

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5482779号
(P5482779)

(45) 発行日 平成26年5月7日(2014.5.7)

(24) 登録日 平成26年2月28日(2014.2.28)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 3 O 1 W
C 22 C 38/14	(2006.01) C 22 C 38/14
C 22 C 38/60	(2006.01) C 22 C 38/60
C 21 D 9/46	(2006.01) C 21 D 9/46 T
C 23 C 2/40	(2006.01) C 23 C 2/40

請求項の数 7 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2011-285917 (P2011-285917)
(22) 出願日	平成23年12月27日(2011.12.27)
(65) 公開番号	特開2013-133525 (P2013-133525A)
(43) 公開日	平成25年7月8日(2013.7.8)
審査請求日	平成25年12月11日(2013.12.11)

早期審査対象出願

(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
(74) 代理人	100152973 弁理士 鈴木 葉子
(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】打抜き性と伸びフランジ加工性に優れた高張力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 ~ 0.055 %,

Si : 0.1 % 以下、

Mn : 0.6 % 以下、

P : 0.025 % 以下、

S : 0.02 % 以下、

N : 0.0020 ~ 0.0100 %、

Al : 0.1 % 以下、

Ti : 0.055 ~ 0.12 %

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成と、平均径が6nm未満であるTiを含む微細炭化物がフェライト結晶粒内に分散し、該フェライト結晶粒が金属組織の95%以上の面積を占めており、該フェライト結晶粒からなる金属組織中に平均サイズが20nm以上であるTiNが分散した組織と、を有することを特徴とする引張強さTS : 590MPa以上750MPa以下の高張力熱延鋼板。

【請求項 2】

前記組成に加えてさらに、質量 % で B : 0.0035 % 以下を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の高張力熱延鋼板。

【請求項 3】

前記組成に加えてさらに、質量 % で、Cu、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hf のいずれか 1 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 に高張力熱延鋼板。

【請求項 4】

10

20

鋼板表面にめっき皮膜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張力熱延鋼板。

【請求項 5】

質量 % で、

C : 0.010 ~ 0.055 %,

Si : 0.1 % 以下、

Mn : 0.6 % 以下、

P : 0.025 % 以下、

S : 0.02 % 以下、

N : 0.0020 ~ 0.0100 %、

Al : 0.1 % 以下、

Ti : 0.055 ~ 0.12 %

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成の溶鋼を、铸造速度 : 5 m/min以下の連續铸造法で鋼素材とした後、該鋼素材に、加熱温度 : 1230 以上に加熱したのち、圧延開始温度 : 1200 以上とする粗圧延と、圧延終了温度 : 900 以上とする仕上圧延とかなる熱間圧延を施し、ついで冷却し、巻取り温度 : 580 以上で巻き取ることを特徴とする、引張強さTS : 590MPa以上750MPa以下の高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記組成に加えてさらに、質量 % で B : 0.0035 % 以下を含有することを特徴とする請求項 5 に記載の高張力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、Cu、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hfのいずれか 1 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 5 または 6 に記載の高張力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、配電盤や建築用などの構造用部材として好適な、引張強さTSが590 ~ 750MPaの高強度を有する伸びフランジ加工性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法に係り、とくに打抜き性の向上に関する。

【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CO₂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。たとえば、自動車の足回り部品用鋼板の高強度化は、自動車車体の大幅な軽量化に繋がり、自動車の燃費向上に極めて有効な手段となる。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っている。また、他の構造部材についても軽量化のために高強度化の要望が強くなっている。

【0003】

鋼板の高強度化に伴い、加工性、特に伸びフランジ加工性が劣化することから、高強度化し、伸びフランジ加工性を向上させるための各種技術が提案されてきた。そのなかでも、金属組織を実質的にフェライト相単相とし、フェライト相の粒内に微細炭化物を析出させた組織を用いる技術は、高強度と優れた伸びフランジ加工性とを兼備させるために有用な技術であることが知られている。

【0004】

実質的にフェライト相単相の金属組織を有し、伸びフランジ加工性に優れた高張力鋼板としては、例えば、特許文献 1 には、伸びフランジ性に優れた超微細フェライト組織高強度熱延鋼板が提案されている。特許文献 1 に記載された技術は、wt % で、C : 0.01 ~ 0.10 %、Si : 1.5 % 以下、Mn : 1.0超 ~ 2.5 %、P : 0.15 % 以下、S : 0.008 % 以下、Al : 0.01 ~ 0.08 %、Ti, Nb の 1 種又は 2 種の合計 : 0.10 ~ 0.60 % を含む組成と、フェライト量が面積率で95 % 以上で、かつフェライトの平均結晶粒径が2.0 ~ 10.0 μm で、マルテンサイトお

10

20

30

40

50

より残留オーステナイトを含まない組織とを有し、引張強さが490MPa以上で、伸びフランジ性に優れた超微細フェライト組織高強度熱延鋼板である。特許文献1に記載された技術では、Mn含有量を1.0%超~2.5%とすることにより、鋼板強度が向上するとともに微細フェライト粒が得られ、高強度化が達成できるとしている。また、特許文献1に記載された技術では、疲労強度も向上するとしている。

【0005】

また、特許文献2には、質量%で、C:0.01~0.1%、S:0.03%以下、N:0.005%以下、Ti:0.05~0.5%、Si:0.01~2%、Mn:0.05~2%、P:0.1%以下、Al:0.005~1.0%を含み、さらに(Ti-48/12C-48/14N-48/32S)が0%以上を満たす範囲でTiを含有する組成と、鋼中の粒子で5nm以上のTiを含む析出物の平均サイズが $10^1 \sim 10^3$ nmで、最小間隔が 10^1 nm超 10^4 nm以下である、引張強さが640MPa以上でバーリング加工性と疲労特性に優れた熱延鋼板が提案されている。

