

(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2012-188731

(P2012-188731A)

(43) 公開日 平成24年10月4日(2012.10.4)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 A	4 E O O 2
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	4 K O 3 2
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 D	
審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 17 頁)		

(21) 出願番号	特願2011-158509 (P2011-158509)	(71) 出願人	000001258
(22) 出願日	平成23年7月20日 (2011.7.20)		J F E スチール株式会社
(31) 優先権主張番号	特願2011-38962 (P2011-38962)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(32) 優先日	平成23年2月24日 (2011.2.24)	(74) 代理人	100099531
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		弁理士 小林 英一
		(74) 代理人	100152973
			弁理士 鈴木 葉子
		(72) 発明者	後藤 聡太
			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	上 力
			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			

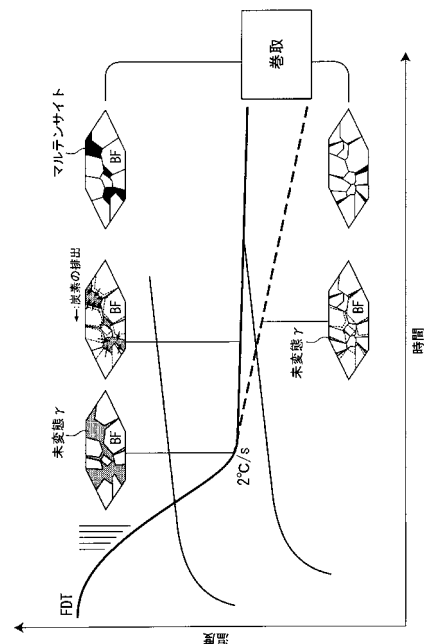
(54) 【発明の名称】 低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】鋼管素材用として好適な、低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板を提供する。

【解決手段】質量%で、C : 0.03~0.10%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 1.4~2.2%、Al : 0.005~0.10%、Nb : 0.02~0.10%、Ti : 0.001~0.030%、Mo : 0.05~0.50%、Cr : 0.05~0.50%、Ni : 0.01~0.50%を含み、下記(1)式で定義される $Moeq$ が1.4~2.2%の範囲を満足するように含有する組成と、平均粒径が $10\mu m$ 以下のベイニティックフェライトを主相とし、第二相は、面積率で1.4~15%の、アスペクト比:5.0未満の塊状マルテンサイトを含む組織であり、塊状マルテンサイトの大きさは、最大で $5.0\mu m$ 以下、平均で $0.5\sim 3.0\mu m$ とすることが好ましい。 $Moeq(\%) = Mo + 0.36Cr + 0.77Mn + 0.07Ni \cdots (1)$

【選択図】図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、

C : 0.03 ~ 0.10 %、

Mn : 1.4 ~ 2.2 %、

S : 0.005 % 以下、

Nb : 0.02 ~ 0.10 %、

Mo : 0.05 ~ 0.50 %、

Ni : 0.01 ~ 0.50 %

Si : 0.10 ~ 0.50 %、

P : 0.025 % 以下、

Al : 0.005 ~ 0.10 %、

Ti : 0.001 ~ 0.030 %、

Cr : 0.05 ~ 0.50 %、

を含み、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成と、ベイニティックフェライトを主相とし、第二相として、アスペクト比 : 5.0 未満の塊状マルテンサイトを面積率で 1.4 ~ 15 % 含む組織とを有し、前記ベイニティックフェライトの平均粒径が 10 μm 以下であることを特徴とする低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板。

10

【請求項 2】

前記組成が、質量 % で、下記 (1) 式で定義される Moeq が 1.4 ~ 2.2 % の範囲を満足する組成であることを特徴とする請求項 1 に記載の低降伏比高強度熱延鋼板。

記

$$\text{Moeq} (\%) = \text{Mo} + 0.36\text{Cr} + 0.77\text{Mn} + 0.07\text{Ni} \quad (1)$$

ここで、Mn、Ni、Cr、Mo : 各元素の含有量 (質量 %)

【請求項 3】

前記組成に加えてさらに、質量 % で、Cu : 0.50 % 以下、V : 0.10 % 以下、B : 0.0005 % 以下のうちから選ばれた 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 または 2 に記載の低降伏比高強度熱延鋼板。

20

【請求項 4】

前記組成に加えてさらに、質量 % で、Ca : 0.0005 ~ 0.0050 % を含有することを特徴とする請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載の低降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項 5】

前記塊状マルテンサイトの大きさが、最大で 5 μm 以下、平均で、0.5 ~ 3.0 μm であることを特徴とする請求項 1 ないし 4 のいずれかに記載の低降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項 6】

鋼素材に、熱延工程、冷却工程、巻取工程を施して、熱延鋼板とするにあたり、前記鋼素材を、質量 % で、

C : 0.03 ~ 0.10 %、

Mn : 1.4 ~ 2.2 %、

S : 0.005 % 以下、

Nb : 0.02 ~ 0.10 %、

Mo : 0.05 ~ 0.50 %、

Ni : 0.01 ~ 0.50 %

Si : 0.10 ~ 0.50 %、

P : 0.025 % 以下、

Al : 0.005 ~ 0.10 %、

Ti : 0.001 ~ 0.030 %、

Cr : 0.05 ~ 0.50 %、

を含み、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材とし、

前記熱延工程が、前記鋼素材を加熱温度 : 1050 ~ 1300 に加熱し、該加熱された鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとし、該シートバーに、930 以下の温度域での累積圧下率 : 50 % 以上となる仕上圧延を施し熱延鋼板とする工程とし、

前記冷却工程が、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始し、板厚中央部の平均冷却速度で、5 ~ 30 / s で、600 ~ 450 の温度域の冷却停止温度まで冷却する一次冷却と、さらに二次冷却として、該冷却停止温度から巻取温度までを、2 / s 以下の平均冷却速度で冷却するか、あるいは前記冷却停止温度から巻取温度までの温度域で 20 s 以上滞留させる工程とし、

前記巻取工程が、表面温度で巻取温度 : 450 以上で巻き取る工程と、

することを特徴とする低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

40

【請求項 7】

50

前記組成が、質量％で、下記（１）式で定義されるMoeq が1.4～2.2％の範囲を満足する組成であることを特徴とする請求項６に記載の低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

記

$$\text{Moeq}(\%) = \text{Mo} + 0.36\text{Cr} + 0.77\text{Mn} + 0.07\text{Ni} \quad (1)$$

ここで、Mn、Ni、Cr、Mo：各元素の含有量（質量％）

【請求項８】

前記組成に加えてさらに、質量％で、Cu：0.50％以下、V：0.10％以下、B：0.0005％以下のうちから選ばれた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６または７に記載の低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項９】

前記組成に加えてさらに、質量％で、Ca：0.0005～0.0050％を含有することを特徴とする請求項６ないし８のいずれかに記載の低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【０００１】

本発明は、ラインパイプに使用されるスパイラル鋼管あるいは電縫鋼管の素材として好適な、低降伏比高強度熱延鋼板およびその製造方法に係り、とくに、造管後の降伏強さの低下を防止しながら、低降伏比および優れた低温靱性の安定確保に関する。

