

(19) 日本国特許庁(JP)

再公表特許(A1)

(11) 国際公開番号

W02013/099206

発行日 平成27年4月30日 (2015. 4. 30)

(43) 国際公開日 平成25年7月4日 (2013. 7. 4)

(51) Int. Cl.		F I	テーマコード (参考)
<b>C 2 1 D</b>	<b>9/46</b>	<b>(2006. 01)</b>	C 2 1 D 9/46 U 4 E 0 0 2
<b>C 2 2 C</b>	<b>38/00</b>	<b>(2006. 01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W 4 K O 3 7
<b>C 2 2 C</b>	<b>38/14</b>	<b>(2006. 01)</b>	C 2 2 C 38/14
<b>C 2 2 C</b>	<b>38/60</b>	<b>(2006. 01)</b>	C 2 2 C 38/60
<b>B 2 1 B</b>	<b>1/22</b>	<b>(2006. 01)</b>	B 2 1 B 1/22 M

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 27 頁) 最終頁に続く

出願番号	特願2013-551233 (P2013-551233)	(71) 出願人	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
(21) 国際出願番号	PCT/JP2012/008239	(74) 代理人	100126701 弁理士 井上 茂
(22) 国際出願日	平成24年12月25日 (2012. 12. 25)	(74) 代理人	100130834 弁理士 森 和弘
(11) 特許番号	特許第5610094号 (P5610094)	(72) 発明者	▲高▼坂 典晃 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
(45) 特許公報発行日	平成26年10月22日 (2014. 10. 22)	(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
(31) 優先権主張番号	特願2011-285774 (P2011-285774)		
(32) 優先日	平成23年12月27日 (2011. 12. 27)		
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

本発明は、質量%で、C : 0 . 0 5 5 % 以上 0 . 1 5 % 以下、S i : 0 . 2 % 以下、M n : 1 . 3 % 以下、P : 0 . 0 3 % 以下、S : 0 . 0 0 7 % 以下、A l : 0 . 1 % 以下、N : 0 . 0 1 % 以下、T i : 0 . 1 4 % 以上 0 . 3 0 % 以下を、 $1 . 0 \left( \frac{[C]}{12} \right) / \left( \frac{[Ti^*]}{48} \right) \left( [Ti^*] = [Ti] - 3 . 4 \times [N] - 1 . 5 \times [S] \right)$  を満足するように含有する鋼素材を、 $1150$  以上であり且つ  $[Ti^*] < 10 \left\{ \frac{0 . 0 0 0}{(T + 273)} + 2 . 75 \right\} / [C]$  を満足する温度 T ( ) に加熱し、 $1150$  以上の温度域に 15 分以上保持したのち、 $980$  以下の温度域での合計圧下率を 40 % 以下とし、仕上げ圧延温度を  $880$  以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後 3 秒以内に  $40$  / s 以上  $200$  / s 以下の冷却速度で冷却し、 $500$  以上  $680$  以下の温度域で巻き取る、熱延鋼板の製造方法に関する。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

鋼素材を加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.055% 以上0.15% 以下、 Si : 0.2% 以下、  
 Mn : 1.3% 以下、 P : 0.03% 以下、  
 S : 0.007% 以下、 Al : 0.1% 以下、  
 N : 0.01% 以下、 Ti : 0.14% 以上0.30% 以下

を、C、S、NおよびTiが下記(1)式を満足するように含有し、不純物であるNb、BをNb : 0.03% 未満、B : 0.0005% 未満に制限し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とし、  
 前記加熱の加熱温度T ( ) を1150 以上であり且つ下記(2)式を満足する温度とし、前記鋼素材が1150 以上の温度域に滞留する時間を15分以上とし、

前記熱間圧延の980 以下の温度域での合計圧下率を40% 以下とし、

前記仕上げ圧延の仕上げ圧延温度を880 以上とし、

前記冷却を仕上げ圧延終了後3秒以内に開始し、前記冷却の平均冷却速度を40 /s以上200 /s以下とし、

前記巻き取りの巻き取り温度を500 以上680 以下とする熱延鋼板の製造方法。

記

$$1.0 < ([C]/12)/([Ti^*]/48) \cdots (1)$$

$$[Ti^*] < 10^{(-7000/(T+273)+2.75)}/[C] \cdots (2)$$

$$\text{但し、}[Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

T : 鋼素材の加熱温度 ( )

( [C]、[S]、[N]、[Ti] : 各元素の含有量 (質量%) )

## 【請求項 2】

前記組成に加えてさらに、質量%でV : 0.30% 以下を含有する、請求項 1 に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 3】

前記組成に加えてさらに、質量%でW : 1.0% 以下、Mo : 0.5% 以下のいずれか 1 種以上を含有する、請求項 1 に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 4】

前記組成に加えてさらに、質量%でW : 1.0% 以下、Mo : 0.5% 以下のいずれか 1 種以上を含有する、請求項 2 に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 5】

前記組成に加えてさらに、質量%で、Sb、Cu、Ni、Sn、Cr、Ca、REM、Mg、Se、Te、Po、As、Bi、Ge、Pb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、Hg、Ag、Au、Pd、Pt、Co、Rh、Ir、Ru、Os、Tc、Re、Ta、Be、Srのうち 1 種以上を合計で1.0% 以下含有する、請求項 1 ないし 4 のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 6】

請求項 1 ないし 5 のいずれかの方法により製造された高強度熱延鋼板であって、フェライト相の面積率が95% 以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8 μm以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有し、引張強さが850MPa以上である、熱延鋼板。

