結果をまとめて表3に示す。

【0064】

【 表 3 】

No.	板厚 (mm)	母材ミクロ組織中			セムタイト 平均粒径 (μ m)	Nb, Ti, Mo, Vのいずれか からなる炭化物中に 含まれるNb, Ti, Mo, Vの 合計の添加合計に 対する割合 (%)	切断割れ 発生数	母材 降伏 強度 (MPa)	母材 引張 強度 (MPa)	母材 降伏比	母材靱性		備考
		F分率 (%)	B+M分率 (%)	その他(%)							vE-30 (J)	DWTT SA-30 (%)	
1	A 15	20	75	5(島状マルテンサイト)	0.1	5.2	0	788	935	0.84	285	100	本発 明 例
2	B 15	15	80	5(島状マルテンサイト)	0.2	4.3	0	784	948	0.83	258	95	
3	C 15	15	85	-	0.1	3.9	0	784	942	0.83	264	95	
4	C 15	25	75	-	0.2	4.4	0	820	960	0.85	244	95	
5	C 15	12	85	-	0.2	8.3	0	814	954	0.85	253	95	
6	D 15	15	85	-	0.2	3.6	0	825	985	0.84	234	90	
7	E 20	30	70	-	0.2	5.6	0	816	982	0.83	242	90	
8	F 20	40	60	-	0.3	5.2	0	864	1026	0.84	215	90	
9	C 15	52*	45	3(パーライト)	0.1	4.2	0	710	845*	0.84	245	90	比 較 例
10	C 15	0*	100	-	0.1	4.1	0	865	950	0.91*	165*	65*	
11	C 15	25	70	5(島状マルテンサイト)	0.4	10.4*	0	855	930	0.92*	146*	85	
12	C 15	30	65	5(島状マルテンサイト)	0.9*	7.9	0	805	945	0.85	168*	45*	
13	C 15	30	70	-	0.7*	3.9	7*	791	951	0.83	231	90	
14	C 15	25	75	-	0.1	3.4	10*	812	968	0.84	236	85	
15	C 15	20	75	5(パーライト)	0.6*	16.7*	0	823	882*	0.93*	191*	75*	
16	G* 20	15	85	-	0.4	5.1	6*	845	1085	0.78	188*	85	
17	H* 15	30	60	10(パーライト)	0.1	5.9	0	745	875*	0.85	265	95	
18	J* 15	25	75	-	0.2	4.2	0	803	947	0.85	145*	90	
19	K* 15	20	80	-	0.2	3.7	0	809	979	0.85	164*	90	

注:*印は本発明の範囲外であることを示す

【 0 0 6 5 】

10

20

30

40

50

化学組成および圧延・冷却・再加熱条件が本発明の範囲内である、本発明例 1 ~ 8 は切断割れが発生することなく、かつ高強度・高韌性・低降伏比を示した。

【 0 0 6 6 】

これに対して、本発明の範囲を外れる比較例はこれらのいずれかの特性が劣っていた。具体的には、圧延終了温度が本発明の範囲よりも低い比較例 No. 9 は、フェライト組織の分率が高くなったために強度が低下した。また、冷却開始温度が本発明の範囲よりも高い比較例 No. 10 は、 $A r_3$ 点以下のフェライト変態が起こらなかったため降伏比が高く、シャルピー吸収エネルギーおよび DWT 特性が低下した。冷却停止温度が本発明の範囲よりも高くかつ再加熱温度が上限を超えた比較例 No. 11 は、ベイナイト組織は得られたものの低い温度で変態できず、粗い組織となったため、シャルピー吸収エネルギーが低下し、さらに、再加熱時に炭化物の析出が生じたために降伏比が高くなった。再加熱昇温速度が本発明の範囲よりも低い比較例 No. 12 は、セメンタイトの粗大化が起こったために、シャルピー吸収エネルギーおよび DWT 特性が低下した。再加熱開始までの時間が 300 秒を超えた比較例 No. 13 は切断割れを起こした。再加熱温度が本発明の範囲よりも低い比較例 No. 14 は、加熱温度が低すぎて十分な脱水素が起こらなかったため、切断割れが多数発生した。再加熱温度が本発明の範囲よりも高い比較例 No. 15 は、炭化物の析出量が増加し、析出強化が起きたことで降伏比が高くなった。鋼板の C 含有量が本発明の範囲よりも高い鋼種 G を用いた比較例 No. 16 は、高い強度を示したものの、セメンタイトの密度が高くなりすぎて切断割れを起こした。また、シャルピー吸収エネルギーも低かった。鋼板の Mn 含有量が本発明の範囲よりも低い鋼種 H を用いた比較例 No. 17 は、強度が低かった。鋼板の S 量が上限を超え、かつ (1) 式で規定される関係を満たさない鋼種 J を用いた比較例 No. 18 は、MnS 系介在物が存在し、清浄度が低いため、シャルピー吸収エネルギーが低かった。さらに、個々の化学成分は本発明の範囲内であるものの、やはり (1) 式で規定される関係を満たさない鋼種 K を用いた比較例 No. 19 は、MnS 系介在物は抑制されたものの Ca が過剰となり Ca 系介在物による清浄度低下の結果、シャルピー吸収エネルギーが低下した。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 0 6 7 】

本発明は、耐切断割れ性が良好であり、優れたシャルピー吸収エネルギーおよび DWT 特性を有するとともに 0.85 以下の低降伏比を示す、引張強度が 900 MPa 以上の高強度厚鋼板を提供するので、天然ガスや原油の輸送用のラインパイプに好適である。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
B 2 1 C 37/08 (2006.01) B 2 1 C 37/08 F

審査官 小谷内 章

(56)参考文献 特開平08-209287(JP,A)
特開平11-302726(JP,A)
特開平10-017982(JP,A)
特開2003-041341(JP,A)

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