【背景技術】

【０００２】

鋼板をらせん状に巻きながら造管するスパイラル鋼管は、太径の鋼管を効率的に製造できることから、近年、原油、天然ガスを輸送するラインパイプ用として多用されるようになってきた。とくに、長距離輸送するパイプラインでは、輸送効率を高めることが要求され高圧化しており、また油井やガス井が寒冷地に多く存在することもあり、寒冷地を径由することが多い。このため、使用されるラインパイプは、高強度化、高靱性化することが要求されている。さらに、耐座屈性、耐震性の観点から、ラインパイプは、低降伏比であることが求められている。スパイラル鋼管の管長手方向の降伏比は、造管によってほとんど変化せず、素材である熱延鋼板のそれとほぼ一致する。そのため、スパイラル鋼管製のラインパイプを低降伏比化するためには、素材である熱延鋼板の降伏比を低くすることが必要となる。

【０００３】

このような要求に対し、例えば特許文献１には、低温靱性に優れた低降伏比高張力ラインパイプ用熱延鋼板の製造方法が記載されている。特許文献１に記載された技術では、重量％で、C：0.03～0.12％、Si：0.50％以下、Mn：1.70％以下、Al：0.070％以下を含有し、さらに、Nb：0.01～0.05％、V：0.01～0.02％、Ti：0.01～0.20％のうちの少なくとも１種を含有する鋼スラブを、1180～1300 に加熱した後、粗圧延終了温度：950～1050、仕上圧延終了温度：760～800 の条件で熱間圧延を行い、5～20 /sの冷却速度で冷却し、670 に至るまでの間に空冷を開始し5～20 s間保持し、ついで20 /s以上の冷却速度で冷却し、500 以下の温度で巻き取り、熱延鋼板とするとしている。特許文献１に記載された技術によれば、引張強さ：60kg/mm²以上（590MPa以上）で85％以下の低降伏比と、破面遷移温度：-60 以下の高靱性を有する熱延鋼板が製造できるとしている。

【０００４】

また、特許文献２には、高強度低降伏比パイプ用熱延鋼板の製造方法が記載されている。特許文献２に記載された技術は、C：0.02～0.12％、Si：0.1～1.5％、Mn：2.0％以下、Al：0.01～0.10％を含有し、さらに、Mo＋Cr：0.1～1.5％を含有する鋼を1000～1300 に加熱し、750～950 の範囲で熱間圧延を終了し、冷却速度：10～50 /sにて巻取温度まで冷却し、480～600 の範囲で巻き取る、熱延鋼板の製造方法である。特許文献２に記載された技術によれば、オーステナイト温度域からの急冷を行うことなく、フェライトを主体とし、面積率で1～20％のマルテンサイトを有し、85％以下の低降伏比を有し、かつ造管後の降伏強さ低下量の少ない熱延鋼板が得られるとしている。

【 0 0 0 5 】

また、特許文献 3 には、低温靱性に優れた低降伏比電縫鋼管の製造方法が記載されている。特許文献 3 に記載された技術では、質量 % で、C : 0.01 ~ 0.09 %、Si : 0.50 % 以下、Mn : 2.5 % 以下、Al : 0.01 ~ 0.10 %、Nb : 0.005 ~ 0.10 % を含み、さらに Mo : 0.5 % 以下、Cu : 0.5 % 以下、Ni : 0.5 % 以下、Cr : 0.5 % 以下のうちの 1 種または 2 種以上を、Mn、Si、P、Cr、Ni、Mo の含有量の関係式である Mn_{eq} が 2.0 以上を満足するように含有する組成のスラブを熱間圧延し、5 / s 以上の冷却速度で 500 ~ 650 まで冷却して巻取り、この温度範囲で 10min 以上滞留させてから 500 未満の温度まで冷却して熱延鋼板とし、該熱延鋼板を造管して電縫鋼管とする。特許文献 3 に記載された技術によれば、ベイニティックフェライトを主相とし、3 % 以上のマルテンサイトと、必要に応じ 1 % 以上の残留オーステナイトを含む組織を有し、破面遷移温度が - 50 以下で、低温靱性に優れ、かつ高い塑性変形吸収能を有する電縫鋼管を製造できるとしている。

10

【 0 0 0 6 】

また、特許文献 4 には、低降伏比高靱性厚鋼板が記載されている。特許文献 4 に記載された技術では、C : 0.03 ~ 0.15 %、Si : 1.0 % 以下、Mn : 1.0 ~ 2.0 %、Al : 0.005 ~ 0.060 %、Ti : 0.008 ~ 0.030 %、N : 0.0020 ~ 0.010 %、O : 0.010 % 以下を含む組成のスラブに、好ましくは 950 ~ 1300 に加熱し、 Ar_3 変態点 + 100 ~ Ar_3 変態点 + 150 の温度範囲での圧下率を 10 % 以上とし、仕上げ圧延温度を 800 ~ 700 とした熱間圧延を施したのち、仕上げ圧延温度から - 50 以内に加速冷却を開始し、5 ~ 50 / s の平均冷却速度で 400 ~ 150 まで水冷したのち、空冷することにより、平均粒径が 10 ~ 50 μm のフェライトと、1 ~ 20 面積 % の島状マルテンサイトが分散したベイナイトとの混合組織を有する低降伏比で高靱性の厚鋼板を得ることができるとしている。

20

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 0 7 】

【 特許文献 1 】 特開昭 63 - 227715 号公報

【 特許文献 2 】 特開平 10 - 176239 号公報

【 特許文献 3 】 特開 2006 - 299413 号公報

【 特許文献 4 】 特開 2010 - 59472 号公報

【 発明の概要 】

30

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 8 】

しかしながら、特許文献 1 に記載された技術では、冷却速度、冷却停止温度等を所定の比較的速い冷却範囲内となるように制御する必要があり、とくに、厚肉の熱延鋼板を製造するためには、大掛かりな冷却設備等を必要とするという問題があった。また、特許文献 1 に記載された技術で得られる熱延鋼板は、軟質なポリゴナルフェライトを主とする組織を有し、所望の高強度を得にくいという問題もある。また、特許文献 2 に記載された技術では、依然として造管後の降伏強さの低下が認められ、最近の鋼管強度の増加要求を満足できない場合が生じるという問題があった。

40

【 0 0 0 9 】

また、特許文献 3 に記載された技術では、最近の寒冷地仕様である、破面遷移温度 $vTrs$ が - 80 以下という優れた低温靱性を安定して確保できるまでには至っていないという問題がある。

また、特許文献 4 に記載された技術で得られた厚鋼板では、破面遷移温度 $vTrs$ で高々 - 30 ~ - 41 程度の靱性しか確保できておらず、最近の更なる靱性向上の要望には対処できないという問題がある。

【 0 0 1 0 】

本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、複雑な熱処理を施すことなく、また、大掛かりな設備改造を行なうことなく、鋼管用素材、とくにスパイラル鋼管用として好適な、スパイラル造管後の強度低下が防止できる、低降伏比高靱性高強度熱延鋼板を提供するこ