【0006】

また、特許文献3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、P:0.1%以下、S:0.005%以下、Al:0.5%以下、N:0.009%以下に制限し、更に、Nb、Mo、Vの含有量の合計を0.01%以下に制限し、Ti/C:0.375~1.6であり、結晶粒内のTiC析出物の平均直径が0.8~3nmで、平均個数密度が 1×10^{17} 個/cm³で、引張強度が540~650MPaである省合金型高強度熱延鋼板が提案されている。

【先行技術文献】

20

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開2000-328186号公報

【特許文献2】特開2002-161340号公報

【特許文献3】特開2011-26690号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

鋼板を素材とする自動車部品の多くは、プレス加工によって成形される。鋼板は、プレス成形に先立ち、プランクと呼ばれる成形に適した形状に打ち抜かれる。打ち抜きに際しては、打ち抜き端面の性状が乱れないことが重要とされる。打ち抜き端面は、剪断面と破断面に分けられるが、「打ち抜き端面が乱れる」とは、特に破断面の性状が粗くなることをいう。そして、「破断面の性状が粗くなる」とは、破断面で大きな開口が生じる場合や、剪断面部分と破断面部分とが剥離するように分かれの場合や、破断面が異常に剪断面に対して傾いている場合をいう。破断面での開口や剪断面部分と破断面部分とが剥離するような開口が存在することは、引き継ぎ行われるプレス成形の際に、割れの原因となるとともに、部品の外観や耐食性を劣化させる。また、破断面が剪断面に対して傾くことは、プランクの寸法精度を劣化させ、最終製品(部品)の寸法精度を低下させる原因となる。

【0009】

特許文献1、特許文献2、特許文献3のいずれにも打ち抜き性についての記載はなく、打ち抜き性については、今まであまり詳細な検討は行われてこなかった。

30

本発明者らの検討によれば特許文献1に記載された技術では、鋼板のMn含有量が高いため、鋼板中にMnが偏析した箇所(Mn偏析部)が多数存在し、打ち抜きの際に、このMn偏析部から割れが生じやすくなる。そのため、特許文献1に記載された技術で製造された鋼板における打ち抜き端面破断面の性状は良好であるとはいえない。

【0010】

また、特許文献2に記載された技術では、Tiを所定量含有し、Ti炭化物を形成することにより、固溶Cの低減を図っている。しかし、本発明者らの検討によれば、次のような問題があった。Cに対して過剰のTiを含有させると、Ti炭化物が粗大化し易く、590MPa以上の引張強さを安定的に得られない。そしてまた、TiによりCが完全に固定されるため、粗

40

50

大なセメントタイトが生成しなくなり、打抜き時にマイクロボイドが発生しにくくなる。このために、打抜き端面では一つのマイクロボイドが大きく成長しやすくなり、剪断面と破断面の境界近傍で1つのマイクロボイドの成長で開口が生じやすくなる。また、破断面の剪断面に対する傾き角度も大きくなり、プランクの寸法精度が低下する。そのため、特許文献2に記載された技術で製造された熱延鋼板は、打抜き性に優れた熱延鋼板であるとはいひ難い。

【0011】

また、特許文献3に記載された技術では、実施例にも示されているように、得られる鋼板の引張強さは540～650MPaの範囲であり、引張強さが590MPa未満である場合もあり、優れた打抜き性と伸びフランジ加工性を保持しながら、引張強さ590MPa以上を安定して確保できるまでの高強度化を確保できるまでに至っていないという問題があった。10

本発明は、かかる従来技術の問題を有利に解決し、自動車部品用の素材として好適な、引張強さTS：590MPa以上750MPa以下の高強度を有し、優れた打抜き性と優れた伸びフランジ加工性とを兼備する高張力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。

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者らは、上記した目的を達成するため、伸びフランジ加工性と打抜き性に及ぼす各種要因について鋭意検討した。

材料（鋼板）をポンチで所定形状に打抜く際には、まず、材料（鋼板）にめり込んだポンチの先端近傍で、材料（鋼板）内にマイクロボイドが多数発生する。そして、それらが連結、合体して、大きな亀裂に成長する。成長した亀裂が板厚方向に材料（鋼板）を貫通して、打抜きが完了する。このときに、ボイドの起点となるのは、主として材料（鋼板）中に分散して存在する粗大な介在物や析出物である。しかし、介在物や析出物が材料（鋼板）中に分散して存在すれば、その析出物や介在物が破壊の起点となり、伸びフランジ加工性が低下する。このようなことから、従来から、伸びフランジ加工性と打抜き性とは両立しがたいものであると考えられていた。20

【0013】

そこで、本発明者らは、高強度化したうえで、打抜き性と伸びフランジ加工性とを両立すべく、更なる検討を鋭意行った。その結果、6nm未満の微細なTiを含む炭化物をフェライト結晶粒内に分散し、このフェライト結晶粒が金属組織の面積率で95%以上を占め、さらに、Ti窒化物、それも比較的粗大なTi窒化物をフェライト結晶粒からなる金属組織中に分散させることを思い付いた。Ti窒化物はフェライト結晶粒に比べて硬質であり、打抜き時のマイクロボイド形成の起点になり、しかも20nm以上の比較的粗大なTi窒化物とすれば、Ti窒化物の分散が疎になるために伸びフランジ加工性には顕著な悪影響を及ぼさないことを突き止めた。30

