

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5838796号  
(P5838796)

(45) 発行日 平成28年1月6日(2016.1.6)

(24) 登録日 平成27年11月20日(2015.11.20)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 W
C 2 2 C 38/14	(2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 2 C 38/60	(2006.01)	C 2 2 C 38/60	
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	T
B 2 1 B 3/00	(2006.01)	B 2 1 B 3/00	A

請求項の数 8 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2011-284685 (P2011-284685)  
 (22) 出願日 平成23年12月27日(2011.12.27)  
 (65) 公開番号 特開2013-133497 (P2013-133497A)  
 (43) 公開日 平成25年7月8日(2013.7.8)  
 審査請求日 平成26年10月27日(2014.10.27)

(73) 特許権者 000001258  
 J F E スチール株式会社  
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号  
 (74) 代理人 100105968  
 弁理士 落合 憲一郎  
 (74) 代理人 100099531  
 弁理士 小林 英一  
 (72) 発明者 船川 義正  
 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 山本 徹夫  
 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】 伸びフランジ性に優れた高強度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 : 0.010% 超0.06% 以下、

Mn : 0.8% 以下、

S : 0.02% 以下、

N : 0.01% 以下、

Si : 0.3% 以下、

P : 0.03% 以下、

Al : 0.1% 以下、

Ti : 0.05 ~ 0.10%

を含有し、残部Fe及び不可避免不純物よりなる組成と、さらにフェライト相が面積率で95%以上を占め、フェライト結晶粒が1 μm以上の平均粒径を有し、かつ該フェライト結晶粒内に平均粒径：7nm以下のTiCを分散析出させた金属組織と、を有し、かつ前記TiCのTiとCとの原子数比、Ti / C が0.7以上1未満であり、コイル内での機械的特性の変動が小さいことを特徴とする降伏強さ530MPa以上で、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項2】

前記組成に加えてさらに、質量%で、B : 0.0020% 以下を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項3】

前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu、Ni、Cr、Co、Mo、Sb、W、As、Pb、Mg、Ca、Sn、Ta、Nb、V、REM、Cs、Zr、Znのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、1%以下含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項4】

表面にめっき層を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高強度熱延鋼板。

【請求項 5】

前記めっき層が、亜鉛めっきまたは亜鉛含有合金めっきであることを特徴とする請求項 4 に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項 6】

鋼素材に、熱間圧延を施して熱延板とする熱延鋼板の製造方法であって、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.010% 超 0.06% 以下、

Si : 0.3% 以下、

Mn : 0.8% 以下、

P : 0.03% 以下、

S : 0.02% 以下、

Al : 0.1% 以下、

N : 0.01% 以下、

Ti : 0.05 ~ 0.10%

を含有し、残部 Fe 及び不可避不純物よりなる組成を有する鋼素材とし、

前記鋼素材に、オーステナイト単相域に加熱したのち、仕上圧延終了温度：860 以上 1050 以下となる仕上圧延を施し、該仕上圧延終了後から 750 までの温度域で、30 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、巻取り温度：580 以上 700 以下でコイル状に巻き取ること によって、フェライト相が面積率で 95% 以上を占め、フェライト結晶粒が 1 μm 以上の平均粒径を有し、かつ該フェライト結晶粒内に平均粒径：7 nm 以下の TiC を分散析出させた金属組織を有するコイル内の機械的特性の変動が小さい熱延板とすることを特徴とする降伏強さ 530MPa 以上で、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 7】

前記組成に加えてさらに、質量%で、B : 0.0020% 以下を含有することを特徴とする請求項 6 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 8】

前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu、Ni、Cr、Co、Mo、Sb、W、As、Pb、Mg、Ca、Sn、Ta、Nb、V、REM、Cs、Zr、Zn のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で、1% 以下含有することを特徴とする請求項 6 または 7 に記載の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、自動車をはじめとする輸送機械類の部品、建築用などの構造用部材として好適な、降伏強さ：530MPa 以上で、伸びフランジ性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法に係り、とくに鋼板（コイル）内の機械的性質の変動抑制に関する。ここでいう「鋼板」は、鋼帯をも含むものとする。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車業界においては、地球環境の保全という観点から、炭酸ガス CO<sub>2</sub> 排出量を削減すべく、自動車の燃費を改善することが常に重要な課題となってきた。自動車の燃費向上には、自動車車体の軽量化を図ることが有効であるが、自動車車体の強度を維持しつつ車体の軽量化を図る必要がある。自動車部品用素材となる鋼板を高強度化し、素材を薄肉化すれば、自動車車体としての強度を低下することなく、車体の軽量化が達成できる。このようなことから、最近では、これらの部品用素材に対し、高強度化の要望が非常に強くなり、これらの部品用素材への高強度薄鋼板の適用が増加している。

【0003】

しかし、高強度鋼板の強度や加工性の変動、すなわち鋼板（鋼帯）内の機械的性質の変動が、これら部品への高強度鋼板の適用を阻害するようになってきた。というのは、強度の変動は、スプリングバック量の変動を誘発し、プレス成形部品の形状を不安定にし、また、強度の変動で伸びフランジ性も変動するため、プレス成形時の割れの原因にもなる。

鋼板強度の変動は、一般的に、鋼板製造時に、鋼板の圧延方向、幅方向における温度履歴の変動や、さらには圧延条件の違いにより生じた鋼板組織の変動により引き起こされる

10

20

30

40

50

## 【0004】

このような問題に対し、例えば、特許文献1には、歪量20%以上の変形後、変形領域において、一方向に並んだ転位セル構造が二方向以上に交差している組織を有するフェライト結晶粒を50%以上含むフェライト組織を60%以上含む引張強さ500MPa以上の高強度鋼板が記載されている。特許文献1に記載された技術では、部材に成形したのちに、スプリングバック量を安定して低減でき、形状凍結性に優れた部材となるとしている。しかし、この技術では、フェライト以外に、鋼板強度に影響する硬質相が存在するため、工業的規模の製造においては、鋼板位置による製造条件のばらつきにより硬質相量が大きく変動し、鋼板(コイル)内の鋼板強度の大きな変動をもたらすという問題があった。