50

とを目的とする。ここでいう「高強度」とは、圧延方向から30度方向の降伏強さが480MPa以上、板幅方向の引張強さが600MPa以上である場合を、また「高靱性」とは、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 $vTrs$ が -80 以下である場合を、また、「低降伏比」とは、連続降伏型の応力歪曲線を示し、降伏比が85%以下である場合を、それぞれ云うものとする。また、「鋼板」には鋼板および鋼帯を含むものとする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者らは、上記した目的を達成するために、造管後の鋼管強度、および鋼管靱性に及ぼす各種要因について鋭意研究した。その結果、造管による強度の低下は、圧縮応力が作用する管内面側でのパウシinger効果による降伏強さの低下と、引張応力が作用する管外面側での降伏伸びの消失とによって、引き起こされていることを見出した。

そこで、本発明者らは、更なる研究を行った結果、鋼板の組織を、微細なベイニティックフェライトを主相とし、該ベイニティックフェライト中に硬質な塊状マルテンサイトを微細分散させた組織とすることにより、造管後、とくにスパイラル造管後の強度低下を防止できるとともに、85%以下の低降伏比を有し、さらに優れた靱性をも兼備する鋼管とすることができることに想到した。というのは、このような組織とすることにより、鋼管素材である鋼板の加工硬化能が向上するため、造管時における管外面側での加工硬化により十分な強度上昇が得られ、造管後、とくにスパイラル造管後、の強度低下を抑制でき、さらに塊状マルテンサイトを微細に分散させることにより、靱性が顕著に向上することを知見した。

【0012】

本発明は、かかる知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は、次のとおりである。

(1) 質量%で、C:0.03~0.10%、Si:0.10~0.50%、Mn:1.4~2.2%、P:0.025%以下、S:0.005%以下、Al:0.005~0.10%、Nb:0.02~0.10%、Ti:0.001~0.030%、Mo:0.05~0.50%、Cr:0.05~0.50%、Ni:0.01~0.50%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成と、ベイニティックフェライトを主相とし、第二相として、アスペクト比:5.0未満の塊状マルテンサイトを面積率で1.4~15%含む組織とを有し、前記ベイニティックフェライトの平均粒径が $10\mu m$ 以下であることを特徴とする低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板。

(2) (1)において、前記組成が、次(1)式

$$Moeq(\%) = Mo + 0.36Cr + 0.77Mn + 0.07Ni \quad (1)$$

(ここで、Mn、Ni、Cr、Mo:各元素の含有量(質量%))

で定義されるMoeqが1.4~2.2%の範囲を満足する組成であることを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板。

(3) (1)または(2)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu:0.50%以下、V:0.10%以下、B:0.0005%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板。

(4) (1)ないし(3)のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、質量%で、Ca:0.0005~0.0050%を含有することを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板。

(5) (1)ないし(4)のいずれかにおいて、前記塊状マルテンサイトの大きさが、最大で $5.0\mu m$ 以下、平均で、 $0.5\sim 3.0\mu m$ であることを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板。

(6) 鋼素材に、熱延工程、冷却工程、巻取工程を施して、熱延鋼板とするにあたり、前記鋼素材を、質量%で、C:0.03~0.10%、Si:0.10~0.50%、Mn:1.4~2.2%、P:0.025%以下、S:0.005%以下、Al:0.005~0.10%、Nb:0.02~0.10%、Ti:0.001~0.030%、Mo:0.05~0.50%、Cr:0.05~0.50%、Ni:0.01~0.50%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材とし、前記熱延工程が、前記鋼素材を加熱温度:1050~1300に加熱し、該加熱された鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとし、該シートバーに、 930 以下の温度域での累積圧下率:50%以上となる仕上圧延を施し熱延鋼板

とする工程とし、前記冷却工程が、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始し、板厚中央部の平均冷却速度で、 $5 \sim 30$ / s で、 $600 \sim 450$ の温度域の冷却停止温度まで冷却し、さらに、該冷却停止温度から巻取温度までを、 2 / s 以下の平均冷却速度で冷却するか、あるいは前記冷却停止温度から巻取温度までの温度域で 20 s 以上滞留させる工程とし、前記巻取工程が、表面温度で巻取温度： 450 以上で巻き取る工程とすることを特徴とする低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

(7)(6)において、前記組成が、次(1)式

$$\text{Moeq}(\%) = \text{Mo} + 0.36\text{Cr} + 0.77\text{Mn} + 0.07\text{Ni} \quad (1)$$

(ここで、Mn、Ni、Cr、Mo：各元素の含有量(質量%))

で定義されるMoeqが $1.4 \sim 2.2\%$ の範囲を満足する組成であることを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

10

(8)(6)または(7)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu： 0.50% 以下、V： 0.10% 以下、B： 0.0005% 以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

(9)(6)ないし(8)のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、質量%で、Ca： $0.0005 \sim 0.0050\%$ を含有することを特徴とする低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、とくに、スパイラル鋼管用素材として好適な、造管後の強度低下が少なく、圧延方向から 30 度方向の降伏強さが 480MPa 以上で、板幅方向の引張強さが 600MPa 以上、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 $vTrs$ が -80 以下で、かつ降伏比が 85% 以下の低降伏比を有する、低温靱性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板を、特別な熱処理を施すこともなく、容易にかつ安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明によれば、リールパージ法で敷設されるラインパイプや、耐震性を要求されるラインパイプ用の電縫鋼管を安価にかつ容易に製造できるという効果もある。また、本発明になる低降伏比高強度熱延鋼板を素材として用いれば、耐震性に優れた建築用部材となる高強度スパイラル鋼管杭も製造できるという効果もある。

20

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1】塊状マルテンサイトの生成と、熱間圧延後の冷却における二次冷却との関係を模式的に示す説明図である。

30

【発明を実施するための形態】

【0015】

まず、本発明熱延鋼板の組成限定理由について説明する。以下、とくに断わらない限り質量%は単に%で記す。

C： $0.03 \sim 0.10\%$

Cは、炭化物として析出し、析出強化を介し鋼板の強度増加に寄与するとともに、結晶粒微細化を介し鋼板の靱性向上にも寄与する元素である。さらに、Cは、鋼中に固溶しオーステナイトを安定化し、未変態オーステナイトの形成を促進する作用を有する。このような効果を得るためには、 0.03% 以上の含有を必要とする。一方、 0.10% を超える含有は、結晶粒界に粗大なセメントサイトを形成する傾向が強くなり、靱性が低下する。このため、Cは $0.03 \sim 0.10\%$ の範囲に限定した。なお、好ましくは $0.04 \sim 0.09\%$ である。

40

【0016】

Si： $0.10 \sim 0.50\%$

Siは、固溶強化を介して鋼板の強度増加に寄与するとともに、硬質第二相(例えば、マルテンサイト)の形成を介し、降伏比低減に寄与する。このような効果を得るためには、 0.10% 以上の含有を必要とする。一方、 0.50% を超える含有は、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。このため、Siは $0.10 \sim 0.50\%$ の範囲に限定した。なお、好ましくは $0.20 \sim 0.40\%$ である。