【0014】

伸びフランジ加工性を向上させるためには、まず、光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡で500～5000倍程度で観察される金属組織を転位密度が低いフェライト結晶粒で占める必要があり、そして、この個々のフェライト結晶粒中に、大きさ6nm未満の微細なTiを含む炭化物を密に分散析出させて析出強化すれば、所望の高強度を確保できる。さらにフェライト結晶粒からなる金属組織中に、20nm以上の大きさのTiNを疎に分散させることにより、所望の高強度と優れた伸びフランジ加工性を維持しつつ、新たに打抜き性が向上することを見出した。40

【0015】

本発明は上記した知見に基づき、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：0.010～0.055%、Si：0.1%以下、Mn：0.6%以下、P：0.025%以下、S：0.02%以下、N：0.0020～0.0100%、Al：0.1%以下、Ti：0.055～0.12%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成と、平均径が6nm未満であるTiを含む微細炭化物がフェライト結晶粒内に分散し、該フェライト結晶粒が金属組織の95%以上の面積50

を占め、該フェライト結晶粒からなる金属組織中に平均サイズが20nm以上であるTiNが分散した組織と、を有することを特徴とする引張強さTS：590MPa以上750MPa以下の高張力熱延鋼板。

(2)(1)において、前記組成に加えてさらに、質量%でB：0.0035%以下を含有することを特徴とする高張力熱延鋼板。

(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、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hfのいずれか1種以上を合計で、1%以下含有することを特徴とする高張力熱延鋼板。

(4)(1)ないし(3)のいずれかにおいて、鋼板表面にめつき皮膜を有することを特徴とする高張力熱延鋼板。 10

(5)質量%で、C：0.010～0.055%、Si：0.1%以下、Mn：0.6%以下、P：0.025%以下、S：0.02%以下、N：0.0020～0.0100%、Al：0.1%以下、Ti：0.055～0.12%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成の溶鋼を、铸造速度：5m/min以下の連続铸造法で鋼素材とした後、該鋼素材に、加熱温度：1230以上に加熱したのち、圧延開始温度：1200以上とする粗圧延と、圧延終了温度：900以上とする仕上圧延とからなる熱間圧延を施し、ついで冷却し、巻取り温度：580以上で巻き取ることを特徴とする、引張強さTS：590MPa以上750MPa以下の高張力熱延鋼板の製造方法。

(6)(5)において、前記組成に加えてさらに、質量%でB：0.0035%以下を含有することを特徴とする高張力熱延鋼板の製造方法。

(7)(5)または(6)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hfのいずれか1種以上を合計で1%以下含有することを特徴とする高張力熱延鋼板の製造方法。 20

【発明の効果】

【0016】

本発明によれば、自動車をはじめとする輸送機械類の部品、、配電盤や建築用などの構造用部材として好適な、引張強さTS：590～750MPaの高強度を有し、且つ優れた打抜き性と優れた伸びフランジ加工性とを兼備する高張力熱延鋼板を容易に製造でき、産業上格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【0017】

【図1】打抜き端面の性状と開口長さの測定方法を示す説明図である。 30

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下、本発明について詳細に説明する。

本発明熱延鋼板は、質量%で、C：0.010～0.055%、Si：0.1%以下、Mn：0.6%以下、P：0.025%以下、S：0.02%以下、N：0.0020～0.0100%、Al：0.1%以下、Ti：0.055～0.12%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有する。まず、本発明熱延鋼板の組成限定の理由について説明する。なお、以下、質量%は、特に断らない限り%で記す。

【0019】

C：0.010～0.055%

Cは、微細炭化物を形成し、鋼板の強度を増加する作用を有する。所望の引張強さである590MPa以上の高強度を確保するためには、0.010%以上の含有を必要とする。0.010%未満では、590MPa級の引張強さを得るための微細炭化物を確保することができない。一方、0.055%を超える含有は、強度が増加しすぎるうえ、パーライトが形成されやすくする。パーライトは伸びフランジ加工時にボイドの起点となるため、パーライトの形成は、伸びフランジ加工性を低下させる要因となる。このため、Cは0.010～0.055%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.04～0.06%、より好ましくは0.04～0.05%である。

【0020】

Si：0.1%以下

10

20

30

40

50

Siを、0.1%を超えて含有すると、Siの偏析により打抜き性が劣化しやすくなるとともに、伸びフランジ性が低下することから、Siは0.1%以下に限定した。なお、好ましくは0.05%以下である。

Mn : 0.6%以下

Mnを、0.6%を超えて含有すると、Mnの偏析が生じやすくなる。Mnが偏析した箇所、Mn偏析部（ミクロ偏析）では、打抜き時に偏析に沿って開口が生じやすく、そのため、打抜き性が低下する。このようなことから、Mnは0.6%以下に限定した。なお、好ましくは0.5%以下である。

【0021】

P : 0.025%以下

10

Pを、0.025%を超えて多量に含有すると偏析が顕著になり、偏析に沿って開口が生じやすくなり、打抜き性が低下する。本発明では、偏析を抑制する観点から、できるだけ低減することが好ましい。このようなことから、Pは0.025%以下に限定した。なお、好ましくは0.020%以下である。

【0022】

S : 0.02%以下

Sは、Mn、Tiを含有する本発明では、Tiと結合してTiSを、Mnと結合してMnSを形成する。これらの硫化物は、フェライト粒界に析出して伸びフランジ加工性を低下させる。このため、Sは0.02%以下に限定した。なお、好ましくは0.01%以下であり、さらに好ましくは0.001%以下である。

20

【0023】

N : 0.0020 ~ 0.0100%

Nは、本発明では重要な元素で、Tiと結合して硬質なTiNを形成し、打抜き時にマイクロボイド形成の起点となり、打抜き破断面の粗さを低減し、打抜き性を向上させる。N量が0.0020%未満では、TiN量が少なくなり、打抜き時のマイクロボイド形成の起点が少なくなつて打抜き破断面が粗くなり、打抜き性が低下する。一方、0.0100%を超えて多くなると、TiNが凝集し、粗大化するため、伸びフランジ加工性が低下するとともに、打抜き性をも逆に低下させる。このため、Nは0.0020 ~ 0.0100%の範囲に限定した。