## 【請求項 7】

鋼板表面にめっき層を有する、請求項 6 に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 8】

前記めっき層が亜鉛めっき層である、請求項 7 に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 9】

前記めっき層が合金化亜鉛めっき層である、請求項 7 に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 10】

10

20

30

40

50

前記熱延鋼板の引張強さの異方性が30MPa以下である請求項6ないし9に記載の熱延鋼板。

上記引張強さの異方性は、C方向の引張強さからL方向の引張強さを差し引いた差分の絶対値として定義される。

【請求項11】

前記熱延鋼板の全伸びの異方性が2%以下である請求項6ないし9に記載の熱延鋼板。

上記全伸びの異方性は、C方向の全伸びからL方向の全伸びを差し引いた差分の絶対値として定義される。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、自動車用部材の用途に有用な高強度熱延鋼板であって、引張強さ(TS)：850MPa以上の強度を有し、且つ機械的特性(mechanical properties)の異方性(anisotropy)が小さい高強度熱延鋼板およびその製造方法に関する。ここで、機械的特性の異方性とは、熱延鋼板のL方向(圧延方向)の機械的特性とC方向(圧延直角方向)の機械的特性との差を意味する。

【背景技術】

【0002】

近年地球環境保全の観点から、CO<sub>2</sub>排出量の規制を目的として自動車業界全体で自動車の燃費改善が指向されている。自動車の燃費改善には、使用部材の薄肉化による自動車の軽量化が最も有効であるため、自動車部材用素材としての高強度熱延鋼板の使用量が増加しつつある。一方、鋼板を素材とする自動車部材の多くは、プレス加工(press forming)等によって成形されるため、自動車部材用鋼板には高強度に加えて優れたプレス成形性(press formability)を有することも要求される。

20

【0003】

しかしながら、鋼板強度が高くなるにつれて機械的特性の異方性も大きくなる傾向がある。そのため、引張強さを850MPa以上にまで高強度化した鋼板では、機械的特性の異方性が顕在化し、この異方性に起因してプレス加工時に予期せぬ割れが発生したり、プレス荷重を付与する方向によってはプレス加工後、耐衝撃性(impact resistance)等について期待した特性が得られないなどの問題があった。

30

以上の理由により、引張強さが850MPa以上の高強度熱延鋼板を自動車部材等に適用するうえでは、機械的特性の異方性が小さい高強度熱延鋼板を工業的かつ安定的に生産する技術の開発が必須となる。

【0004】

ここで、自動車部材用の高強度鋼板については、今日までに様々な技術が提案されている。

例えば、特許文献1では、鋼板組成を質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～1.50%、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、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、C量に対するTi量の比がTi/C：0.375～1.6である組成とし、結晶粒内のTiC析出物の平均直径を0.8～3nm、平均個数密度を $1 \times 10^{17}$  [個/cm<sup>3</sup>]以上とする技術が提案されている。そして、特許文献1で提案された技術によると、炭化物形成能が最も高いTiを効率的に析出強化(precipitation strengthening)に利用することで、合金元素の添加に起因する加工性低下が抑制された引張強度：540～650MPaの省合金型高強度熱延鋼板が得られるとされている。

40

【0005】

また、特許文献2では、鋼板組成を質量%で、C：0.015～0.06%、Si：0.5%未満、Mn：0.1～2.5%、P 0.10%、S 0.01%、Al：0.005～0.3%、N 0.01%、Ti：0.01～0.30%、B：2～50ppmを含有し、残部Fe及び不可避的不純物からなる組成とし、更に炭化物生成元素とCとの原子比を特定するとともに、鋼の / 変態温度を制御する元素であるSi、Mn

50

、B、Moの含有量が所定の関係を満足するように規定し、フェライトとベイニティックフェライトの一方又は双方の面積率の合計が90%以上でありセメントの面積率が5%以下である鋼板組織とする技術が提案されている。そして、特許文献2で提案された技術によると、炭化物析出により低下した粒界強度をB添加により向上することで打ち抜き端面の欠陥を抑え、伸びフランジ性に優れるとともに耐打ち抜き割れ性及び表面状態が良好であり、引張強度が690MPa以上という高強度の熱延鋼板を安価に、安定して製造することができる。とされている。

【0006】

また、特許文献3では、鋼板の本質的成分をmass%で、C：0.01～0.10%、Si：1.0%以下、Mn：2.5%以下、P：0.08%以下、S：0.005%以下、Al：0.015～0.050%、Ti：0.10～0.30%および残部Feである成分とし、鋼板組織をフェライト主体とし、隣接する粒との方位差がすべて15°以上で囲まれた粒を単位粒とし、その平均粒径をd $\mu$ mとしたとき、dが5 $\mu$ m以下である組織とする技術が提案されている。更に、特許文献3では、上記成分を有する鋼を加熱後、圧延し、冷却し、巻き取り、高強度熱延鋼板を製造するに際し、仕上圧延を900～840の温度領域で行い、仕上圧延における圧下率を70%以上とする技術が提案されている。そして、特許文献3で提案された技術によると、フェライト粒径とその形態をコントロールすることで、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板が得られるとされている。

10

【0007】

また、特許文献4では、熱延鋼帯の組成をC：0.04～0.18wt%、Si：0.05～1.00wt%、Mn：0.10～0.50wt%、Ti：0.05～0.30wt%、Al：0.001～0.100wt%、N：0.0100wt%以下、P：0.030wt%以下およびS：0.015wt%以下を0.3  $Ti/(C+S+N) < 5$  かつ  $C+Mn/6+Si/24+Cr/5 < 0.20wt\%$  にて含有する組成とし、最終ミクロ組織のポリゴナルフェライト分率を70%以上とする技術が提案されている。そして、特許文献4で提案された技術によると、Si、Mn含有量を抑制して溶接性の指標であるC当量を低減し、更に強化成分として所定量のTiを含有することで、溶接性に優れた引張強さが55kgf/mm<sup>2</sup>以上の高張力熱延鋼帯が得られるとされている。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