【0017】

50

Mn : 1.4 ~ 2.2 %

Mnは、固溶して鋼の焼入れ性を向上させ、マルテンサイトの生成を促進させるとともに、ベイニティックフェライト変態開始温度を低下させ、組織の微細化を介して鋼板靱性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、1.4 %以上の含有を必要とする。一方、2.2 %を超える含有は、溶接熱影響部の靱性を低下させる。このため、Mnは1.4 ~ 2.2 %の範囲に限定した。なお、塊状マルテンサイトの安定生成という観点からは、好ましくは1.6 ~ 2.0 %である。

【 0 0 1 8 】

P : 0.025 % 以下

Pは、固溶して鋼板強度の増加に寄与するが、同時に靱性を低下させる。このため、本発明では、Pは不純物として可及的に低減することが望ましいが、0.025 %までは許容できる。好ましくは0.015 %以下である。なお、過度の低減は精錬コストを高騰させるため、0.001 %以上程度とすることが望ましい。

【 0 0 1 9 】

S : 0.005 % 以下

Sは、鋼中ではMnS等の粗大な硫化物系介在物を形成し、スラブ等の割れを生起するとともに、鋼板の延性を低下させる。このような現象は0.005 %を超える含有で顕著になる。このため、Sは0.005 %以下に限定した。なお、好ましくは0.004 %以下である。

Al : 0.005 ~ 0.10 %

Alは、脱酸剤として作用するとともに、歪時効の原因となるNを固定するのに有効な元素である。このような効果を獲るためには、0.005 %以上の含有を必要とする。一方、0.10 %を超える含有は、鋼中酸化物が増加し母材および溶接部の靱性を低下させる。また、スラブ等の鋼素材、鋼板を加熱炉で加熱する際に、表層で窒化層を形成しやすく、降伏比の増加をもたらす恐れがある。このため、Alは0.005 ~ 0.10 %の範囲に限定した。なお、好ましくは0.08 %以下である。

【 0 0 2 0 】

Nb : 0.02 ~ 0.10 %

Nbは、鋼中に固溶し、あるいは炭窒化物として析出し、オーステナイト粒の粗大化を抑制するとともに、オーステナイト粒の再結晶を抑制する作用を有し、オーステナイトの未再結晶温度域圧延を可能とする。また、炭化物あるいは炭窒化物として微細に析出して、鋼板の強度増加に寄与する元素である。熱間圧延後の冷却中に、熱間圧延により導入された転位上に炭化物あるいは炭窒化物として析出し、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の核として作用し、ベイニティックフェライトの粒内生成を促進し、微細な塊状の未変態オーステナイト、ひいては微細な塊状のマルテンサイトの生成に寄与する。このような効果を得るためには0.02 %以上の含有を必要とする。一方、0.10 %を超える過剰な含有は、熱間圧延時の変形抵抗が増大し、熱間圧延が困難となる恐れがある。また、0.10 %を超える過剰な含有は、主相であるベイニティックフェライトの降伏強さの増加を招き、85 %以下の降伏比を確保することが困難となる。このため、Nbは0.02 ~ 0.10 %の範囲に限定した。なお、好ましくは0.03 ~ 0.07 %である。

【 0 0 2 1 】

Ti : 0.001 ~ 0.030 %

Tiは、Nを窒化物として固定し、スラブ割れの防止に寄与するとともに、炭化物として微細に析出して鋼板強度を増加させる作用を有する。このような効果を得るためには、0.001 %以上の含有を必要とする。一方、0.030 %を超えて多量に含有するとベイニティックフェライト変態点を過度に上昇させ、鋼板の靱性が低下する。このため、Tiは0.001 ~ 0.030 %の範囲に限定した。なお、好ましくは0.005 ~ 0.025 %である。

【 0 0 2 2 】

Mo : 0.05 ~ 0.50 %

Moは、焼入れ性向上に寄与し、ベイニティックフェライト中のCを未変態オーステナイト中に引き寄せ、未変態オーステナイトの焼入れ性を向上させることを介してマルテンサイ

ト形成を促進する作用を有し、さらに鋼中に固溶し固溶強化により鋼板強度の増加に寄与する元素である。このような効果を得るためには、0.05%以上の含有を必要とする。一方、0.50%を超える含有は、必要以上にマルテンサイトを形成させ、鋼板の靱性を低下させる。また、Moは高価な元素であり、多量の含有は材料コストの高騰を招く。このようなことから、Moは0.05~0.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.10~0.40%である。

【0023】

Cr : 0.05 ~ 0.50 %

Crは、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を遅延させ、焼入れ性向上に寄与し、マルテンサイト形成を促進する作用を有する。このような効果を得るためには、0.05%以上の含有を必要とする。一方、0.50%を超える含有は、溶接部に欠陥を多発させる傾向となる。このため、Crは0.05~0.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.20~0.45%である。

10

【0024】

Ni : 0.01 ~ 0.50 %

Niは、焼入れ性向上に寄与し、マルテンサイト形成を促進することに加えて、さらに靱性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、0.01%以上の含有を必要とする。一方、0.50%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できないため経済的に不利となる。このため、Niは0.01~0.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.30~0.45%である。

【0025】

上記した成分が基本の成分であるが、本発明では、上記した成分を、上記した含有範囲内で、かつ、次(1)式

20

$$\text{Moeq}(\%) = \text{Mo} + 0.36\text{Cr} + 0.77\text{Mn} + 0.07\text{Ni} \quad (1)$$

(ここで、Mn、Ni、Cr、Mo : 各元素の含有量(質量%))

で定義されるMoeqが、1.4~2.2%の範囲を満足するように調整することが好ましい。

【0026】

Moeqは、冷却工程を経た後に、鋼板中に残存する未変態オーステナイトの焼入れ性を表す指標である。Moeqが1.4%未満では、未変態オーステナイトの焼入れ性が不足し、その後の巻取工程中にパーライト等に変態する。一方、Moeqが2.2%を超えると、必要以上にマルテンサイトが生成し、靱性が低下する。このため、Moeqは1.4~2.2%の範囲に限定することが好ましい。Moeqが1.5%以上あれば、低降伏比となり、さらに変形能が向上する。このため、1.5%以上とすることがより好ましい。

30

【0027】

本発明では、上記した成分の範囲で、さらに必要に応じて、選択元素として、Cu : 0.50%以下、V : 0.10%以下、B : 0.0005%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、および/または、Ca : 0.0005~0.0050%を含有することができる。

Cu : 0.50%以下、V : 0.10%以下、B : 0.0005%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

Cu、V、Bはいずれも、鋼板の高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて選択して含有できる。

【0028】

40

V、Cuは、固溶強化、あるいは析出強化を介して、またBは、結晶粒界に偏析して、焼入れ性向上を介し、鋼板の高強度化に寄与する。このような効果を得るためには、Cu : 0.01%以上、V : 0.01%以上、B : 0.0001%以上、含有することが好ましい。一方、V : 0.10%を超える含有は、溶接性を低下させ、B : 0.0005%を超える含有は、鋼板の靱性を低下させ、Cu : 0.50%を超える含有は熱間加工性を低下させる。このため、含有する場合には、Cu : 0.50%以下、V : 0.10%以下、B : 0.0005%以下に限定することが好ましい。