【0024】

Al : 0.1%以下

30

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には0.001%以上含有することが望ましい。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると、脱酸生成物が凝集し、粗大化するため、伸びフランジ加工性、打抜き性がともに低下する。このため、Alは0.1%以下に限定した。

【0025】

Ti : 0.055 ~ 0.12%

Tiは、本発明において最も重要な元素である。Tiは微細な炭化物を形成することにより、優れた伸びフランジ加工性を維持しつつ、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には、0.055%以上の含有を必要とする。Tiが0.055%未満では、所望の高強度を確保できない。一方、0.12%を超えて多量に含有すると、590MPa級を超えて強度が高くなり、590MPa級として期待される伸びフランジ加工性が低下する。このため、Tiは0.055 ~ 0.12%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.065 ~ 0.095%である。

40

【0026】

上記した成分が基本の成分であるが、基本組成に加えて選択元素として、B : 0.0035%以下、および／または、Cu、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hfのうちの1種または2種以上を合計で1%以下、を、必要に応じて選択して含有できる。

B : 0.0035%以下

Bは、オーステナイト粒界に偏析して、圧延後のフェライト変態を遅延させ、Tiを含む炭化物を微細化する元素であり、このような効果を得るためにには、0.0010%以上含有する

50

ことが望ましい。一方、0.0035%を超えて含有すると、 $\text{Fe}_{2-3}(\text{CB})_6$ が析出し、打抜き性が低下する。このため、含有する場合には、Bは0.0035%以下に限定することが好ましい。

【0027】

上記した成分に加えて、本発明では、Cu、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、Cr、Mo、Sb、W、Nb、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr、Hfのうちの1種または2種以上を含有してもよいが、含有する場合には合計で1%以下とすることが好ましい。なお、より好ましくは合計で0.5%以下である。

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。

【0028】

本発明熱延鋼板は、上記した組成に加えて、平均径が6nm未満であるTiを含む微細炭化物が分散したフェライト結晶粒と、該フェライト結晶粒が面積率で95%以上を占め、該フェライト結晶粒中に平均サイズが20nm以上であるTiNが分散した組織を有する。

つぎに、本発明熱延鋼板の組織限定の理由を説明する。

組織全体に対する面積率で95%以上を占めるフェライト結晶粒

優れた伸びフランジ加工性を確保するためには、金属組織を転位密度の低い延性に優れたフェライト結晶粒で構成することが有効である。ここでいう「フェライト結晶粒で構成する」とは、金属組織の100%がフェライト結晶粒で占められるだけでなく、実質的にフェライト結晶粒で占められる場合であっても十分に所望の特性を確保できる。「実質的にフェライト結晶粒で占められる場合」とは、フェライト結晶粒が組織全体に対する面積率で95%以上である金属組織をいうものとする。なお、好ましくは面積率で97%以上である。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を用いて500~5000倍程度で観察したときに認められる組織を指す。

【0029】

なお、本発明の熱延鋼板において、フェライト結晶粒以外の組織としては、セメンタイト、パーライト、ベイナイト相、マルテンサイト相、残留オーステナイト相等が挙げられ、これらの合計は組織全体に対する面積率で5%程度以下、好ましくは3%程度以下であれば許容される。

Tiを含む微細炭化物の平均径：6nm未満

Tiを含む炭化物は、その平均径が極めて小さい微細炭化物となる傾向が強く、このような微細炭化物をフェライト結晶粒内に分散析出させることにより熱延鋼板の高強度化を図ることができる。

【0030】

高強度化の観点からは、Tiを含む微細炭化物を小さくすることが重要となる。本発明における所望の高強度（引張強さ：590MPa以上）を確保するためには、Tiを含む微細炭化物の平均径を10nm以下とすれば、十分である。しかし、優れた打抜き性を確保するために分散析出させる比較的大なTiNにより、多少の伸びフランジ加工性の低下が避けられないため、この伸びフランジ加工性の低下を補う目的で、Tiを含む微細炭化物の平均径を6nm未満とした。これは、Tiを含む微細炭化物（TiC等）の伸びフランジ性への悪影響をできるだけ少なくしておくためである。Tiを含む微細炭化物（TiC等）の平均径を小さく限定することにより、Ti窒化物による伸びフランジ加工性の低下を十分に防止できる。なお、Tiを含む微細炭化物の平均径を3nm以下とすると、伸びフランジ加工性の向上が顕著となる。Tiを含む微細炭化物の平均径が0.6nmを下回ると転位がTiを含む炭化物を迂回して進むようになり、所望の高強度を確保できなくなる。このため、Tiを含む炭化物の平均径は0.6nm以上とすることが好ましい。

【0031】

TiNの平均サイズ：20nm以上

TiNを分散させることは、本発明ではきわめて重要である。本発明では、Tiを含有させ、Tiを含む微細炭化物を分散析出させて、鋼板の高強度化を図っているが、Tiの含有により、TiNも分散析出する。従来、TiNは、伸びフランジ加工性を低下させる析出物として、

10

20

30

40

50

分散析出を抑制することが試みられてきた。しかし、本発明では、TiNを打抜き性向上のために、積極的に利用する。打抜き性を向上させるため、TiNの平均サイズを20nm以上に限定した。20nm以上と、比較的粗大なTiNは、打抜き加工時のマイクロボイドの起点として作用する。一方、1μmを超えて粗大化すると、TiNが凝集してTiNの個数が減少し、打抜き加工時のマイクロボイドの起点が少なくなり、打抜き破断面が粗くなり、打抜き性が低下する。このため、分散析出したTiNの平均サイズは、20nm以上、好ましくは1μm以下に限定した。なお、より好ましくは500nm以下である。