30

【特許文献1】日本国特開2011-026690号公報

【特許文献2】日本国特開2007-302992号公報

【特許文献3】日本国特開2002-105595号公報

【特許文献4】日本国特開平2-008349号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

しかしながら、特許文献1で提案された技術では、Tiの含有量が0.03～0.06%と少ないため、析出強化に寄与する炭化物(TiC)を大量に析出させることができず、引張強さが650MPa程度の鋼板しか得られていない。強度増加のためにTi含有量を増加すると、析出するTiCは粗大化する傾向にあり、650MPaを超える高強度を達成することは簡単ではない。特許文献1で提案された技術では、Ti含有量が0.06%を超えると炭化物(TiC)が粗大化し易くなるため、鋼板の引張強さを850MPa以上にするには極めて困難である。

40

【0010】

また、特許文献2で提案された技術では、鋼板にBを含有させるとともに、固溶強化元素であり且つ析出強化に寄与する炭化物の析出を制御する元素でもあるMnを含有させることで、鋼板強度の向上を図っている。しかしながら、この技術では、その実施例が示すように、Bが少なくとも10ppm以上添加されている。そしてBは、後述するようにオーステナイトの再結晶を著しく阻害させることから、Bが10ppm以上も添加される当該技術では機械的特性の異方性に関する問題が回避できない。なお、特許文献2には、Mn含有量を0.5%と

50

した鋼板の実施例も開示されているが、この鋼板の引張強さは750MPa未満と低く、しかもオーステナイトの再結晶を著しく遅延させるNbを0.03%含有し、熱延鋼板の機械的特性の異方性が大きくなる。更に、特許文献2で提案された技術では、鋼板組成に関し、Ti含有量に対するC含有量の比率が適正でなく、引張強さ850MPa以上の鋼板を得ることはできていない。

#### 【0011】

また、特許文献3で提案された技術では、固溶強化元素であり且つ変態を促進するとともに粒界形状に影響を及ぼすMnを含有させることで、鋼板強度の向上を図っている。しかしながら、特許文献3で提案された技術においても、その実施例が示すように、固溶強化元素であるSi、Mnの含有量をそれぞれ0.5%、1.5%とした場合であっても、圧延条件の適正化がなされていないために引張強さが850MPa未満の鋼板しか得られないうえ、機械的特性の異方性が問題となる。なお、特許文献3には、Mn含有量を0.3%とした鋼板の実施例も開示されているが、この鋼板の引張強さは730MPaと低く、しかもオーステナイトの再結晶を著しく遅延させるNbを0.24%と多量に含有し、熱延鋼板の機械的特性の異方性が大きくなる。更に、特許文献2で提案された技術と同様、鋼板組成に関し、Ti含有量に対するC含有量の比率が適正でなく、引張強さ850MPa以上の鋼板を得ることはできていない。

10

20

30

40

50

#### 【0012】

特許文献4で提案された技術では、その実施例が示すように、Ti含有量が比較的少ない場合には引張強さが70kgf/mm<sup>2</sup>程度の熱延鋼帯しか得られない。また、Ti含有量に対するC含有量の比率が適正であっても、オーステナイト粒の状態を考慮していないため、依然として引張強さ850MPa以上の熱延鋼帯は得られていない。更に、特許文献4には、熱延鋼帯のミクロ組織を微細なポリゴナルフェライト主体とし、且つミクロ組織を均一化して異方性をなくすことが記載されているが、ミクロ組織の具体的な結晶粒径等について何ら提示されておらず、オーステナイト粒の状態を考慮していないため、機械的特性の異方性に問題があった。

#### 【0013】

以上のように、従来技術ではいずれも、熱延鋼板の引張強さを850MPa以上とし、且つ機械的特性の異方性に関する問題を回避することは極めて困難であった。

本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、850MPa以上の引張強さを有し、しかも引張強さ、全伸び（total elongation）として評価される機械的特性の異方性を低減させ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。

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0014】

上記課題を解決すべく、本発明者らは、プレス成形等の加工性が良好なフェライト単相組織である熱延鋼板に着目し、該熱延鋼板の高強度化および機械的特性の異方性に及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、フェライト粒の形状が引張強さや全伸びの異方性に大きく影響しており、これらの異方性を小さくするにはフェライト粒を等軸晶（equiaxial grains）に近づけることが重要であること、そしてフェライト粒を等軸晶に近づけるには、熱延鋼板を製造する際の熱間圧延工程において、変態前のオーステナイト粒へのひずみエネルギーの蓄積量（stored strain energy）を抑えることが有効であることを知見した。また、上記の如く変態前のオーステナイト粒へのひずみエネルギーの蓄積量を抑えるには、熱間圧延工程において、オーステナイト粒の再結晶を促進させつつ低温での圧下量を抑えることが肝要であること、更に、オーステナイト粒の再結晶を促進させるにはSiおよびMn、並びに偏析し易い元素であるBやNbを可能な限り低減することが重要であることを知見した。

#### 【0015】

一方、MnやSiは固溶強化元素であることから、Mn等の含有量の抑制に伴う鋼板強度の低下は避けられない。そこで、本発明者らは、Mn等による固溶強化に代わる強化機構として、炭化物による析出強化を採用し、該炭化物を鋼板のマトリックスであるフェライト相に微細析出（fine precipitation）させることで、所望の鋼板強度（引張強さ：850MPa以上）