【0029】

Ca : 0.0005 ~ 0.0050 %

Caは、粗大な硫化物を球状の硫化物とする硫化物の形態制御に寄与する元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、Ca : 0.0005%以上含有すること

50

が好ましい。一方、Ca：0.0050%を超える含有は、鋼板の清浄度を低下させる。このため、含有する場合にはCa：0.0005～0.0050%の範囲に限定することが好ましい。

【0030】

上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、N：0.005%以下、O：0.005%以下、Mg：0.003%以下、Sn：0.005%以下が許容できる。

つぎに、本発明熱延鋼板の組織限定理由について説明する。

本発明熱延鋼板は、上記した組成を有し、さらに、ベイニティックフェライトを主相とし、主相と第二相とからなる組織を有する。

【0031】

ここで、主相とは、面積率で50%以上の占有面積を有する相をいう。主相であるベイニティックフェライトは、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、アシキュラーフェライトを含む。なお、ベイニティックフェライトには、転位密度が極めて低いポリゴナルフェライトや、細かいサブグレン等の下部組織をとまなう準ポリゴナルフェライトは含まれない。なお、所望の高強度を確保するために、主相であるベイニティックフェライトには、微細な炭窒化物が析出していることが必要となる。

【0032】

主相であるベイニティックフェライトは、10 μ m以下の平均粒径を有する。平均結晶粒径が10 μ mを超えて大きくなると、5%未満の低歪域での加工硬化能が不十分で、スパイラル造管時の曲げ加工により降伏強さが低下する恐れがある。このため、主相であるベイニティックフェライトの平均粒径を10 μ m以下に限定した。主相の平均粒径を微細にすることにより、マルテンサイトを多く含む場合であっても、所望の低温靱性を確保することができるようになる。

【0033】

そして、本発明になる熱延鋼板は、第二相として、アスペクト比：5.0未満の塊状マルテンサイトを面積率で1.4～15%で分散させた組織を有する。本発明でいう塊状マルテンサイトは、圧延後の冷却過程で未変態オーステナイトから旧 γ 粒界、あるいは旧 γ 粒内に生成したマルテンサイトである。本発明では、このような塊状マルテンサイトを、旧 γ 粒界、あるいは主相であるベイニティックフェライト粒とベイニティックフェライト粒の間に分散させる。マルテンサイトは、主相と比べ硬質であり、加工時にベイニティックフェライト中に可動転位を多量に導入することができ、降伏挙動を連続降伏型とすることができる。また、マルテンサイトはベイニティックフェライトより高い引張強さを有するため、低降伏比を達成できることになる。また、マルテンサイトを、アスペクト比：5.0未満の塊状マルテンサイトとすることにより、周囲のベイニティックフェライトに、より多くの可動転位を導入することができ、変形能向上に効果を発揮する。マルテンサイトのアスペクト比が5.0を超えて大きくなると、棒状なマルテンサイト（非塊状マルテンサイト）となり、所望の低降伏比を達成できなくなるが、マルテンサイト全量に対する面積率で30%未満であれば許容できる。塊状マルテンサイトはマルテンサイト全量の面積率で70%以上とすることが好ましい。

【0034】

このような効果を確保するためには、面積率で1.4%以上の塊状マルテンサイトを分散させることが必要となる。塊状マルテンサイトが1.4%未満では、所望の低降伏比を確保することが難しくなる。一方、塊状マルテンサイトが面積率で15%を超えると、低温靱性が著しく低下する。このため、塊状マルテンサイトは1.4～15%の範囲に限定した。なお、好ましくは10%以下である。

【0035】

また、塊状マルテンサイトの大きさは、最大で5 μ m以下、平均で、0.5～3.0 μ mとすることが好ましい。塊状マルテンサイトの大きさが平均で3.0 μ mを超えて粗大化すると、脆性破壊の起点となりやすく、あるいは亀裂の伝播が促進させやすく、低温靱性が低下する。また、平均で0.5 μ m未満となると、粒が細かくなりすぎて、周辺のベイニティックフェ

10

20

30

40

50

ライトへの可動転位の導入量が少なくなる。このため、塊状マルテンサイトの大きさは、最大で $5.0\mu\text{m}$ 以下、平均で、 $0.5\sim 3.0\mu\text{m}$ とすることが好ましい。なお、大きさは長辺長さと短辺長さの和の $1/2$ を「直径」とした。そして、そのうちの最大のものを「最大」とし、得られた各粒の「直径」を算術平均した値を「平均」とした。なお、測定するマルテンサイトは100個以上とする。

【0036】

次に、本発明熱延鋼板の好ましい製造方法について説明する。

本発明では、上記した組成を有する鋼素材に、熱延工程、冷却工程、巻取工程を施して、熱延鋼板とする。

なお、使用する鋼素材の製造方法はとくに限定する必要はなく、上記した組成の溶鋼を、転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法を用いて、溶製し、連続鋳造法等の通常公知の溶製方法により、スラブ等の鋼素材とすることが好ましい。

【0037】

得られた鋼素材には、熱延工程を施す。

熱延工程は、上記した組成を有する鋼素材を、加熱温度： $1050\sim 1300$ に加熱し、粗圧延を施しシートバーとしたのち、該シートバーに、 930 以下の温度域での累積圧下率： 50% 以上となる仕上圧延を施し熱延鋼板とする工程とする。

加熱温度： $1050\sim 1300$

本発明で使用する鋼素材は、上記したようにNb、Tiを必須含有する。析出強化により所望の高強度を確保するためには、これらの粗大な炭化物、窒化物等を一旦溶解させて、その後微細析出させることが必要となる。そのため、鋼素材の加熱温度は 1050 以上とする。 1050 未満では、各元素が未固溶のままとなり、所望の鋼板強度が得られない。一方、 1300 を超えて高温になると、結晶粒の粗大化が生じ、鋼板靱性が低下する。このため、鋼素材の加熱温度は $1050\sim 1300$ に限定した。

【0038】

上記した加熱温度に加熱された鋼素材は、粗圧延を施されてシートバーとされる、粗圧延の条件はとくに限定する必要はなく、所望の寸法形状のシートバーが確保できる条件であればよい。

得られたシートバーは、ついで仕上圧延され、所望の寸法形状の熱延鋼板とされる。仕上圧延は、 930 以下の温度域での累積圧下率： 50% 以上の圧延とすることが好ましい。