【0032】

また、本発明熱延鋼板は、表面にめっき皮膜を形成してもよい。鋼板表面にめっき皮膜を形成することにより、熱延鋼板の耐食性が向上し、厳しい腐食環境に晒される部品、例えば自動車の足回り部品の素材用として好適な熱延鋼板となる。なお、めっき皮膜としては、例えば溶融亜鉛めっき皮膜や合金化溶融亜鉛めっき皮膜、電気めっき皮膜等が挙げられる。

10

【0033】

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。

上記した組成を有する鋼素材に、粗圧延と仕上圧延とからなる熱間圧延を施し、ついで冷却し、巻き取って、熱延鋼板とする。

本発明の製造方法では、上記した組成を有する溶鋼を溶製し、連続铸造法で鋳造して得られた連続铸造製の鋼素材（スラブ）を出発素材として使用する。

本発明では、溶鋼の溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等の常用の溶製方法がいずれも適用できる。溶製された上記組成を有する溶鋼は、連続铸造法を用いて、所定形状の鋼素材（スラブ等）に鋳造される。

20

【0034】

本発明では、打抜き性向上のために、TiNの大きさを所定の平均サイズ以上となるように、調整する必要がある。TiNは主として1200以上の中温で析出するため、本発明では、鋳込み直後の鋼素材（スラブ）の引抜き速度、すなわち、連続铸造時の鋳造速度を調整し、TiNを所望の大きさに調整する。本発明では、連続铸造時の鋳造速度を5m/min以下に限定する。鋳造速度が5m/minを超えて速くなると、TiNの平均サイズが20nm未満と微細となり、打抜き性改善効果が得られない。このようなことから、連続铸造時の鋳造速度を5m/min以下に限定した。なお、好ましくは0.4~1.5m/min程度である。

30

【0035】

得られた連続铸造製鋼素材（スラブ）は、ついで、熱間圧延を施される。熱間圧延を施すにあたり、鋼素材は、加熱炉で1230以上の温度に再加熱される。TiNは、1200以上の高温で析出、成長させることで大きさを制御できることから、1230以上の高温に再加熱すれば、安定してTiNを所定値以上（20nm以上）の大きさに調整することができる。加熱温度が1230未満では、微細なTiNが存在する場合があり、十分な打抜き性向上効果が得られない場合がある。なお、1350を超える高温に加熱すると、TiNが異常に粗大化して、伸びフランジ加工性が低下する。このため、鋼素材の加熱温度は、1230以上、好ましくは1350以下に限定した。

【0036】

40

加熱された鋼素材は、ついで、粗圧延と仕上圧延からなる熱間圧延を施される。本発明では、熱間圧延は1200以上の温度で開始する。すなわち、粗圧延の開始は1200以上とする。圧延開始温度が1200未満と低くなると、圧延による歪み誘起析出で微細TiNが生じやすくなり打抜き性が低下する。このため、熱間圧延（粗圧延）開始温度は1200以上に限定した。

【0037】

粗圧延の条件は、所定形状の粗圧延バーを確保できればよく、圧延開始温度以外の条件はとくに限定する必要はない。

粗圧延終了後、ついで仕上圧延を施す。

仕上圧延は、仕上圧延終了温度を900以上とする圧延とする。仕上圧延終了温度が900

50

未満では、フェライト粒が圧延方向に伸展しやすく、そのため、打抜き後の破断面に開口が生じやすく、打抜き性が低下する。このようなことから、仕上圧延終了温度を900以上に限定した。

【0038】

仕上圧延終了後、冷却し、580 以上 の巻取り温度で巻き取る。

仕上圧延終了後の冷却は、とくに限定する必要はないが、750 までの平均冷却速度で50 / s 以上 とすることが、強度の観点から好ましい。冷却速度が平均で、50 / s 未満では、金属組織を実質的にフェライト結晶粒で占めることが難しくなる。このようなことから、平均冷却速度は、好ましくは50 / s 以上 とすることが好ましい。

【0039】

巻取り温度が580 未満では、組織が、フェライト相に加えて、帯状にベイナイト相が混在した金属組織を呈するようになる。このような帯状のベイナイト相が混在すると、打抜き面で開口が生じやすくなり、打抜き性が低下する。このため、巻取り温度は580 以上に限定した。なお、好ましくは650 以上である。また、巻取り温度の上限は、強度の観点から好ましくは750 以下である。

【0040】

なお、以上のようにして製造された熱延鋼板に対し、めっき処理により、鋼板表面にめっき皮膜を形成してもよい。めっき処理として、例えば、溶融亜鉛めっき処理を施し溶融亜鉛めっき皮膜を形成しても、或いは溶融亜鉛めっき処理後、更に合金化処理を施すことにより、鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき皮膜を形成してもよい。また、電気めっき処理を施して電気めっき皮膜を形成してもよい。

【0041】

以下、実施例に基づいてさらに、本発明について詳細に説明する。

【実施例】

【0042】

表1に示す組成の溶鋼を、転炉により溶製したのち、表2に示す铸造速度(引抜き速度)で連續铸造して、肉厚270mmのスラブ(鋼素材)とした。なお、鋼10のみ肉厚80mmとした。ついで、これらのスラブを、表2に示す加熱温度に加熱した後、表2に示す圧延開始温度で粗圧延を開始し、ついで表2に示す仕上圧延終了温度で仕上圧延を終了し、仕上圧延終了後、表2に示す冷却速度で冷却し、表2に示す巻取り温度で巻取り、板厚：2.0mmの熱延鋼板(鋼帯)とした。なお、一部の熱延鋼板(鋼板No.8, No.9, No.31, No.32, No.33)については、酸洗して表層のスケールを除去したのち、溶融亜鉛めっき処理(480 の亜鉛めっき浴(0.1%Al - Zn浴)中に浸漬)を施し、付着量：45g/m² の溶融亜鉛めっき皮膜を形成し、さらに520 で合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とした。