10

## 【0005】

また、特許文献2には、形状凍結性に優れた異方性の小さな高加工性高強度熱延鋼板が記載されている。特許文献2に記載された技術では、フェライト又はベイナイトを体積分率最大の相とし、あるいはさらに1~25%のマルテンサイトや残留オーステナイトを含み、1/2板厚における板面の特定な結晶方位群のX線ランダム強度比の平均値を2.5以上で、且つ特定の3つの結晶方位のX線ランダム強度比の平均値が3.5以下で、圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも一つが0.7以下であり、均一伸びの異方性uEIが4%以下で、かつ局部伸びの異方性LEI以下である組織を有する高強度熱延鋼板を得ている。これにより、スプリングバック量が少なく、形状凍結性に優れると同時に異方性が少ない良好なプレス成形性を有する薄鋼板が得られるとしている。しかし、特許文献2に記載された技術では、鋼板の集合組織が、コイルの長手方向、幅方向に安定して得られず、また、さらには積極的に鋼板組織としてマルテンサイトや残留オーステナイトを含有させるため、強度の安定性が著しく低下し、安定した形状凍結性を得ることはかなり難しいという問題があった。

20

## 【0006】

また、特許文献3には、材質均一性に優れた高成形性高張力熱延鋼板が記載されている。特許文献3に記載された技術では、C:0.1%以下で、Ti:0.02~0.2%を含み、Mo、Wから選ばれた1種または2種を、Ti、Mo、W含有量の特定関係式を満足するように含み、熱間圧延してコイルに巻き取ったのちに熱処理することにより、実質的にフェライト組織にTiと、MoおよびWのうちの1種以上とを含む炭化物が分散析出した組織の鋼板となり、鋼板幅方向の中央部と端部の降伏応力の差が39MPa以下である優れた材質均一性を有する鋼板が得られるとしている。しかし、特許文献3に記載された技術では、幅方向の材質変動をある程度低減することができるが、Mnの偏析により、鋼板(コイル)長手方向の位置の違いで引張強さが変動し、材質均一性に問題を残していた。

30

## 【0007】

また、特許文献4には、強度安定性に優れた高成形性高張力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%、Mn:0.2%以上、N:0.01%以下、Ti:0.05~0.35%を含み、かつMo:0.6%以下、W:1.5%以下から選ばれた1種以上を含み、単独で含む場合にはそれぞれMo:0.1%以上、W:0.2%以上であり、Ex.Cが0.015%以下、MnがEx.Cとの特定関係を満たす組成と、実質的にフェライト組織に、Tiと、MoおよびWのうちの1種以上とを含む10nm未満の析出物が分散析出した組織を有する鋼板としている。これにより、引張強さ550MPa以上を有する強度安定性に優れた高張力鋼板が得られるとしている。しかし、Mnを1%以上含有すると、Mnの偏析により、強度の安定性が低下し、幅方向の強度の安定性が保てないという問題があった。

40

## 【0008】

また、特許文献5には、形状凍結性に優れた高伸びフランジ性鋼板が記載されている。特許文献5に記載された技術では、フェライトまたはベイナイトを面積率で最大相とし、粒界における鉄炭化物の占有率が0.1以下で、かつこの鉄炭化物の最大粒子径が1μm以下であり、少なくとも板厚中心における板面に平行に特定方位の結晶を揃えた集合組織を有し、r値が特定範囲にある鋼板とする。これにより、スプリングバック量が小さくなり、

50

形状凍結性が向上するとしている。しかし、特許文献5に記載された技術では、特定の集合組織をコイルの長手方向、幅方向に安定して、確保することが難しく、安定した強度を有する鋼板を得ることが難しいという問題がある。

【0009】

また、特許文献6には、質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～1.5%、Mn：0.1～1.5%、Ti：0.03～0.06%を含有し、TiとCの比をTi/C：0.375～1.6に調整し、TiCを0.8～3nm、平均個数密度を $1 \times 10^{17}$ 個/cm<sup>3</sup>以上とする引張強さ540～650MPaとする省合金型高強度熱延鋼板が記載されている。特許文献6に記載された技術では、600以下の温度で巻き取ることでTiCを微細分散させて、引張強さ：540MPa以上の高強度を確保している。しかし、析出物の大きさを0.8～3nmの範囲に限定しても、引張強さよりも析出物のサイズの変化に敏感な降伏強さが大きく変動する。そして、特許文献6の実施例に示すように、引張強さ：590MPa級以上を確保するには、巻取り温度：575以下で、かつ1%以上のMnもしくは、0.07%以上のCを含有する必要がある、安定して強度が得られないという問題がある。

10

【0010】

また、特許文献7には、強度延性バランスに優れた高強度鋼板が記載されている。特許文献7に記載された技術は、質量%で、C：0.01～0.2%、Mn：0.20～3%を含み、Ti：0.03～0.2%、Nb：0.01～0.2%、Mo：0.01～0.2%、V：0.01～0.2%のうちの1種または2種以上を含み、フェライト単相組織が、結晶粒内に8nm以下の析出物またはクラスターの個数密度が異なる、硬質フェライト結晶粒Aと軟質フェライト結晶粒Bの2種の結晶粒からなり、強度延性バランスに優れた熱延鋼板である。結晶粒ごとに硬さを変えることで、DP鋼の加工硬化挙動を擬似的に再現しようとするものである。特許文献7に記載された技術では、SiもしくはAlを単独であるいは複合して多量に含有する必要がある、Si、Alを多量含有して初めて、8nm以下の析出物またはクラスターの分布を所定の個数密度で分散させることができるとしている。さらに、特許文献7に記載された技術では、強度確保の観点より、実施例に示されるように、0.87%以上のMn含有を必要としている。さらに、特許文献7に記載された技術では結晶粒ごとでのクラスターの分布制御は、結晶粒ごとの強度のばらつきを助長し、コイル内で安定した材質を得ることはできないという問題がある。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

30

【0011】

【特許文献1】特開2007 - 308771号公報

【特許文献2】特開2004 - 250743号公報

【特許文献3】特開2003 - 321734号公報

【特許文献4】特開2003 - 321735号公報

【特許文献5】特開2002 - 363693号公報

【特許文献6】特開2011 - 26690号公報

【特許文献7】特開2007 - 247046号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

40

【0012】

特許文献1～7に記載された技術ではいずれも、概ね、高強度化と加工性および形状凍結性の向上が期待できるとしているが、同一鋼板（コイル）内での、強度の変化が大きく、強度が安定しないため、同一の鋼板（コイル）から作製された部品（部材）内でも寸法精度が異なり、寸法精度が安定した部品を製造することが難しいという問題がある。