とすることを試みた。また、フェライト相に析出させる炭化物が微細かつ析出量が多いほど鋼板強度の大幅な向上効果が期待できることから、炭化物の析出量を十分に確保する手段、および該炭化物の微細化を図る手段について模索した。

【0016】

フェライト相の結晶粒内に析出する炭化物は通常、鋼のオーステナイト フェライト変態とほぼ同時に析出する。また、高温域で析出する炭化物は粗大化し易い一方、炭化物を低温域で析出させると微細な炭化物が得られる。以上の理由により、フェライト相の結晶粒内に微細な炭化物を析出させるためには、鋼板組成や熱間圧延終了後の冷却速度等を調整することで、鋼のオーステナイト フェライト変態点を巻取り温度域まで低温化し、フェライト相の結晶粒内に炭化物を析出させた後直ちに巻き取ること、或いは巻取りと同時にオーステナイト フェライト変態させてフェライト相の結晶粒内に炭化物を析出させることが好ましい。

10

【0017】

ここで、先述のとおり熱延鋼板の機械的特性の異方性を抑制するうえでは、鋼素材に含まれるMnやBを抑制することが好ましい。しかしながら、MnやBは、熱間圧延終了後の冷却過程で鋼のオーステナイト フェライト変態を遅延化させて、オーステナイト フェライト変態点を低下させる効果を有する元素でもある。そのため、熱延鋼板の機械的特性の異方性を抑制する目的で鋼素材に含まれるMnやBを低減すると、熱間圧延終了後の冷却過程において、高温でフェライト変態が開始してしまうため、炭化物の粗大化を抑制できず、引張強さ850MPa以上の高強度鋼板が製造できない。

20

【0018】

そこで、本発明者らは、熱延鋼板の製造時、熱間圧延終了後の冷却過程において、オーステナイト フェライト変態前には該変態を遅延させる元素としての役割を担い、オーステナイト フェライト変態後には炭化物を形成して熱延鋼板強度を著しく上昇させることのできるCとTiに着目し、フェライト相の結晶粒内に微細なTi炭化物を析出させることで熱延鋼板の高強度化を図ることを試みた。その結果、鋼素材のMn、Si含有量、或いは更にB、Nb含有量を所定量以下に抑制するとともに、C、Ti、NおよびSの含有量を調整し、更にこれらの元素の含有量に応じて熱間圧延前の鋼素材（鋼スラブ）の加熱温度と熱延条件とを調整することで、熱延鋼板の機械的特性の異方性を低減させつつTi炭化物を微細且つ大量に析出させることが可能となり、Tiの炭化物による析出強化を最大限活用できることを知見した。

30

【0019】

本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[1] 鋼素材を加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.055% 以上0.15% 以下、 Si : 0.2% 以下、

Mn : 1.3% 以下、 P : 0.03% 以下、

S : 0.007% 以下、 Al : 0.1% 以下、

N : 0.01% 以下、 Ti : 0.14% 以上0.30% 以下

40

を、C、S、NおよびTiが下記(1)式を満足するように含有し、不純物であるNb、BをNb : 0.03% 未満、B : 0.0005% 未満に制限し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とし、前記加熱の加熱温度T( )を1150 以上であり且つ下記(2)式を満足する温度とし、前記鋼素材が1150 以上の温度域に滞留する時間を15分以上とし、

前記熱間圧延の980 以下の温度域での合計圧下率を40% 以下とし、

前記仕上げ圧延の仕上げ圧延温度を880 以上とし、

前記冷却を仕上げ圧延終了後3秒以内に開始し、前記冷却の平均冷却速度を40 /s以上200 /s以下とし、

前記巻き取りの巻取り温度を500 以上680 以下とする熱延鋼板の製造方法。

記

50

$$1.0 \quad ([C]/12)/([Ti^*]/48) \cdots (1)$$

$$[Ti^*] < 10^{(-7000/(T+273) + 2.75)}/[C] \cdots (2)$$

$$\text{但し、} [Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

T：鋼素材の加熱温度（ ）

（[C]、[S]、[N]、[Ti]：各元素の含有量（質量%））

[ 2 ] 前記組成に加えてさらに、質量%でV：0.30%以下を含有する、[1]に記載の熱延鋼板の製造方法。

[ 3 ] 前記組成に加えてさらに、質量%でW：1.0%以下、Mo：0.5%以下のいずれか1種以上を含有する、[1]に記載の熱延鋼板の製造方法。

[ 4 ] 前記組成に加えてさらに、質量%でW：1.0%以下、Mo：0.5%以下のいずれか1種以上を含有する、[2]に記載の熱延鋼板の製造方法。 10

[ 5 ] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Sb、Cu、Ni、Sn、Cr、Ca、REM、Mg、Se、Te、Po、As、Bi、Ge、Pb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、Hg、Ag、Au、Pd、Pt、Co、Rh、Ir、Ru、Os、Tc、Re、Ta、Be、Srのうち1種以上を合計で1.0%以下含有する、[1]ないし[4]のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

[ 6 ] [1]ないし[5]のいずれかの方法により製造された高強度熱延鋼板であって、フェライト相の面積率が95%以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8μm以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有し、引張強さが850MPa以上である、熱延鋼板。