【0043】

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、穴抜け試験を行った。試験方法は次のとおりとした。

(1) 組織観察

得られた熱延鋼板から組織観察用試験片を採取し、圧延方向と平行な断面(L断面)を機械研磨し、ナイタール液で腐食したのち、走査型電子顕微鏡(倍率：3000倍)で組織観察を行い、撮像した。得られた組織写真を用いて、画像解析装置によりフェライト相、フェライト相以外の組織の種類、およびそれらの組織分率(面積率)を求めた。

【0044】

また、得られた熱延鋼板から透過型電子顕微鏡観察用薄膜を作製し、透過型電子顕微鏡で観察し、Tiを含む微細炭化物の平均径およびTiNの平均サイズを求めた。なお、Tiを含む微細炭化物の粒子径は、340000倍で30視野以上観察し撮像した。得られた組織写真を用い画像解析により、合計で300個以上のTiを含む微細炭化物について、円近似で直径をもとめ、それらの値を算術平均して、その鋼板(試験片)におけるTiを含む微細炭化物の平均径とした。

【0045】

10

20

30

40

50

また、TiNのサイズは、1000倍で10視野以上観察し撮像し、得られた組織写真を用い、画像解析により、合計で30個以上のTiNについてサイズを求めた。TiNは立方体又は直方体であることから、そのサイズを立方体では1辺の長さ、直方体では一番長い辺と短い辺を算術平均し、その値を個々のTiNのサイズとして求め、それらの値を算術平均して、その鋼板（試験片）におけるTiNの平均サイズとした。

(2) 引張試験

得られた熱延鋼板から、圧延方向に対し直角方向を引張方向とするJIS 5号引張試験片(GL: 50mm)を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施し、引張強さTSを求めた。

(3) 打抜き性試験

得られた熱延鋼板から、試験片（大きさ：50mm × 50mm）を採取し、30mm の円筒ポンチで打ち抜いた。なお、クリアランスは25%として打ち抜いた。打抜き後に、試験片の打抜き破面を観察し、破断面の開口部長さを測定した。開口部長さは、次のようにして算出した（図1参照）。

【0046】

開口部の両端と打抜き穴部の中心を結ぶ扇形を描き、その中心角 θ_i (rad.) を測定する。得られた中心角の合計

【0047】

【数1】

$$\theta = \sum_{i=1}^n \theta_i$$

【0048】

と扇形の半径r(15mm)との積 $r\theta$ を求め、開口部の長さとした。なお、開口部長さが10以下である場合を打抜き加工性が良好であると評価した。

(4) 穴拡げ試験

得られた鋼板から、穴拡げ試験片（大きさ：130mm × 130mm）を採取し、穴拡げ試験片にポンチにより初期直径 d_0 (10mm) の穴を打抜き加工で形成した。これら試験片を用いて、穴拡げ試験を実施した。試験は、打抜き加工で形成された穴に、頂角：60° の円錐ポンチを挿入し、該穴を押し広げ、亀裂が鋼板（試験片）を貫通したときの穴の径dを測定し、次式で定義される穴拡げ率 δ (%) を算出した。