本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、コイル内での機械的特性の変動が小さく、寸法精度が安定した部品の製造が可能な、伸びフランジ性に優れた高強度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。ここでいう「高強度熱延鋼板」とは、降伏強さYS：530MPa以上、好ましくは引張強さTS：590MPa以上の高強度を有する熱延鋼板をいうものとする。

50

## 【課題を解決するための手段】

## 【0013】

一般的に、プレス成形部品の寸法精度は、スプリングバック量で評価される。安定した寸法精度を有する部品とは、同種の部品間で、スプリングバック量が一定であるものをいう。「スプリングバック」量は、加工を終了し、変形応力を除荷した時の変形量であるが、素材の降伏強さに依存する。したがって、安定した寸法精度の部品とするためには、素材の降伏強さを一定に調整する必要があることになる。

## 【0014】

本発明者らは、上記した目的を達成するため、降伏強さ：530MPa以上に高強度化された高強度熱延鋼板における、コイル内での強度変動におよぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、強度変動の要因の一つとして硬質相の大きさや分布形態の変動があることに思い至り、硬質相の生成を排除するため、金属組織を、フェライト結晶粒の集まりよりなる実質的にフェライト相単相組織とすることとした。というのは、降伏強さ：530MPa以上と高強度化された熱延鋼板では、鋼板組織に多種多様な相が含まれる場合があり、各相分率の変化、各相硬さの変化により、鋼板強度は大きく変化する。そこで、本発明者らは、この強度変化は、金属組織を多種多様な相を含む複合組織としたのでは簡単に抑制できないと考えて、金属組織を単相化する必要があることに想到した。

## 【0015】

さらに、結晶粒を微細化した組織では、僅かな結晶粒径の変動も、強度変動の大きな要因となると考え、結晶粒の微細化を積極的に行わないことにした。そして、本発明者らは、フェライト相単相組織で、極端な細粒化による強化を行わない鋼板では、強度変動の大きな要因は、炭化物の大きさやその析出量の変動にあることに想到した。

そして、更なる検討の結果、炭化物の大きさやその析出量の変動は、炭化物の析出のタイミングのばらつきにあることを突き止めた。そして、炭化物の析出のタイミングのばらつきは、SiおよびMn量を低減することにより解消することを新規に見出した。

## 【0016】

まず、本発明者らは、鋼中のMn量が多いときに、幅方向の引張強さが変化するのを見出し、Mn量を削減することに思い至った。というのは、鋼中のMn量が多いと、Mnが偏析し、その部位で炭化物の析出タイミングが遅くなり、さらにはMnによる固溶強化により、その部位が異常に硬質化する。そのため、従来の高強度鋼板では、通常の含有量であると考えられてきた0.8%以上のMn含有によって、強度の大きな変動が生じるのを見いだした。また、Siについても、通常の含有量であると考えられてきた0.3%以上の含有でも、Mnと同様に鋼板組織の変化、すなわち強度変動の原因になることを突き止めた。

## 【0017】

このようなことから、本発明者らは、SiおよびMn量を低減し、組織を実質的にフェライト相単相とし、さらにフェライト相のフェライト結晶粒内に均一に超微細なTiCを分散させた組織とすれば、鋼板（コイル）各位置で、炭化物の大きさと析出量とを一定に保つことができ、降伏強さ：530MPa以上の高強度を維持しながら、鋼板（コイル）内での強度変動が著しく小さい、高強度熱延鋼板が得られることを知見した。ここで、本発明における「実質的にフェライト相単相」とは、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡で500～5000倍で観察したときに、フェライト結晶粒が金属組織の95%以上を占めている場合をいう。

## 【0018】

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、本発明の要旨はつぎのとおりである。

(1) 質量%で、C：0.010%超0.06%以下、Si：0.3%以下、Mn：0.8%以下、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下、N：0.01%以下、Ti：0.05～0.10%を含有し、残部Fe及び不可避不純物よりなる組成と、さらにフェライト相が面積率で95%以上を占め、フェライト結晶粒が1 $\mu$ m以上の平均粒径を有し、かつフェライト結晶粒内に平均粒径：7nm以下のTiCを分散析出させた金属組織とを、有し、コイル内での機械的特性の変動が小さいことを特徴とする降伏強さ530MPa以上で、伸びフランジ性に優れた高強度熱延

10

20

30

40

50

鋼板。

(2)(1)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、B：0.0020%以下を含有することを特徴とする高強度熱延鋼板。

(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、Ni、Cr、Co、Mo、Sb、W、As、Pb、Mg、Ca、Sn、Ta、Nb、V、REM、Cs、Zr、Znのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、1%以下含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度熱延鋼板。

(4)(1)ないし(3)のいずれかにおいて、前記TiCが、TとCとの原子数比、Ti/Cが1未満であることを特徴とする高強度熱延鋼板。

(5)(1)ないし(4)のいずれかにおいて、表面にめっき層を有することを特徴とする高強度熱延鋼板。

10

(6)(5)において、前記めっき層が、亜鉛めっきまたは亜鉛含有合金めっきであることを特徴とする高強度熱延鋼板。

(7)鋼素材に、粗圧延、仕上圧延からなる熱間圧延を施し、仕上圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とする熱延鋼板の製造方法であって、前記鋼素材を、質量%で、C：0.010%超0.06%以下、Si：0.3%以下、Mn：0.8%以下、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下、N：0.01%以下、Ti：0.05~0.10%を含有し、残部Fe及び不可避不純物よりなる組成を有する鋼素材とし、前記鋼素材に、オーステナイト単相域に加熱したのち、仕上圧延終了温度：860以上1050以下となる仕上圧延を施し、該仕上圧延終了後から750までの温度域で、30/s以上の平均冷却速度で冷却し、巻き取り温度：580以上700以下でコイル状に巻き取り、コイル内の機械的特性の変動が小さい熱延板とすることを特徴とする降伏強さ530MPa以上で、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

20

(8)(7)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、B：0.0020%以下を含有することを特徴とする高強度熱延鋼板の製造方法。