[ 7 ] 鋼板表面にめっき層を有する、[6]に記載の熱延鋼板。 20

[ 8 ] 前記めっき層が亜鉛めっき層である、[7]に記載の熱延鋼板。

[ 9 ] 前記めっき層が合金化亜鉛めっき層である、[8]に記載の熱延鋼板。

[ 10 ] 前記熱延鋼板の引張強さの異方性が30MPa以下である[6]ないし[9]に記載の熱延鋼板。

上記引張強さの異方性は、C方向の引張強さからL方向の引張強さを差し引いた差分の絶対値として定義される。

[ 11 ] 前記熱延鋼板の全伸びの異方性が2%以下である[6]ないし[10]に記載の熱延鋼板。

上記全伸びの異方性は、C方向の全伸びからL方向の全伸びを差し引いた差分の絶対値として定義される。 30

【発明の効果】

【0020】

本発明によると、自動車の構造部材等の用途に好適な、引張強さ：850MPa以上であり且つ機械的特性の異方性が小さい高強度熱延鋼板が得られ、自動車部材の軽量化や自動車部材成形を可能とする等、その効果は著しい。

【発明を実施するための形態】

【0021】

以下、本発明について詳細に説明する。

まず、鋼素材の成分組成の限定理由について説明する。なお、以下の成分組成を表す%は、特に断らない限り質量%（mass%）を意味するものとする。 40

【0022】

C：0.055%以上0.15%以下

Cは、熱延鋼板製造時、熱間圧延終了後の冷却過程において、鋼のオーステナイトフェライト変態前にはフェライト変態を抑制することで高温域での炭化物の析出・粗大化を抑制し、炭化物を微細化する効果を有する。また、オーステナイトフェライト変態後には後述するTi、或いは更にW、Mo、Vと結合し炭化物として鋼板中に微細分散する。すなわちCは、微細な炭化物を形成してフェライト組織を著しく強化させる元素であり、熱延鋼板を強化するうえで必須の元素である。

C含有量が0.055%未満では、熱間圧延終了後の冷却過程において、高温域で鋼のオーステナイトフェライト変態が生じ、炭化物の粗大化を抑制することができず、所望の強度（ 50

引張強さ：850MPa以上)を有する熱延鋼板が得られない。また、C含有量が0.055%未満では、フェライト相の結晶粒内に析出する炭化物の析出量が不十分となり、所望の鋼板強度が得られない。したがって、本発明では、C含有量を0.055%以上とする。好ましくは0.06%以上である。一方、C含有量が0.15%を超えると、鋼素材中に粗大なTi炭化物が形成される。そして、熱延鋼板を製造する工程の鋼素材再加熱時に粗大なTi炭化物を溶解しきれなくなり、最終的に得られる熱延鋼板に粗大なTi炭化物が残存してしまう。このように粗大なTi炭化物が残存すると、強度上昇に担う微細なTi炭化物の析出量が減少することで熱延鋼板の強度が急落する。また、鋼素材中に粗大なTi炭化物が存在すると、熱間圧延時においてオーステナイト粒の再結晶を阻害し、熱延鋼板の機械的特性の異方性を大きくさせることとなる。したがって、C含有量は0.15%以下とする。好ましくは0.13%以下である。

10

**【0023】**

Si：0.2%以下、

Siは、延性(伸び)低下をもたらすことなく鋼板強度を向上させる有効な元素として、従来の高強度鋼板では積極的に含有されている。しかしながら、Siは、熱延鋼板製造時、熱間圧延工程においてオーステナイト粒の再結晶を阻害し、熱延鋼板の機械的特性の異方性を助長する元素である。したがって、本発明ではSi含有量を極力低減することが望ましいが、0.2%までは許容できるため、Si含有量の上限を0.2%とする。好ましくは0.09%以下である。なお、Si含有量は不純物レベルまで低減してもよいし、ゼロであっても問題ない。

20

**【0024】**

Mn：1.3%以下

Mnは、固溶強化元素であり、Siと同様、従来の高強度鋼板では積極的に含有されているが、熱間圧延工程においてオーステナイト粒の再結晶を阻害し、熱延鋼板の機械的特性の異方性を助長する元素である。したがって、本発明ではMn含有量を極力低減することが望ましいが、1.3%までは許容できるため、Mn含有量の上限を1.3%とする。好ましくは0.5%未満であり、この範囲ではより機械的特性の異方性が改善される。但し、Mn含有量を極端に低減するとフェライト変態温度(変態点)が上昇し、熱延鋼板製造時、仕上げ圧延終了後の冷却過程でオーステナイトフェライト変態と同時に析出する炭化物が高温に晒されることとなる。そして、このように炭化物が高温に晒されると炭化物は短時間で粗大化するため、最終的に得られる熱延鋼板の強度が低下する。このような観点から、Mn含有量は0.1%以上とすることが好ましい。

30

**【0025】**

P：0.03%以下

Pは、熱間圧延時、オーステナイト粒内に導入された転位に偏析して再結晶を阻害し、熱延鋼板の機械的特性の異方性を助長する。したがって、本発明ではP含有量も極力低減することが望ましいが、0.03%までは許容できるため、P含有量を0.03%以下とする。好ましくは0.02%以下である。P含有量はゼロであっても問題ない。

**【0026】**

S：0.007%以下

Sは、Mnと結合して鋼素材中に軟質な硫化物を形成する。この軟質な硫化物は、熱延鋼板製造時、熱間圧延中に楔状に引き延ばされ、熱延鋼板の圧延方向から垂直方向に対する延性を低下させる要因となる。したがって、本発明では、S含有量を極力低減することが望ましく、0.007%以下とする。好ましくは0.004%以下である。S含有量はゼロであっても問題はない。