【0049】

$$\text{穴拡げ率 } \delta (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$$

穴拡げ率 δ が100%以上ある場合を伸びフランジ性に優れたと評価した。

得られた結果を表3に示す。

【0050】

10

20

30

【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 0.005	0.01	0.21	0.008	0.007	0.035	0.0036	0.082	—	—		比較鋼
B 0.015	0.01	0.21	0.008	0.008	0.035	0.0037	0.082	—	—		適合鋼
C 0.035	0.01	0.23	0.008	0.007	0.035	0.0036	0.081	—	—		適合鋼
D 0.048	0.01	0.21	0.006	0.007	0.036	0.0035	0.082	—	—		適合鋼
E 0.071	0.01	0.21	0.007	0.007	0.035	0.0035	0.081	—	—		比較鋼
F 0.042	0.05	0.15	0.018	0.005	0.051	0.0055	0.061	0.0012	—		適合鋼
G 0.051	0.12	0.35	0.014	0.004	0.041	0.0045	0.085	0.0008	—		適合鋼
H 0.042	0.14	0.25	0.016	0.012	0.051	0.0031	0.081	0.0023	—		適合鋼
I 0.044	0.09	0.29	0.025	0.011	0.035	0.0028	0.065	—	—		適合鋼
J 0.038	0.05	0.34	0.003	0.0008	0.044	0.0051	0.078	—	—		適合鋼
K 0.045	0.12	0.11	0.007	0.002	0.051	0.0008	0.064	—	—		比較鋼
L 0.043	0.04	0.35	0.008	0.016	0.055	0.0045	0.025	—	—		比較鋼
M 0.042	0.05	0.28	0.008	0.018	0.056	0.0036	0.061	—	—		適合鋼
N 0.043	0.06	0.29	0.004	0.015	0.058	0.0035	0.085	—	—		適合鋼
O 0.039	0.05	0.28	0.007	0.017	0.059	0.0039	0.150	—	—		比較鋼
P 0.054	0.02	0.13	0.005	0.008	0.042	0.0045	0.076	0.0008	—		適合鋼
Q 0.055	0.01	0.28	0.012	0.007	0.043	0.0044	0.075	0.0009	—		適合鋼
R 0.035	0.02	0.48	0.012	0.008	0.042	0.0046	0.076	0.0009	—		適合鋼
S 0.035	0.01	0.51	0.014	0.007	0.042	0.0044	0.076	0.0006	—		適合鋼
T 0.036	0.02	1.35	0.012	0.007	0.041	0.0043	0.076	0.0009	—		比較鋼
U 0.038	0.10	0.50	0.010	0.003	0.030	0.0035	0.130	0.0030	Nb:0.03		比較鋼
V 0.041	0.03	0.38	0.008	0.001	0.030	0.0033	0.082	—	—		適合鋼
W 0.076	0.35	0.20	0.008	0.001	0.051	0.0019	0.055	—	Nb:0.002,V:0.003		比較鋼
X 0.049	0.04	0.21	0.008	0.002	0.033	0.0078	0.081	—	Cs:0.0030,Hf:0.0021		適合鋼
Y 0.051	0.03	0.21	0.007	0.001	0.031	0.0056	0.083	—	Cu:0.09,Ni:0.12		適合鋼
Z 0.048	0.04	0.22	0.008	0.001	0.034	0.0044	0.082	—	Sn:0.009,Cu:0.21		適合鋼
IA 0.049	0.03	0.21	0.007	0.001	0.031	0.0068	0.081	—	Ca:0.0025		適合鋼
IB 0.049	0.04	0.22	0.008	0.003	0.033	0.0051	0.082	—	Mo:0.11,Cr:0.08		適合鋼
IC 0.049	0.03	0.21	0.007	0.002	0.035	0.0048	0.082	—	As:0.0010,Sb:0.008		適合鋼
ID 0.024	0.04	0.45	0.015	0.005	0.064	0.0043	0.069	—	Co:0.0061		適合鋼
IE 0.025	0.04	0.44	0.013	0.006	0.068	0.0041	0.071	—	V:0.04,Nb:0.015		適合鋼
IF 0.024	0.05	0.43	0.013	0.004	0.064	0.0042	0.065	0.0012	Zr:0.09,V:0.04		適合鋼
IG 0.024	0.04	0.44	0.014	0.005	0.066	0.0052	0.078	0.0018	Mg:0.0012,Ta:0.015		適合鋼
IH 0.018	0.08	0.38	0.007	0.003	0.045	0.0033	0.069	—	Zr:0.015		適合鋼
II 0.017	0.09	0.39	0.008	0.002	0.044	0.0061	0.071	—	Ta:0.004,Pb:0.008		適合鋼
IJ 0.018	0.08	0.38	0.007	0.002	0.045	0.0028	0.070	—	Mo:0.12		適合鋼
IK 0.019	0.08	0.38	0.007	0.0008	0.044	0.0033	0.069	—	Mo:0.04,W:0.004		適合鋼
IL 0.018	0.07	0.41	0.007	0.002	0.044	0.0034	0.069	0.0023	Cu:0.2,Ni:0.15,Sn:0.002		適合鋼
IM 0.019	0.08	0.42	0.008	0.003	0.046	0.0035	0.072	0.0005	Co:0.0013		適合鋼
IN 0.019	0.08	0.41	0.008	0.002	0.044	0.0033	0.073	0.0002	REM:0.18		適合鋼
IO 0.021	0.04	0.48	0.012	0.002	0.055	0.0042	0.081	—	—		適合鋼

【0051】

10

20

30

【表2】

鋼 板 No.	鋼 No.	連続鋳造	熱間圧延					備 考
			鋳造速度 (m/min)	加熱温度 (°C)	圧延開始温度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	冷却 平均冷却速度 (°C/s)	
1 A	1.5	1260	1210	920	70	620		比較例
2 B	1.5	1260	1210	920	70	620		本発明例
3 C	1.5	1260	1210	920	70	620		本発明例
4 D	1.5	1260	1210	920	70	620		本発明例
5 E	1.5	1260	1210	920	70	620		比較例
6 F	1.3	1270	1230	940	100	660		本発明例
7 G	2.1	1270	1220	940	100	660		本発明例
8 H	1.6	1270	1220	980	100	660		本発明例
9 I	3.9	1270	1220	950	100	660		本発明例
10 J	4.6	1270	1220	920	100	660		本発明例
11 K	3.1	1270	1210	910	100	680		比較例
12 L	1.5	1250	1220	930	65	640		比較例
13 M	1.1	1250	1220	930	65	640		本発明例
14 N	0.9	1250	1220	930	65	640		本発明例
15 O	0.5	1260	1220	930	65	640		比較例
16 P	0.9	1280	1230	940	65	620		本発明例
17 Q	1.2	1280	1205	940	65	620		本発明例
18 R	1.2	1280	1205	940	65	620		本発明例
19 S	1.2	1280	1220	940	65	620		本発明例
20 T	1.2	1280	1220	940	65	620		比較例
21 U	0.8	1250	1230	940	65	600		比較例
22 V	0.9	1250	1220	940	80	575		比較例
23 W	0.7	1250	1230	935	80	545		比較例
24 X	2.1	1260	1220	910	80	610		本発明例
25 Y	2.3	1260	1210	1000	80	680		本発明例
26 Z	2.1	1260	1230	960	120	660		本発明例
27 1A	1.8	1260	1230	930	120	620		本発明例
28 1B	1.5	1260	1220	930	120	640		本発明例
29 1C	0.9	1280	1230	920	60	640		本発明例
30 1D	1.5	1280	1220	940	60	650		本発明例
31 1E	1.6	1280	1220	1000	60	620		本発明例
32 1F	1.7	1280	1220	920	75	660		本発明例
33 1G	2.5	1280	1220	960	95	620		本発明例
34 1H	3.0	1250	1210	920	100	620		本発明例
35 1I	2.8	1250	1230	940	85	680		本発明例
36 1J	1.7	1250	1210	910	80	660		本発明例
37 1K	1.6	1260	1230	920	90	650		本発明例
38 1L	2.3	1260	1220	940	60	650		本発明例
39 1M	1.8	1260	1210	930	65	640		本発明例
40 1N	1.9	1260	1210	920	85	660		本発明例
41 1O	10	1270	1210	920	95	640		比較例
42 V	0.9	1250	1140	940	80	620		比較例
43 V	0.9	1250	1220	860	80	620		比較例