(9)(7)または(8)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu、Ni、Cr、Co、Mo、Sb、W、As、Pb、Mg、Ca、Sn、Ta、Nb、V、REM、Cs、Zr、Znのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、1%以下含有することを特徴とする高強度熱延鋼板の製造方法。

#### 【発明の効果】

30

#### 【0019】

本発明によれば、降伏強さ：530MPa以上の高強度を維持しながら、コイル内での機械的特性の変動が小さく、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板を容易に製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明によれば、寸法精度が安定した部品の製造が可能となり、自動車車体の軽量化、製品の軽量化に寄与するという効果もある。

#### 【発明を実施するための形態】

#### 【0020】

本発明熱延鋼板は、C：0.010%超0.06%以下、Si：0.3%以下、Mn：0.8%以下、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下、N：0.01%以下、Ti：0.05~0.10%を含有し、残部Fe及び不可避不純物よりなる組成を有する。

40

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。

#### 【0021】

C：0.010%超0.06%以下

Cは、本発明では、Tiと結合し炭化物(TiC)として析出し、強度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、0.010%を超える含有を必要とする。0.010%以下では、降伏強さ530MPa以上の高強度を確保することができない。一方、0.06%を超える含有は、パーライトが生成して強度の安定性が低下するうえ、伸びフランジ性も低下する。このため、Cは0.010%超0.06%以下の範囲に限定した。なお、好ましくは0.010~0.025%である。

50

## 【 0 0 2 2 】

Si : 0.3% 以下

Siは、鋼板強度を増加させるが、伸びを低下させない元素として、従来から含有されてきた元素であるが、本発明では、Siは焼入れ性を向上させ、マルテンサイト、ベイナイト等の硬質相を形成しやすくし、鋼板強度の変動に大きな影響を与える。このため、本発明では、できるだけ低減することが望ましいが、0.3%までは許容できることから、Siは0.3%以下に限定した。なお、好ましくは0.2%以下、さらに好ましくは0.1%以下である。

## 【 0 0 2 3 】

Mn : 0.8% 以下

Mnは、Siと同様に、固溶して鋼板の強度を増加させる元素であり、従来は積極的に利用してきた。しかし、Mnは、Siと同様に、焼入れ性を向上させ、マルテンサイト、ベイナイト等の硬質相を生成しやすくし、鋼板強度の変動に大きな影響を及ぼす。また、Mnは、偏析しやすく、偏析した箇所（偏析部）では、部分的に変態点が低温化し、硬質相を形成して部分的に強度を高めるため、鋼板内（コイル内）で強度が変動し、強度の安定性が低下する。このようなことから、Mnはできるだけ低減することが望ましいが、0.8%までは許容できる。このため、Mnは0.8%以下に限定した。なお、好ましくは0.15~0.55%である。

10

## 【 0 0 2 4 】

P : 0.03% 以下

Pは、鋼板中でフェライト粒界等に偏析して、伸びフランジ性を低下させるため、できるだけ低減することが望ましいが、0.03%までは許容できる。このため、Pは0.03%以下に限定した。なお、好ましくは、0.02%以下、さらに好ましくは0.01%以下である。

20

S : 0.02% 以下

Sは、TiSを形成してTiを消費するため、強度変動の要因にもなる。このようなことは、0.02%を超えて含有した場合に顕著となる。このため、Sは0.02%以下に限定した。なお、好ましくは、0.005%以下、さらに好ましくは0.001%以下である。

## 【 0 0 2 5 】

Al : 0.1% 以下

Alは、脱酸剤として作用する元素である。このような効果を得るためには、0.005%以上含有することが望ましい。一方、0.1%を超えて含有すると、Al酸化物として残存し、凝集して粗大なAl酸化物（アルミナ）となりやすい。粗大なAl酸化物は、破壊の起点となり、強度が変動しやすくなる。このため、強度安定性の確保という観点から、Alは0.1%以下に限定した。なお、好ましくは0.015~0.065%である。

30

## 【 0 0 2 6 】

N : 0.01% 以下

Nは、鋼中でTiと結合してTiNを形成するため、Nが0.01%を超えて多量になると、炭化物となりうるTi量がNの存在により低下し、所望の高強度を確保できなくなる。粗大なTiNの析出はTiを消費し、強度を担う微細TiCの析出量を低減し、強度変化の原因になるとともに、加工時の破壊の起点になりやすく、伸びフランジ加工性も低下する。このため、Nは本発明においては、有害な元素としてできるだけ低減することが望ましい。このよう

40

## 【 0 0 2 7 】

Ti : 0.05 ~ 0.10%

Tiは、本発明において所望の高強度を確保するための重要な元素であり、微細なTiCを形成して鋼板を高強度化する元素である。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。Tiが0.05%未満では、所望の高強度である、降伏強さ530MPa以上を確保できない。一方、0.10%を超える含有は、固溶Tiが多くなりTiCの粗大化が抑制できなくなり、所望の高強度を確保できなくなる。このようなことから、Tiは0.05~0.10%の範囲に限定することが好ましい。なお、本発明では、添加されたTiは、ほぼすべてTi含有析出物となっており、固溶状態にあるTi量は0.001%以下である。

50

## 【0028】

上記した成分が基本の成分であるが、本発明では、これら基本の成分に加えて選択元素として、B：0.0020%以下を、必要に応じて含有してもよい。

B：0.0020%以下

Bは、鋼中で固溶状態で存在して、オーステナイト( ) フェライト( )変態を遅延させ、TiCを微細に析出させる作用を有する。このような効果を得るためには、0.0010%以上含有することが望ましいが、0.0020%を超える含有は、変態が抑制されすぎで、ベイナイト相等が生成しやすくなり、伸びフランジ加工性が劣化し、また、鋼板幅方向の強度安定性が低下する。このため、含有する場合には、Bは0.0020%以下に限定することが好ましい。

10

## 【0029】

なお、上記した成分以外に、Cu、Ni、Cr、Co、Mo、Sb、W、As、Pb、Mg、Ca、Sn、Ta、Nb、V、REM、Cs、Zr、Znのうち1種または2種以上を含有する場合でも、これらの合計含有量が1%以下であれば、本発明の効果への影響は少ないため、合計で1%以下であれば許容できる。上記した成分以外の残部は、Fe及び不可避不純物である。