【0039】

930 以下の温度域での累積圧下率： 50% 以上

ベイニティックフェライトの微細化、および塊状マルテンサイトの微細分散のために、 930 以下の温度域での累積圧下率を 50% 以上とする。 930 以下の温度域での累積圧下率が 50% 未満では、圧下量が不足し、主相である微細なベイニティックフェライトを確保できない。また、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の核生成を促進するNbC等の析出サイトとなる転位が不足し、ベイニティックフェライトの粒内生成が不足し、塊状マルテンサイトを形成するための塊状の未変態 γ を微細かつ多数分散して残留させることができなくなる。このため、仕上圧延における 930 以下の温度域での累積圧下率を 50% 以上に限定した。なお、好ましくは累積圧下率は 80% 以下である。圧下率が 80% を超えて大きくしても、効果が飽和し、さらにセパレーションの発生が著しくなり、シャルピ-吸収エネルギーの低下を招く。

【0040】

なお、仕上圧延の圧延終了温度は、鋼板靱性、鋼板強度、圧延負荷等の観点から、 $850\sim 760$ とすることが好ましい。仕上圧延の圧延終了温度が 850 を超えて高温となると、 930 以下の温度域での累積圧下率を 50% 以上とするために、1パス当たりの圧下量を大きくする必要があり、圧延荷重の増加を招く。一方、 750 未満と低温となると、圧延中にフェライトが生成し、組織、析出物の粗大化を招き、低温靱性、強度が低下する。

【0041】

得られた熱延鋼板は、ついで冷却工程を施される。

冷却工程は、仕上圧延終了後直ちに冷却を開始し、板厚中央部の平均冷却速度で、 $5\sim$

10

20

30

40

50

30 / s で、板厚中央部の温度で600 ~ 450 の温度域の冷却停止温度まで冷却する一次冷却と、さらに、二次冷却として、該冷却停止温度から巻取温度までを、2 / s 以下の平均冷却速度で冷却するか、あるいは冷却停止温度から巻取温度までの温度域で20 s 以上滞留させる工程とする。

【0042】

仕上圧延終了後、直ちに、好ましくは15 s 以内に冷却を開始する。一次冷却の冷却速度は、板厚中央部で、750 ~ 600 の平均の冷却速度で、5 ~ 30 / s の範囲とする。平均冷却速度が5 / s 未満では、ポリゴナルフェライト主体の組織となり、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難しくなる。一方、平均冷却速度が30 / s を超える急冷とすると、未変態オーステナイトへの合金元素の濃縮が不十分となり、その後の冷却で所望量の塊状マルテンサイトを微細分散することができなくなり、所望の低降伏比、所望の優れた低温靱性を有する熱延鋼板とすることが困難となる。また平均冷却速度が30 / s を超える急冷では、表層部がマルテンサイト単相組織となり、その後、焼戻されて焼戻マルテンサイト単相組織となり降伏比が高くなる。このため、仕上圧延終了後の冷却速度を平均で、5 ~ 30 / s の範囲に限定した。なお、好ましくは5 ~ 25 / s である。

【0043】

上記した冷却の冷却停止温度は600 ~ 450 の範囲の温度とする。冷却停止温度が上記した温度範囲より高温では、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難しくなる。一方、冷却停止温度が上記した温度域より低温では、未変態 γ がほぼ変態を完了して所望量の塊状マルテンサイトを確保できなくなる。

本発明では、上記した一次冷却に続いて、二次冷却として、上記した冷却停止温度から巻取温度までの温度域の冷却を、図1に模式的に示すように緩冷却とする。この温度域を緩冷却とすることにより、C等の合金元素がさらに未変態 γ 中へ拡散して、未変態 γ が安定化して、その後の冷却により塊状マルテンサイトの生成が容易となる。このような緩冷却として、上記した冷却停止温度から巻取温度までを、平均で2 / s 以下の冷却速度、好ましくは1.5 / s 以下で冷却するか、あるいは上記した冷却停止温度から巻取温度までの温度域で20 s 以上滞留させる冷却とする。冷却停止温度から巻取温度までを、平均で2 / s 超の冷却速度で冷却すると、C等の合金元素が未変態 γ 中へ十分に拡散できず、未変態 γ の安定化が不十分となり、図1に点線で示す冷却のように、未変態 γ がベイニティックフェライト間に残存する形で棒状となり、所望の塊状マルテンサイトの生成が困難となる。

【0044】

なお、この二次冷却は、ランナウトテーブルの後段での注水を停止して行うことが好ましい。板厚の薄い鋼板では、所望の冷却条件を確保するために、鋼板上に残存する冷却水の完全除去、保温カバーの設置等で調整することが好ましい。さらに、上記した温度域で20 s 以上の滞留時間を確保するためには搬送速度を調整することが好ましい。二次冷却後、熱延鋼板は巻取工程を施される。

【0045】

巻取工程は、表面温度で巻取温度：450 以上で巻き取る工程と、する。巻取温度が450 未満では、所望の低降伏比化を実現できなくなる。このため、巻取温度は450 以上に限定した。上記した工程とすることにより、フェライトとオーステナイトが共存する温度域で所定時間以上、滞留させることができる。上記した製造方法で製造された熱延鋼板を造管素材として、通常の造管工程を経て、スパイラル鋼管、電縫鋼管とされる。造管工程はとくに限定する必要はなく、通常の工程がいずれも適用できる。

【0046】

以下、実施例に基いて、さらに本発明について詳しく説明する。

【実施例】

【0047】

表 1 に示す組成の溶鋼を、連続鋳造法でスラブ（肉厚220mm）とし、鋼素材とした。ついで、これら鋼素材を表 2 に示す加熱温度に加熱して、粗圧延を行い、シートバーとしたのち、該シートバーに、表 2 に示す条件で仕上圧延を行い熱延鋼板（板厚：7.8～25.4mm）とする熱延工程を施した。得られた熱延鋼板に、仕上圧延終了後直ちに（表 2 に示す時間内に）冷却を開始し、表 2 に示す平均冷却速度で、表 2 に示す冷却停止温度（巻取温度）まで冷却する一次冷却と、表 2 に示す条件で二次冷却を行う冷却工程を施した。冷却工程後、表 2 に示す巻取温度で、コイル状に巻き取った後、放冷する巻取工程を施した。

【 0 0 4 8 】

得られた熱延鋼板から、試験片を採取し、組織観察、引張試験、衝撃試験を実施した。試験方法はつぎのとおりである。

10

（ 1 ）組織観察

得られた熱延鋼板から、圧延方向断面（L断面）が観察面となるように、組織観察用試験片を採取した。試験片を研磨し、ナイトール腐食して、光学顕微鏡（倍率：500倍）または電子顕微鏡（倍率：2000倍）を用いて、組織観察を行い、撮像して、画像解析装置を用いて、組織の種類、各相の組織分率（面積率）、平均粒径を測定した。主相であるベイニティックフェライトの平均粒径は、JIS G 0552に準拠して切断法で求めた。なお、マルテンサイト粒のアスペクト比は、各粒における長手方向の長さ（長辺）とそれに直角な方向の長さ（短辺）との比、（長辺）／（短辺）、で算出するものとする。アスペクト比が5.0未満のマルテンサイト粒を塊状マルテンサイトと定義する。アスペクト比が5.0以上のマルテンサイトは、「棒状」マルテンサイトと称する。また、塊状マルテンサイトの大きさは、塊状マルテンサイト各粒の長辺長さと短辺長さの和の1/2を直径とし、得られた各粒の直径を算術平均し、その鋼板における塊状マルテンサイトの大きさの平均とした。なお、塊状マルテンサイト各粒の直径のうちの最大の値を塊状マルテンサイトの大きさの最大とした。測定したマルテンサイト粒は100個以上とした。