40

**【0027】**

Al：0.1%以下

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、このような効果を得るためには0.01%以上含有することが望ましい。しかしながら、Alは鋼中で介在物を形成して熱間圧延工程におけるオーステナイト粒の再結晶を阻害する元素でもあり、Al含有量が0.1%を越えると再結晶

50



への悪影響が顕在化する。したがって、Al含有量は0.1%以下とする。好ましくは0.07%以下である。

【0028】

N : 0.01%以下

Nは、製鋼の段階で炭化物形成元素であるTiと結合して粗大な窒化物を形成し、微細な炭化物の形成を阻害するため鋼板強度を著しく低下させる。また、粗大な窒化物は、熱延鋼板製造時、熱間圧延工程においてオーステナイト粒の再結晶を著しく阻害する。したがってN含有量は極力低減することが好ましく、0.01%以下とする。好ましくは0.006%以下である。N含有量はゼロであっても問題はない。

【0029】

Ti : 0.14%以上0.30%以下

Tiは、Cと同様、熱延鋼板製造時、熱間圧延終了後の冷却過程において、鋼のオーステナイトフェライト変態前にはフェライト変態の進行を遅らせることで高温域での炭化物の析出・粗大化を抑制し、炭化物を微細化する効果を有する。また、オーステナイトフェライト変態後にはCと結合し、炭化物として鋼板中に微細分散する。すなわちTiは、微細な炭化物を形成してフェライト組織を著しく強化させる元素であり、熱延鋼板を強化するうえで必須の元素である。引張強さが850MPa以上である熱延鋼板を得るためには、Ti含有量を0.14%以上とする必要がある。一方、Ti含有量が0.30%を超えると、熱延鋼板製造時、熱間圧延前の鋼素材再加熱時に粗大なTi炭化物が完全に溶解せずに残存し、熱間圧延時にオーステナイト粒の再結晶が著しく遅延する要因となる。したがって、Ti含有量は0.30%以下とする必要がある。好ましくは0.28%以下である。

なお、鋼板強度は炭化物の体積分率に比例するため、Ti含有量の80%以上を炭化物として析出させて固溶Tiを抑制することが好ましい。Ti含有量の80%以上を炭化物として析出させるには、オーステナイトフェライト変態温度を調整することで達成される。この温度は、化学成分と熱延条件で調整できる。

【0030】

本発明の鋼素材は、C、S、N、Tiを、上記した範囲で且つ(1)式を満足するように含有する。

$$1.0 \leq ([C]/12)/([Ti^*]/48) \leq 1.5 \quad (1)$$

$$\text{但し、} [Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

([C]、[S]、[N]、[Ti] : 各元素の含有量(質量%))

上記(1)式は、熱延鋼板の引張強さを850MPa以上とするために満足すべき要件であり、本発明において重要な指標である。

【0031】

先述のとおり、本発明においては熱延鋼板中に主としてTi炭化物を微細析出させることで所望の鋼板強度を確保する。ここで、Ti炭化物は、その平均粒子径が極めて小さい微細炭化物となる傾向が強いものの、鋼中に含まれるTiの原子濃度がCの原子濃度を超えると、Ti炭化物が粗大化し易くなるうえ、固溶Cによるオーステナイトフェライト変態温度の調整効果が小さくなることから、所望の熱延鋼板強度(引張強さ:850MPa以上)を確保することが困難となる。したがって、炭化物生成に寄与できるTiを「Ti<sup>\*</sup>」とすると、本発明では、鋼素材に含まれるCの原子%を、Ti<sup>\*</sup>の原子%以上にする必要がある。すなわち、([C]/12)/([Ti<sup>\*</sup>]/48)の値を1以上とすることが必要である。各々の原子%はCおよびTiの質量%をそれぞれCおよびTiの原子量(C:12、Ti:48)で割った値に比例する。

【0032】

また、後述のとおり本発明では、鋼素材に所定量のTiを添加し、熱間圧延前の加熱で鋼素材中の炭化物を溶解し、主に熱間圧延後の巻取り時にTi炭化物を析出させる。しかしながら、鋼素材に添加したTiの全量が炭化物生成に寄与するわけではなく、鋼素材に添加したTiの一部は鋼板の高強度化に寄与しない窒化物、硫化物の形成に消費される。巻取り温度よりも高温域では、Tiが炭化物よりも窒化物、硫化物を形成し易く、熱延鋼板の製造時、巻取り工程の前にTiが主に窒化物、硫化物を形成するためである。そこで、上記組成を有

10

20

30

40

50

する鋼素材について本発明者らが検討した結果、炭化物生成に寄与するTiであるTi<sup>\*</sup>の量は、鋼素材に添加した全Ti量からTi窒化物、Ti硫化物の形成に消費されるTi量を差し引き、「 $[Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$ 」で表現できることが明らかになった。

#### 【0033】

以上の理由により、本発明では、Cの原子%を、Ti<sup>\*</sup>の原子%以上にする目的で、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値が1以上となるようにC、S、N、Tiの各元素を含有することとする。前述のように $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値が1未満になると、フェライト結晶粒内に生成するTi炭化物の粗大化やオーステナイトフェライト変態温度の高温化を助長するため、熱延鋼板強度が低下したり製造安定性が悪化する。また、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値が1未満になると、フェライト相の結晶粒界に偏析するCが著しく少なくなるため、粒界強度が低下し、熱延鋼板の強度や靱性が著しく低下する。

10

#### 【0034】

なお、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値は、1.05以上であることが好ましい。但し、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値が3.0を超えると、鋼素材中に生成した粗大なTi炭化物が、熱延鋼板の製造工程において熱間圧延前に鋼素材を加熱しても溶解せずに残存し、最終的に得られる熱延鋼板の強度低下の要因となる。また、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値が3.0を超えると、鋼素材中のTi量に対するC量が過剰となる結果、セメンタイトが生成し易くなり、鋼板組織を実質的にフェライト単相組織とすることが困難となる。したがって、 $([C]/12)/([Ti^*]/48)$ の値は3.0以下とすることが好ましい。