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。

## 【0030】

本発明熱延鋼板は、上記した組成を有し、フェライト相が面積率で95%以上を占める金属組織を有し、フェライト相中のフェライト結晶粒が1 $\mu$ m以上の平均結晶粒径を有し、かつフェライト結晶粒内に平均粒径：7nm以下のTiCを分散析出させた金属組織を有する

20

金属組織：フェライト相が面積率で95%以上

本発明では、金属組織をフェライト結晶粒からなる実質的にフェライト相単相とすることが重要である。フェライト相以外に、マルテンサイト相やベイナイト相などの硬質相を多量に含むと、その組織分率に依存して強度が変動する。このため、鋼板(コイル)内の強度変動を抑えるために、金属組織は実質的にフェライト相単相とした。ここでいう「実質的にフェライト単相」とは、組織全体に対するフェライト相の面積率で100%である場合以外に、当該相が、組織全体に対する面積率で、95%以上、好ましくは98%超である場合を含む。ここでいう「金属組織」とは、光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡で500~5000倍で観察するときに見られる金属組織をいう。

30

## 【0031】

フェライト結晶粒の平均結晶粒径：1 $\mu$ m以上

本発明では、コイル(鋼板)内の強度変動を少なくするため、強度を変動させる要因を極力排除する。このため、本発明では、強度増加の有効な手段である結晶粒の積極的な微細化は行わない。フェライト結晶粒径が1 $\mu$ m未満となると、微細化による強化が急激に増大する領域となり、強度がフェライト結晶粒径に大きく依存するようになる。そのため、コイル(鋼板)内の僅かな結晶粒径の変化により、強度が大きく変動するようになる。このようなことから、フェライト結晶粒の平均粒径を1 $\mu$ m以上に限定した。

## 【0032】

フェライト結晶粒内に析出したTiCの平均粒径：7nm以下

40

本発明では、フェライト結晶粒内に微細なTi炭化物(TiC)を析出させて、降伏強さ：530MPa以上となる高強度化を図る。微細炭化物の析出のみを制御して高強度化するため、安定して所望の強度を確保できる。TiCの平均粒径が7nmを超えて大きくなると、降伏強さ：530MPa以上の高強度を確保しにくくなる。このため、TiCの平均粒径は7nm以下に限定した。

## 【0033】

TiC中の、 $Ti$ とCとの原子数比、 $Ti/C$ ：0.7以上1未満

Ti炭化物(TiC)中のTiとCの原子数比 $Ti/C$ は、TiCを微細に析出させるために、重要となる。TiCが析出する際に炭化物中のTiがCよりも過剰に存在すると、Ti炭化物(TiC)が粗大化しやすくなる。このため、TiC中のTiとCの原子数比、 $Ti/C$ を1未満に限定する。

50

また、微量なNb、V、Mo、WがTiCに固溶している場合があるが、本発明ではこのようなNb、V、Mo、Wが固溶したTiCを含めてTiCと表した。なお、Ti / C : 0.7以上で本発明の効果が確認されている（表3参照）。

【0034】

また、鋼板に耐食性を付与するために、鋼板表面にめっき層を設けてもよい。本発明熱延鋼板は、表面にめっき層を形成しても、本発明の効果を損なうことはない。表面に形成するめっき層の種類は、特に限定する必要はなく、電気めっき、溶融めっき等、いずれであっても何ら問題はなく、適用できる。溶融めっきとしては、溶融亜鉛めっき、溶融アルミめっきなどが挙げられる。また、溶融亜鉛めっき後に、溶融亜鉛めっき層を合金化した合金化溶融亜鉛めっきとしても、何ら問題はない。

10

【0035】

つぎに、本発明熱延鋼板の好ましい製造方法について説明する。

本発明の製造方法では、鋼素材に、粗圧延、仕上圧延からなる熱間圧延を施し、仕上圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とする。この際、オーステナイト単相域に加熱したのち、仕上圧延終了温度：1050 以下となる仕上圧延を施し、該仕上圧延終了後から750 までの温度域で、30 /s以上の平均冷却速度で冷却し、巻き取り温度：580 以上700 以下でコイル状に巻き取ることを特徴とする。

【0036】

本発明においては、鋼素材の製造方法はとくに限定する必要はなく、転炉、電気炉等の常用の溶製炉で、上記した組成の溶鋼を溶製し、連続鋳造法等の常用の鋳造方法で、スラブ等の鋼素材とすることが好ましい。なお、造塊 - 分塊圧延法、薄スラブ連続鋳造法等、常用の鋳造方法を適用してもよい。

20

得られた鋼素材に、粗圧延および仕上圧延を施すが、粗圧延に先立ち、鋼素材をオーステナイト単相域に加熱する。粗圧延前の鋼素材が、オーステナイト単相域まで加熱されていないと、鋼素材中に存在するTiCの再溶解が進行せず、圧延後にTiCの微細析出が達成されない。したがって、粗圧延に先立ち、鋼素材をオーステナイト単相域に加熱する。加熱温度は、1100 以上とすることが好ましい。一方、加熱温度が過剰に高温となると、表面が過剰に酸化されTiO<sub>2</sub>が形成され、Tiが消費され、鋼板になった場合に表面近傍の硬さが低下する。このため、加熱温度は1300 以下とすることが好ましい。なお、鋳造後の鋼素材を加熱することなく、直送圧延してもよい。なお、粗圧延の条件はとくに限定する必要はない。

30

【0037】

仕上圧延終了温度：860 以上1050 以下

仕上圧延終了温度が1050 を超えて高温となると、フェライト結晶粒が粗大化しやすくなり、鋼板強度が顕著に低下する。このため、仕上圧延終了温度は1050 以下とした。一方、仕上圧延終了温度が860 未満では、最終的に得られるフェライト粒が1 μm未満となり、結晶粒の微細化効果が顕著となるため、鋼板内の強度変動が大きくなりやすい。このため、仕上圧延終了温度は860 以上とした。なお、好ましくは、900 以上である。