20

（ 2 ）引張試験

得られた熱延鋼板から、引張方向が、圧延方向と直角方向（板幅方向）および圧延方向から30°方向となるように、それぞれ引張試験片（API - 5Lに定める全厚試験片；GL50mm、幅38.1mm）を採取し、ASTM A 370の規定に準拠して、引張試験を実施し、引張特性（降伏強さYS、引張強さTS）を求めた。

30

（ 3 ）衝撃試験

得られた熱延鋼板から、試験片長手方向が、圧延方向に直角方向となるように、Vノッチ試験片を採取し、ASTM A 370の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度 $vTrs$ （ ）を求めた。

【 0 0 4 9 】

得られた結果を表 3 に示す。

また、得られた熱延鋼板を管素材として、スパイラル造管工程により、スパイラル鋼管（外径：1067mmφ）を製造した。得られた鋼管から、引張方向が管周方向となるように、引張試験片（APIに定める試験片）を採取し、ASTM A 370の規定に準拠して、引張試験を実施し、引張特性（降伏強さYS、引張強さTS）を測定した。得られた結果から、 ΔYS （＝鋼管YS－鋼板YS）を算出し、造管による強度低下の程度を評価した。

40

得られた結果を表 3 に併記した。

【 0 0 5 0 】

【表 1】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)														備 考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Mo	Cr	Ni	V,Cu,B	Ca		Moeq*
A	0.064	0.21	1.65	0.009	0.001	0.034	0.004	0.065	0.014	0.30	0.07	0.02	—	—	1.60	適合例
B	0.053	0.30	1.75	0.010	0.001	0.035	0.004	0.051	0.013	0.38	0.10	0.12	V:0.020	—	1.77	適合例
C	0.071	0.42	1.86	0.008	0.001	0.034	0.004	0.070	0.018	0.25	0.13	0.20	V:0.038,B:0.000 1	0.0020	1.74	適合例
D	0.042	0.46	1.45	0.009	0.001	0.039	0.004	0.033	0.020	0.31	0.48	0.05	V:0.08	0.0022	1.60	適合例
E	0.082	0.38	1.91	0.011	0.001	0.042	0.003	0.092	0.009	0.26	0.41	0.10	B:0.0004	—	1.89	適合例
F	0.033	0.11	2.15	0.009	0.001	0.035	0.004	0.040	0.041	0.29	0.36	0.40	Cu:0.22	0.0023	2.10	適合例
G	0.160	0.20	1.43	0.013	0.001	0.035	0.004	0.060	0.012	0.05	0.27	0.29	Cu:0.28	0.0021	1.27	比較例
H	0.045	0.35	1.20	0.009	0.001	0.051	0.004	0.045	0.010	0.31	0.25	0.40	V:0.020,B:0.000 2	0.0023	1.35	比較例
I	0.052	0.16	1.58	0.008	0.001	0.036	0.004	0.050	0.012	0.09	—	—	V:0.052,B:0.000 1	—	1.31	比較例
J	0.039	0.18	1.62	0.009	0.001	0.040	0.004	0.041	0.015	—	—	0.17	Cu:0.13,V:0.025	—	1.26	比較例
K	0.078	0.39	1.63	0.011	0.001	0.045	0.003	0.126	0.020	0.30	0.19	0.10	B:0.0003	0.0025	1.63	比較例
L	0.064	0.21	1.65	0.009	0.001	0.034	0.004	0.055	0.069	0.17	0.28	0.10	—	—	1.55	比較例
M	0.090	0.13	1.62	0.010	0.0008	0.035	0.003	0.051	0.014	0.10	0.05	0.01	V:0.051	0.0020	1.37	適合例

*)Moeq (%) = Mo+0.36Cr+0.77Mn+0.07Ni

10

20

30

40

50

【表 2】

鋼板 No.	鋼 No.	熱延工程				冷却工程					巻取工程		備考
		加熱温度 (°C)	粗圧延	仕上圧延		冷却開始時間 (s)	一次冷却		二次冷却	巻取温度 (°C)			
				シートバ一厚さ (mm)	終了温度 (°C)		圧下率* (%)	製品板厚 (mm)			平均冷却速度** (°C/s)	冷却停止温度*** (°C)	
1	A	1070	42	760	70	8	2.0	20	580	1.5	25	543	本発明例
2	A	1120	56	760	55	22	5.0	25	595	0.5	30	580	本発明例
3	A	1150	56	760	60	16	3.0	16	500	1.0	25	475	本発明例
4	A	1200	52	780	65	14	2.5	18	590	1.0	25	565	本発明例
5	A	1250	56	770	55	19	4.5	14	560	0.5	25	548	本発明例
6	A	1230	56	780	60	16	3.5	18	590	—	30	590	本発明例
7	A	1350	56	780	60	16	3.5	14	580	1.0	30	550	比較例
8	A	1120	52	780	60	14	2.5	16	590	3.0	30	500	比較例
9	A	1180	42	830	45	11	3.0	20	570	—	30	570	比較例
10	A	1250	52	780	65	14	2.5	50	555	1.0	35	520	比較例
11	A	1200	56	770	65	16	3.0	14	675	1.0	25	650	比較例
12	A	1230	60	770	60	21	5.0	20	430	0.5	35	413	比較例
13	B	1200	42	800	60	11	3.0	22	550	1.0	25	525	本発明例
14	C	1200	42	800	70	10	2.5	24	560	1.0	25	535	本発明例
15	D	1200	56	800	60	18	4.0	13	570	1.0	30	540	本発明例
16	E	1250	52	780	60	16	4.0	14	580	1.0	30	550	本発明例
17	F	1250	60	820	55	21	5.0	12	600	0.5	35	583	本発明例
18	G	1250	52	790	65	16	4.0	14	500	1.0	25	475	比較例
19	H	1150	42	810	70	11	3.0	20	530	0.5	25	518	比較例
20	I	1150	60	780	60	24	5.0	10	590	0.5	35	573	比較例
21	J	1200	65	780	75	13	3.0	18	550	0.5	25	538	比較例
22	K	1250	42	820	65	11	3.0	12	560	0.5	25	548	比較例
23	L	1250	52	800	70	14	4.0	16	560	1.0	25	535	比較例
24	M	1200	42	800	65	14	4.0	25	565	0.5	30	550	本発明例