20

#### 【0035】

以上が本発明における基本組成であるが、上記した基本組成に加えてさらに、V:0.30%以下を含有することができる。

Vは、CおよびTiと結合して炭化物を形成し、熱延鋼板の更なる強化に寄与する元素である。このような効果を得るためには、V含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Vは、Tiと比べて炭化物形成能が低く、固溶状態(固溶V)として残存し易いが、この固溶Vは炭化物を粗大化させて鋼板強度を低下させる要因となる。V含有量が0.30%を超えると、固溶Vが過剰となり、鋼板強度を低下させる悪影響が顕在化することから、V含有量は0.30%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.26%以下、さらに好ましくは0.15%以下である。

30

#### 【0036】

また、上記した基本組成に加えてさらに、W:1.0%以下、Mo:0.5%以下のいずれか1種以上を含有することができる。

Vと同様にW、Moは、TiおよびCと結合して複合炭化物を形成し、熱延鋼板の更なる強化に寄与する元素である。また、W、Moは、熱延鋼板製造時、熱間圧延終了後の冷却過程において鋼のオーステナイトフェライト変態の進行を遅らせる効果を有するため、熱延鋼板の製造を安定化させるうえでも有効な元素である。これらの効果を得るためには、W含有量を0.01%以上、Mo含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、W含有量が1.0%超、Mo含有量が0.5%超になると、熱延鋼板製造時、熱間圧延終了後の冷却工程に続くコイル巻取り時に鋼のオーステナイトフェライト変態が完了せず、実質的にフェライト単相組織(面積率95%以上のフェライト相)の熱延鋼板が得られなくなるおそれがある。その結果、上記オーステナイトフェライト変態と同時に析出する炭化物の量が減少するため、熱延鋼板強度の著しい低下が懸念される。したがって、W含有量は1.0%以下、Mo含有量は0.5%以下とすることが好ましい。また、W含有量は0.01%以上0.5%以下、Mo含有量は0.01%以上0.3%以下とすることがより好ましい。

40

#### 【0037】

不純物Nb:0.03%未満

Nbは、熱間圧延時、オーステナイト粒の転位上に偏析し、その再結晶の進行を阻害する元素である。したがって、熱延鋼板の機械的特性の異方性を抑制するには、Nb含有量を0.03%未満にまで低減する必要がある。より好ましくは0.02%未満である。なお、本発明においてNbは不純物であることから、その含有量をゼロとすることが最も好ましい。

50

## 【0038】

不純物B：0.0005%未満

Bは、熱間圧延時、オーステナイト粒の粒界および転位上に偏析して再結晶の進行を阻害するばかりか、オーステナイト粒の再結晶温度を著しく上昇させるため、圧延中でのひずみエネルギーを蓄積させ易い元素である。オーステナイト粒が未再結晶の状態から変態した熱延鋼板のフェライト粒は圧延方向に伸展し、機械的特性の異方性を顕著に増大させる。上記観点から、Bは0.0005%未満にまで低減する必要がある。より好ましくは0.0003%未満である。なお、本発明においてBは不純物であることから、その含有量をゼロとすることが最も好ましい。

## 【0039】

また、前記基本成分に加えてさらに、Sb、Cu、Ni、Sn、Cr、Ca、REM、Mg、Se、Te、Po、As、Bi、Ge、Pb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、Hg、Ag、Au、Pd、Pt、Co、Rh、Ir、Ru、Os、Tc、Re、Ta、Be、Srのうち1種以上を合計で1.0%以下含有してもよい。合計で1.0%以下であれば、素材強度や機械的特性の異方性に影響をおよぼさない。上記以外の成分は、Feおよび不可避的不純物である。

## 【0040】

本発明は、上記した組成の鋼素材を加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とする。

本発明において、鋼の溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続鋳造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましいが、造塊 - 分塊圧延法、薄スラブ連続鋳法等、公知の鋳造方法でスラブとしても良い。

## 【0041】

鋼素材の加熱温度T（ ）：1150 以上

上記の如く得られた鋼素材（鋼スラブ）に、粗圧延および仕上げ圧延を施すが、本発明においては、粗圧延に先立ち鋼素材を加熱して実質的に均質なオーステナイト相とし、粗大な炭化物を溶解する必要がある。鋼素材の加熱温度が1150 を下回ると、粗大なTi炭化物が溶解しないため、熱間圧延終了後の冷却・巻き取り工程で微細分散する炭化物の量が減じることとなり、最終的に得られる熱延鋼板の強度が著しく低下する。したがって、鋼素材を、最高到達温度が1150 以上となるように加熱する。好ましくは1200 以上である。

## 【0042】

$$[Ti^*] < 10^{(-7000/(T+273)+2.75)}/[C] \cdots (2)$$

$$\text{但し、} [Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

T：鋼素材の加熱温度（ ）

（[C]、[S]、[N]、[Ti]：各元素の含有量（質量%））

本発明においては、粗圧延前の鋼素材の加熱温度T（ ）を、1150 以上にするとともに上記(2)式を満足する温度とする。

## 【0043】

前述のように、鋼素材の再加熱（熱間圧延前の加熱）で残存した粗大なTi炭化物は、オーステナイト粒の再結晶を遅延させるため、オーステナイト フェライト変態点の高温化による鋼板強度の低下、および熱延鋼板の機械的特性の異方性増大を招く。そこで、上記した組成を有する鋼素材について本発明者らが検討した結果、熱間圧延前の加熱によって鋼素材中の粗大なTi炭化物を溶解するには、上記(2)式を満たす必要があることを知見した。なお、上記(2)式の左辺である $[Ti^*]$ は、製鋼の段階で生成する窒化物と硫化物を含有量から差し引いた値でTi炭化物を形成して実質的に強化に寄与するTi量を表す。また、Tは、鋼素材の加熱温度T（ ）、すなわち鋼素材再加熱での最高到達温度である。