【0038】

仕上圧延終了後から750 までの温度域での平均冷却速度：30 /s以上

微細なTiCを得るためには、仕上圧延終了後、加速冷却し、可能な限り低い温度で変態が生じるようにすることが必要となる。冷却速度が30 /s未満と遅くなると、変態が高温で生じるようになり、フェライト中に析出したTiCが粗大化しやすく、微細なTiCが得にくくなる。このようなことから、仕上圧延終了後から750 までの温度域での平均冷却速度は30 /s以上とした。なお好ましくは50 /s以上である。また、冷却速度の上限は、幅方向の冷却の不均一を招きやすくなるため、450 /s以下とすることが好ましい。

40

【0039】

巻き取り温度：580 以上700 以下

巻き取り温度が580 未満では、ベイニティックフェライトやベイナイトが生じるように

50

なり、実質的にフェライト相単相組織が得にくくなる。このため、巻取り温度は580 以上とした。なお、好ましくは600 以上である。一方、700 を超える巻取り温度では、パーライトや粗大なTiCが生成して、強度が低下しやすくなる。このため、巻取り温度は700 以下とした。なお、好ましくは680 以下である。

#### 【0040】

上記した工程で製造された熱延鋼板には、さらに鋼板表面にめっき層を形成する、めっき処理を行ってもよい。表面に形成するめっき層の種類は、特に限定する必要はなく、電気めっき、溶融めっき等、いずれであっても何ら問題はなく、適用できる。溶融めっきとしては、溶融亜鉛めっき、溶融アルミめっきなどが挙げられる。また、溶融亜鉛めっき後に、溶融亜鉛めっき層を合金化した合金化溶融亜鉛めっきとしても、何ら問題はない。

10

#### 【0041】

以下、さらに実施例にしたがって、本発明をさらに詳細に説明する。

#### 【実施例】

#### 【0042】

(実施例1)

表1に示す組成の溶鋼を常用の溶製方法(転炉)で溶製し、連続鋳造法でスラブ(鋼素材)(肉厚:270mm)とした。これらのスラブを、表2に示す加熱温度に加熱し、粗圧延して、ついで、表2に示す条件で仕上圧延を施し、仕上圧延終了後、750 までの温度域の平均で、表2に示す平均冷却速度で加速冷却し、表2に示す巻取り温度でコイル状に巻き取り、板厚:2.3mmの熱延鋼板とした。なお、一部の熱延鋼板(鋼板No.6~10)には、酸洗して表面スケールを除去したのち、溶融亜鉛めっき処理を施し、鋼板表面にめっき層を形成した。さらに一部の鋼板では、めっき層の合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき層とした。めっきの付着量は $45\text{g}/\text{m}^2$ とした。

20

#### 【0043】

得られた熱延鋼板について、組織観察、引張試験、穴拡げ試験を実施した。試験方法はつぎのとおりである。

#### (1)組織観察

得られた鋼板から、組織観察用試験片を採取して、圧延方向に平行な断面(L断面)が観察面となるように研磨し、ナイトール液で腐食し、光学顕微鏡(倍率:500倍)および走査型電子顕微鏡(倍率:3000倍)で組織を観察し、撮像した。得られた組織写真から、画像解析装置を用いて、組織の種類およびその面積率を算出した。また、圧延方向に平行な断面を鏡面研磨し、ナイトール腐食液で腐食し、フェライト粒を現出させて光学顕微鏡(倍率:100倍)で組織を撮像した。得られた組織写真について、圧延方向、板厚方向にそれぞれ10本の直線を、 $100\mu\text{m}$ 以上の間隔で引き、粒界と直線との交点の数をかぞえた。全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つの線分長として、これに1.13を乗じてASTMフェライト粒径を求めた。

30

#### 【0044】

また、得られた鋼板から、透過型電子顕微鏡観察用試験片を採取し、機械研磨、化学研磨により、透過型電子顕微鏡観察用薄膜とした。得られた薄膜を用いて、透過型電子顕微鏡(倍率:340000倍)で組織を観察し、各5視野で撮像した。得られた組織写真を用い、合計で100個のTiCについて、その最大径 $d$ (ディスク上下面での最も大きい部分の直径)と、ディスク上下面に直交する方向におけるディスク状析出物の径(厚さ) $t$ とを測定し、それらの算術平均値(平均粒径 $d_{\text{def}} = (d + t) / 2$ )を、各鋼板におけるTiCの平均粒径と定義した。

40

#### 【0045】

また、得られた鋼板から、電解抽出用試験片を採取し、AA系電解液中で電解して、抽出残渣を捕集した。得られた電解抽出残渣を、透過型電子顕微鏡で観察し、TiCについて、EDX(エネルギー分散X線分光分析器)でTi濃度を、EELS(電子エネルギー損失分光分析器)でC濃度を定量し、TiC中のTiとCの原子数比Ti/Cを算出した。

#### (2)引張試験

50

得られた熱延鋼板から、引張方向が圧延方向と平行になるようにJIS 5号試験片（GW：25mm、GL：50mm）を採取した。採取位置は、鋼板長手方向で先端から150mmの位置で、幅中央位置と、幅方向端から内側に50mmの幅端側位置の2箇所とし、各箇所各1本採取した。得られた引張試験片を用いて、JIS Z2241の規定に準拠して引張試験を行い、引張特性（降伏強さYS、引張強さTS）を測定した。幅中央位置と幅端側位置との降伏強さの差YSを求め、強度変動の指標とした。なお、YSが20MPa以下である場合を、強度変動が少ないとして、それ以外の場合を×として評価した。

(3) 穴拡げ試験

得られた熱延鋼板から、穴拡げ試験片（130×130mm）を切り出し、試験片の中央位置に、ポンチで10mmの穴をクリアランス12.5%で打ち抜き、ポンチの打抜き方向に、頂角60度の円錐ポンチを挿入し、穴を拡げた。板厚を貫通する明瞭な亀裂が発生した段階で円錐ポンチの挿入を中止し、試験片を取り出してその穴の直径を測定した。穴拡げ後の穴径と穴拡げ前の穴径の差を穴拡げ前の値で割り、それに100を書けた数字を穴拡げ率（%）として算出し、伸びフランジ性の指標とした。なお、穴拡げ率100%以上の場合を伸びフランジ性に優れると評価した。