*)930°C以下の温度域における累積圧下率

**)冷却開始から停止までの平均冷却速度 (板厚中心部)

***)表面温度

****)一次冷却停止温度－巻取温度までの温度域での平均 (板厚中心部)

*****)一次冷却停止温度－巻取温度までの温度域での滞留時間

【表 3】

鋼板 No.	鋼 No.	組織 種類*	BF		第二相					引張特性					鋼管強度					備 考
			面積率 (%)	平均 粒径 (μm)	塊状マルテンサイト			棒状マルテ ンサイトの 面積率****	その他 種類* 面積率	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	YS** (MPa)	$v\text{Trs}$ ($^{\circ}\text{C}$)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	ΔYS *** (MPa)		
					面積率 (%)	平均 粒径 (μm)	最大 粒径 (μm)												アス ベクト 比	
1	A	BF+M	95.5	3.2	4.0	1.1	3.4	4.0	0.5	—	543	654	83	526	−115	538	633	85	12	本発明例
2	A	BF+M+B	94.5	4.8	4.5	1.6	3.2	3.5	0.5	B:0.5	590	702	84	569	−85	587	674	87	18	本発明例
3	A	BF+M	95.5	3.5	4.0	1.2	3.6	3.5	0.5	—	593	706	84	580	−110	591	684	86	11	本発明例
4	A	BF+M	95.0	5.4	4.5	1.6	3.0	2.5	0.5	—	622	758	82	626	−90	643	735	87	17	本発明例
5	A	BF+M	94.0	4.1	5.5	1.4	3.8	3.0	0.5	—	581	736	79	554	−100	582	714	82	28	本発明例
6	A	BF+M	94.5	4.3	5.0	1.5	4.2	3.0	0.5	—	603	754	80	579	−100	601	727	83	22	本発明例
7	A	BF+M	94.0	12.4	5.5	2.5	6.0	3.0	0.5	—	601	742	81	581	−50	604	715	84	23	比較例
8	A	BF+M	95.0	3.8	0.5	0.7	2.2	3.0	4.5	—	620	704	88	580	−110	564	680	83	−16	比較例
9	A	BF+M	95.0	10.9	4.0	5.3	5.5	3.0	1.0	—	595	725	82	578	−40	591	703	84	13	比較例
10	A	BF+M+B	96.5	2.8	0.8	0.7	1.2	2.5	0.2	B:2.5	693	796	87	687	−140	651	768	85	−16	比較例
11	A	BF+B	95.0	8.7	—	—	—	—	—	B:5.0	590	670	88	574	−60	531	640	83	−43	比較例
12	A	BF	100	3.6	—	—	—	—	—	—	624	701	89	609	−120	535	662	81	−74	比較例
13	B	BF+M	92.5	3.7	6.5	1.4	2.8	3.5	1.0	—	536	715	75	513	−105	555	692	80	42	本発明例
14	C	BF+M	91.5	4.1	7.5	1.0	4.5	4.5	1.0	—	602	813	74	595	−100	682	785	84	67	本発明例
15	D	BF+M+B	92.5	6.1	3.5	2.5	3.4	2.5	1.0	B:3.0	586	698	84	567	−95	579	670	86	12	本発明例
16	E	BF+M+B	89.5	5.8	3.0	2.8	3.6	2.0	0.5	B:7.0	687	828	83	671	−90	674	799	84	3	本発明例
17	F	BF+M	86.5	3.5	12	1.1	3.6	3.0	1.5	—	580	865	67	575	−110	673	842	80	98	本発明例
18	G	BF+B	80.0	5.5	—	—	—	—	—	B:20.0	608	683	89	594	−40	518	662	78	−76	比較例
19	H	BF+F	89.5	13.0	0.5	1.6	5.8	3.5	—	F:10.0	520	591	88	513	−50	451	568	79	−62	比較例
20	I	BF	99.5	4.7	0.5	0.8	4.1	3.0	—	—	557	626	89	545	−100	480	603	80	−65	比較例
21	J	BF	99.0	2.2	1.0	0.6	3.2	2.0	—	—	595	654	91	577	−10	527	635	83	−50	比較例
22	K	BF+M	94.0	2.4	6.0	1.0	3.0	4.0	1.0	—	758	875	87	743	−80	683	855	80	−60	比較例
23	L	BF+M+F	95.5	11.2	3.0	2.6	5.2	3.5	0.5	F:1.0	637	758	84	612	−35	614	736	83	2	比較例
24	M	BF+M+B	95.0	4.0	4.0	1.3	4.8	3.0	0.5	B:1.0	582	690	84	568	−95	574	673	85	6	本発明例

*) F: フェライト, P: パーライト, BF: バイフェライト, B: バイナイト, M: マルテンサイト

**) F: 圧延方向から 30° 方向の降伏強さ

***) ΔYS = 鋼板 YS - 鋼管 YS

****) アスベクト比 5.0 以上のマルテンサイトの全マルテンサイト量に対する比率 (%)

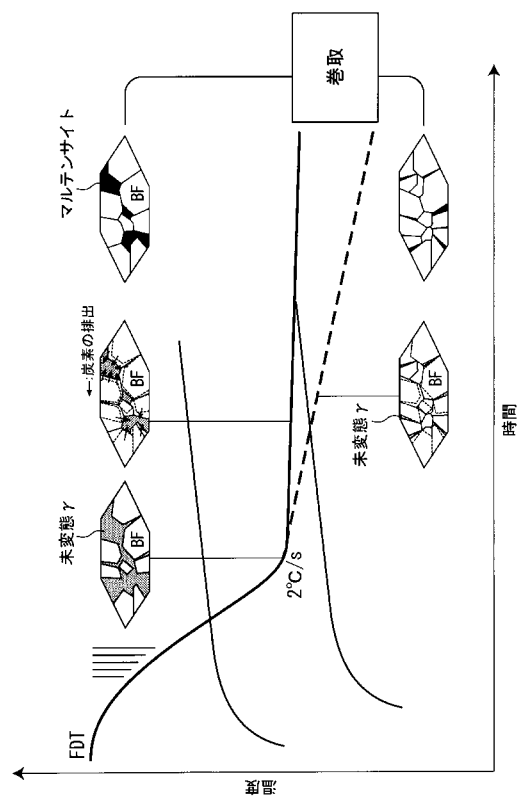
【0053】

本発明例はいずれも、特別な熱処理を施すこともなく、圧延方向から30度方向の降伏強さが480MPa以上で、板幅方向の引張強さが600MPa以上で、破面遷移温度 $v\text{Trs}$ が - 80 以下で、かつ降伏比が85%以下の低降伏比を有する、低降伏比高強度高靱性熱延鋼板となっている。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、降伏強さが不足しているか、引張強さが低下しているか、靱性が低下しているか、低降伏比が確保できていないか、して所望の特性を有する熱延鋼板が得られていない。

【 0 0 5 4 】

さらに本発明例はいずれも、造管され鋼管となったのちも、造管による強度低下もすくなく、スパイラル鋼管あるいは電縫鋼管用素材として、好適な熱延鋼板となっている。

【 図 1 】



フロントページの続き

(72)発明者 安部 俊史

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 玉井 崇登

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

Fターム(参考) 4E002 AA07 AD01 BC05 BC07 BD03 BD07 CB01

4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA14 AA16 AA17 AA19 AA21

AA22 AA23 AA26 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 BA01 CA02

CA03 CB02 CC03 CD01 CD02 CD03 CE01