10

20

30

【0052】

【表3】

鋼 板 No.	鋼 No.	組 織				引張特性 T S (MPa)	伸びフランジ性 穴抜け率 λ (%)	打抜き加工性 亀裂長さ (mm)	備 考	
		種類*	フェライト分率 (面積%)	第2相 種類・分率 (面積%)	析出物平均(サイズ、 径)					
1	A	F	100	—	36	2.1	344	110	0	比較例
2	B	F	100	—	37	2.2	595	120	0	本発明例
3	C	F	100	—	36	2.3	601	110	0	本発明例
4	D	F	100	—	35	2.2	612	100	0	本発明例
5	E	F+P	85	P:15	35	2.5	554	68	68	比較例
6	F	F	100	—	55	3.1	635	120	0	本発明例
7	G	F	100	—	45	2.4	640	116	0	本発明例
8	H	F	100	—	31	2.7	680	120	0	本発明例
9	I	F	100	—	28	2.8	640	114	0	本発明例
10	J	F	100	—	51	3.2	630	115	0	本発明例
11	K	F	100	—	8	3.9	610	110	56	比較例
12	L	F+P	90	P:10	45	3.1	504	65	56	比較例
13	M	F	100	—	36	3.2	605	100	0	本発明例
14	N	F	100	—	35	3.2	610	105	0	本発明例
15	Q	F	100	—	39	15.1	512	108	43	比較例
16	P	F	100	—	45	3.5	610	120	0	本発明例
17	Q	F	100	—	44	3.8	620	110	0	本発明例
18	R	F	100	—	46	4.4	630	115	0	本発明例
19	S	F	100	—	44	4.3	635	120	0	本発明例
20	T	F+P	86	P:14	43	4.2	533	65	42	比較例
21	U	F+BF	98	BF:2	35	3.3	740	20	23	比較例
22	V	F+B	65	B:35	18	1.5	600	55	28	比較例
23	W	F+B	71	B:29	18	2.5	650	55	35	比較例
24	X	F	100	—	78	2.9	612	115	0	本発明例
25	Y	F	100	—	56	2.5	625	125	0	本発明例
26	Z	F	100	—	44	2.3	635	104	0	本発明例
27	1A	F	100	—	68	2.9	625	106	0	本発明例
28	1B	F	100	—	51	2.3	617	102	0	本発明例
29	1C	F	100	—	48	2.8	622	124	0	本発明例
30	1D	F	100	—	43	2.7	600	115	0	本発明例
31	1E	F	100	—	41	2.8	595	117	0	本発明例
32	1F	F	100	—	42	2.6	608	121	0	本発明例
33	1G	F	100	—	52	3.1	611	103	0	本発明例
34	1H	F	100	—	33	3.2	634	105	0	本発明例
35	1I	F	100	—	61	3.2	637	108	0	本発明例
36	1J	F	100	—	28	3.3	628	113	0	本発明例
37	1K	F	100	—	33	2.9	641	114	0	本発明例
38	1L	F	100	—	34	3.1	625	105	0	本発明例
39	1M	F	100	—	35	2.5	635	112	0	本発明例
40	1N	F	100	—	33	3.2	605	111	0	本発明例
41	1O	F	100	—	10	2.3	652	90	41	比較例
42	V	F	100	—	11	2.9	634	131	42	比較例
43	V	F	100	—	40	2.5	675	85	36	比較例

*F : フェライト、BF : ベニティックフェライト、B : ベイナイト、P : パーライト

【0053】

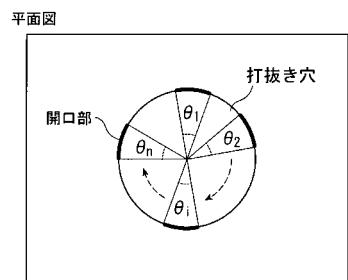
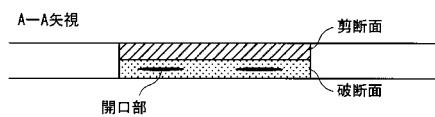
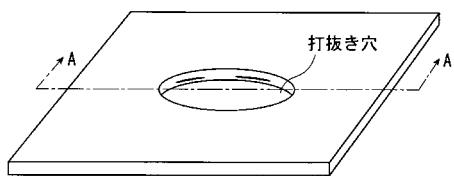
本発明例はいずれも、引張強さTS : 590MPa以上の高強度と、良好な伸びフランジ性、および良好な打抜き性を兼備した高張力熱延鋼板である。一方、本発明の範囲から外れる比較例は、所望の高強度が確保できていないか、或いは打抜き加工性が低下しているか、あるいは伸びフランジ加工性が低下している。

10

20

30

【図1】



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

審査官 駆平 憲一

(56)参考文献 特開2004-137607(JP,A)
特開2005-154809(JP,A)
特開2003-321735(JP,A)
特開2000-273577(JP,A)
特開2000-212690(JP,A)
特開昭56-169727(JP,A)
国際公開第2011/162412(WO,A1)
森田正彦、他5名、伸びフランジ性に優れた析出強化型高張力熱延鋼板の開発、材料とプロセス
、日本、1992年9月、Vol.5 No.6, Page.1863-1866

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 9/46 - 9/48