【0046】

得られた結果を表3に示す。

【0047】

【表1】

鋼No.	化学成分(質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	B	その他	
A	0.002	0.01	0.45	0.005	0.0008	0.045	0.0038	0.075	-	-	比較鋼
B	0.015	0.01	0.45	0.005	0.0007	0.041	0.0035	0.075	-	-	適合鋼
C	0.025	0.01	0.46	0.005	0.0008	0.042	0.0038	0.075	-	-	適合鋼
D	0.035	0.01	0.45	0.005	0.0007	0.048	0.0041	0.076	-	-	適合鋼
E	0.075	0.01	0.45	0.005	0.0008	0.045	0.0038	0.075	-	-	比較鋼
F	0.031	0.04	0.05	0.006	0.0025	0.038	0.0042	0.085	-	-	適合鋼
G	0.031	0.04	0.12	0.006	0.0024	0.038	0.0041	0.085	-	-	適合鋼
H	0.031	0.02	0.25	0.006	0.0026	0.037	0.0043	0.086	-	-	適合鋼
I	0.031	0.04	0.48	0.007	0.0024	0.038	0.0041	0.085	-	-	適合鋼
J	0.031	0.04	0.95	0.006	0.0025	0.038	0.0042	0.084	-	-	比較鋼
K	0.028	0.01	0.38	0.012	0.0030	0.052	0.0034	0.013	0.0015	-	比較鋼
L	0.028	0.01	0.38	0.012	0.0028	0.054	0.0035	0.068	0.0016	-	適合鋼
M	0.028	0.01	0.38	0.012	0.0027	0.053	0.0032	0.072	0.0014	-	適合鋼
N	0.028	0.01	0.37	0.012	0.0028	0.051	0.0031	0.085	0.0015	-	適合鋼
O	0.028	0.01	0.38	0.012	0.0028	0.052	0.0033	0.12	0.0015	-	比較鋼
P	0.031	0.05	0.41	0.024	0.0009	0.061	0.0041	0.084	0.0010	-	適合鋼
Q	0.031	0.04	0.41	0.021	0.0009	0.062	0.0042	0.085	0.0011	-	適合鋼
R	0.032	0.03	0.41	0.024	0.0009	0.063	0.0042	0.084	0.0010	-	適合鋼
S	0.028	0.05	0.33	0.024	0.0018	0.038	0.0038	0.085	-	-	適合鋼
T	0.028	0.09	0.35	0.022	0.0019	0.037	0.0032	0.084	-	-	適合鋼
U	0.028	0.08	0.34	0.025	0.0017	0.038	0.0031	0.085	-	-	適合鋼
V	0.028	0.35	1.50	0.024	0.0010	0.025	0.0041	0.15	-	-	比較鋼
W	0.050	0.68	1.59	0.017	0.0020	0.036	0.0041	0.22	-	-	比較鋼
X	0.031	1.02	1.49	0.011	0.0010	0.028	0.0025	0.11	-	-	比較鋼
Y	0.025	1.12	0.61	0.010	0.0015	0.038	0.0031	0.091	-	-	比較鋼
Z	0.017	0.01	0.45	0.005	0.0008	0.045	0.0038	0.075	-	Cs:0.0025,Zn:0.0015	適合鋼
1A	0.015	0.01	0.45	0.005	0.0007	0.041	0.0035	0.075	-	Cu:0.1, Ni:0.15,Sn:0.0012	適合鋼
2A	0.025	0.01	0.46	0.005	0.0008	0.042	0.0038	0.075	-	Sn:0.012, Cu:0.16	適合鋼
3A	0.035	0.01	0.45	0.005	0.0007	0.048	0.0041	0.076	-	Ca:0.0012,Pb:0.012	適合鋼
4A	0.075	0.01	0.45	0.005	0.0008	0.045	0.0038	0.075	-	Mo:0.12, Cr:0.04,W:0.011	適合鋼
5A	0.031	0.04	0.05	0.006	0.0025	0.038	0.0042	0.085	-	As: 0.0008, Sb:0.0073	適合鋼
6A	0.031	0.04	0.12	0.006	0.0024	0.038	0.0041	0.085	-	Co:0.0056,Mg:0.0008,Ta: 0.0021	適合鋼
7A	0.031	0.01	0.45	0.011	0.0010	0.028	0.0025	0.075	-	V:0.03, Nb:0.02,Zr:0.0015,REM:0.012	適合鋼

【0048】

【表 2】

鋼板No.	鋼No.	熱間圧延				備考
		加熱温度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	平均冷却 速度* (°C/s)	巻取り温 度 (°C)	
1	A	1250	910	55	620	比較例
2	B	1250	910	55	620	本発明例
3	C	1250	910	55	620	本発明例
4	D	1250	910	55	620	本発明例
5	E	1250	910	55	620	比較例
6	F	1250	930	60	670	本発明例
7	G	1250	930	60	670	本発明例
8	H	1250	930	60	670	本発明例
9	I	1250	930	60	670	本発明例
10	J	1250	930	60	670	比較例
11	K	1230	900	80	640	比較例
12	L	1230	800	80	640	比較例
13	M	1230	900	80	640	本発明例
14	N	1230	900	80	640	本発明例
15	O	1230	900	80	640	比較例
16	P	1260	940	100	630	本発明例
17	Q	1260	940	100	630	本発明例
18	R	1260	940	100	630	本発明例
19	S	1240	940	120	630	本発明例
20	T	1240	940	120	630	本発明例
21	U	1240	940	60	500	比較例
22	V	1230	895	75	620	比較例
23	W	1200	850	200	500	比較例
24	X	1200	870	11	640	比較例
25	Y	1260	920	65	620	比較例
26	Z	1250	910	65	620	本発明例
27	1A	1250	930	80	650	本発明例
28	2A	1260	910	120	630	本発明例
29	3A	1250	925	160	640	本発明例
30	4A	1250	930	140	680	本発明例
31	5A	1250	930	85	610	本発明例
32	6A	1250	940	90	620	本発明例
33	7A	1200	930	75	630	本発明例
34	I	1250	930	60	670	本発明例
35	I	1250	1070	60	640	比較例
36	I	1250	930	15	640	比較例
37	I	1250	930	60	490	比較例
38	I	1250	930	60	780	比較例

\*) 仕上圧延終了後から750°Cまでの温度域での平均

【 0 0 4 9 】

10

20

30

【表 3】

鋼板 No.	鋼No.	組織					引張特性		伸びフラン ジ性 穴拡げ率 (%)	強度変動		備考
		種類*	F分率 (面積%)	F結晶 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	TiCの 大きさ (nm)	Ti/C**	降伏強さ YS (MPa)	引張強さ TS (MPa)		幅方向の 強度差 $\Delta Y S$ *** (MPa)	評価	
1	A	F	100	23	13	1.2	275	302	195	21	×	比較例
2	B	F	100	8	2	0.9	569	625	112	8	○	本発明例
3	C	F	100	5	3	0.8	578	635	110	3	○	本発明例
4	D	F	100	6	3	0.8	586	644	105	3	○	本発明例
5	E	F+P	85	10	4	0.8	532	585	60	55	×	比較例
6	F	F+P	96	15	3	0.8	531	540	140	3	○	本発明例
7	G	F	100	5	3	0.8	548	602	115	8	○	本発明例
8	H	F	100	4	3	0.8	551	605	110	5	○	本発明例
9	I	F	100	3	4	0.9	555	610	110	4	○	本発明例
10	J	F+P	80	4	4	1.3	642	706	45	26	×	比較例
11	K	F+P	85	21	二	—	355	390	45	31	×	比較例
12	L	F	100	0.7	2	0.7	532	585	86	35	×	比較例
13	M	F	100	4	3	0.7	578	635	114	5	○	本発明例
14	N	F	100	4	3	0.7	576	633	116	5	○	本発明例
15	O	F	100	4	23	1.3	504	554	95	25	×	比較例
16	P	F	100	5	4	0.8	578	635	110	5	○	本発明例
17	Q	F	100	5	4	0.8	581	638	121	4	○	本発明例
18	R	F	100	5	4	0.8	577	634	105	3	○	本発明例
19	S	F	100	6	4	0.8	553	608	111	0	○	本発明例
20	T	F	100	5	4	0.8	560	615	108	1	○	本発明例
21	U	F+P	20	0.7	2	1.1	487	535	54	48	×	比較例
22	V	F+P	80	15	11	1.2	558	613	41	47	×	比較例
23	W	F+B	10	0.8	二	—	660	725	54	45	×	比較例
24	X	F+P	80	34	16	1.2	642	706	49	55	×	比較例
25	Y	F+P	90	11	12	1.1	523	561	85	33	×	比較例
26	Z	F	100	5	2	0.8	560	615	130	8	○	発明例
27	1A	F	100	6	3	0.9	580	637	120	7	○	発明例
28	2A	F	100	5	2	0.8	570	626	115	5	○	発明例
29	3A	F	100	4	3	0.8	566	622	130	6	○	発明例
30	4A	F	100	5	4	0.8	541	595	125	9	○	発明例
31	5A	F	100	3	2	0.9	561	616	130	3	○	発明例
32	6A	F	100	4	3	0.8	532	585	145	5	○	発明例
33	7A	F	100	5	2	0.8	588	646	110	7	○	発明例
34	I	F	100	3	4	0.9	555	610	110	4	○	発明例
35	I	F	100	15	12	1.2	510	575	95	31	×	比較例
36	I	F+P	94	14	15	1.1	475	560	90	35	×	比較例
37	I	F+B	80	5	4	0.8	477	570	65	39	×	比較例
38	I	F+P	88	16	18	1.3	433	525	55	40	×	比較例

\*) F: フェライト、P: パーライト、B: ベイナイト

\*\*) TiCにおけるTiとCの原子数比

\*\*\*) 鋼板幅中央位置と幅端から50mmの位置における降伏強さの差

## 【0050】

本発明例はいずれも、降伏強さYS: 530MPa以上の高強度を維持しつつ、YSが20MPa以下と幅方向での強度変動が少なく、コイル内での機械的特性の変動が小さくなっており、しかも、穴拡げ率が100%以上と伸びフランジ性にも優れた高強度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YS: 530MPa未満と強度が低下しているか、YSが20MPaを超えて幅方向での強度変動が大きくなっているか、穴拡げ率が100%未満と伸びフランジ性が低下しているか、或いはそれらがすべて低下している。

(実施例2)

表1に示す鋼No.H、No.Mの組成の溶鋼を転炉で溶製し、実施例1と同様に、連続鋳造法でスラブ(肉厚: 270mm)とした。これらのスラブを、表2に示す鋼板No.8、No.12と同様の条件で、加熱し、粗圧延、仕上圧延を施し、さらに加速冷却し、コイル状に巻取り、板厚2.6mmの熱延鋼板とした。得られたコイルについて、表4に示す長手方向の各位置で、板幅方向中央部から、JIS 5号引張試験片、穴拡げ試験片を採取し、実施例1と同様の条件で引張試験、穴拡げ試験を実施した。得られた結果を表4に示す。なお、長手方向の40

10

20

30

40

50

m位置を基準にして長手方向各位置での降伏強さの差 YSも併せて示す。

【 0 0 5 1 】

【表 4】

鋼板 No.	鋼No.	長手方向の 位置(m)	機械的性質				評価	備考
			YS(MPa)	$\Delta YS^*$	TS(MPa)	穴拡張率(%)		
39	H	40	550	-	606	125	○	本発明例
40		100	551	-1	605	120	○	本発明例
41		300	548	2	602	124	○	本発明例
42		500	552	-2	607	128	○	本発明例
43		700	551	-1	605	121	○	本発明例
44	M	40	581	-	630	110	○	本発明例
45		100	582	-1	632	110	○	本発明例
46		300	585	-4	633	118	○	本発明例
47		500	581	0	628	116	○	本発明例
48		700	581	0	631	109	○	本発明例

\*:長手方向40m位置を基準とした場合の長手方向各位置での降伏強さの差

【 0 0 5 2 】

いずれのコイルにおいても長手方向の機械的特性の変化は小さい。

10

20

30

40

---

フロントページの続き

- (72)発明者 宇張前 洋  
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 中野 浩  
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 木津 太郎  
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 守安 太郎

- (56)参考文献 特開2010-053434(JP,A)  
特開2010-255016(JP,A)  
特開2003-321736(JP,A)  
国際公開第2011/162418(WO,A1)  
国際公開第2011/162412(WO,A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- |      |               |
|------|---------------|
| C22C | 38/00 - 38/60 |
| C21D | 9/46          |