## 【0044】

1150 以上の温度域での鋼素材の滞留時間：15分以上

粗圧延前の鋼素材を1150 以上の温度域で加熱しても、1150 以上の温度域での鋼素材の滞留時間が15分を下回ると、粗大なTi炭化物を溶解しきれない。したがって、1150 以上

10

20

30

40

50

の温度域での鋼素材の滞留時間を15分以上とする。好ましくは20分以上である。滞留時間の上限をとくに定める必要は無いが、生産効率の観点から、滞留時間を30時間以下とすることが好ましい。

【0045】

なお、鋼素材の加熱温度T( )が1350 を上回ると、スケールロスの増大やスケールの噛み込みによる鋼板表面性状の悪化を招く。したがって、上記加熱温度T( )は1350 以下とすることが好ましい。

以上のように加熱された鋼素材に、所定条件の熱間圧延を施す。

【0046】

980 以下の温度域での合計圧下率：40%以下

10

上記した組成を有する本発明の鋼素材を、980 未満の温度域で圧延すると、オーステナイト粒の再結晶の進行が遅くなり、オーステナイト粒へのひずみエネルギーの蓄積量が大きくなる。その結果、熱間圧延終了後の冷却過程において等軸に近いフェライト粒が得られなくなり、熱延鋼板の機械的特性の異方性が増大する。また、熱間圧延終了後の冷却過程における鋼のオーステナイト フェライト変態の駆動力が上昇し、フェライト変態が高温で開始するため、炭化物が粗大化して熱延鋼板強度が低下する。

【0047】

以上の理由により、オーステナイト粒の再結晶の進行が遅くなる980 以下の温度域では、可能な限り熱間圧延での圧下を避けることが望ましい。熱間圧延の980 以下での合計圧下率が40%を超えると、上記の悪影響が顕在化する。したがって、上記合計圧下率を40%以下とする。好ましくは33%以下である。ここで、980 以下での合計圧下率とは、粗圧延および仕上げ圧延を含む合計圧下率である。なお、980 以下での合計圧下率は0%としてもよい。

20

【0048】

仕上げ圧延温度：880 以上

仕上げ圧延温度が880 を下回ると、オーステナイト粒へのひずみエネルギーの蓄積が顕著になり、これに伴い熱延鋼板の機械的特性の異方性や強度に関する諸問題が顕在化する。したがって、仕上げ圧延温度は880 以上とする。好ましくは890 以上である。仕上げ圧延温度の上限は特に定める必要はないが、熱間圧延前の加熱温度、圧延通板速度、鋼板厚などにより自ずと決定される。このため、実質的には仕上げ圧延温度の上限は1000

30

【0049】

仕上げ圧延終了後、強制冷却を開始するまでの時間：3s秒以内

上記した組成を有する本発明の鋼素材は、フェライト変態点が高いため、仕上げ圧延後直ちに冷却しなければ高温でオーステナイト フェライト変態が開始してしまい、炭化物が粗大化することとなる。したがって、本発明では、熱間圧延終了後速やかに強制冷却を開始する必要がある。仕上げ圧延終了後、少なくとも3s以内に冷却を開始する。好ましくは2s以内である。

【0050】

平均冷却速度：40 /s以上200 /s以下

40

仕上げ圧延終了後に続く強制冷却の平均冷却速度が40 /s未満では、高温でオーステナイト フェライト変態が開始し、微細な炭化物が得られず熱延鋼板強度が低下する。一方、上記平均冷却速度が200 /sを超えると、冷却停止温度が安定せず、マルテンサイト相やベイナイト相が混在した組織となり、実質的にフェライト単相組織（面積率95%以上のフェライト相）の熱延鋼板が得られない。その結果、熱間圧延終了後の冷却・巻取り工程においてオーステナイト フェライト変態と同時に析出する炭化物の量が減少し、熱延鋼板の引張強さが850MPaに達しない。したがって、仕上げ圧延終了後に続く強制冷却の平均冷却速度は200 /s以下とする必要がある。好ましくは50 /s以上150 /s以下である。なお、平均冷却速度は、強制冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度である。強制冷却停止後は空冷だけであるので、鋼板の温度がほとんど低下せずに鋼板は巻き取られる。通常は

50

冷却停止温度は巻取り温度 + 5 ~ 10 程度に設定される。

【 0 0 5 1 】

なお、鋼のオーステナイト フェライト変態点を、後述する巻取り温度域に調整すると、フェライト相の結晶粒内に炭化物を微細かつ多量に析出させることができる。冷却過程における鋼のオーステナイト フェライト変態点を、後述する巻取り温度域に調整するためには、上記平均冷却速度を50 /s以上とすることが好ましい。

【 0 0 5 2 】

巻取り温度：500 以上680 以下

上記のとおり、低い温度域ではフェライト相の結晶粒内に炭化物を微細かつ多量に析出させることができる。このような観点からは、巻取り温度（およびオーステナイト フェライト変態点）を低くすることが好ましいが、巻取り温度が500 を下回ると、元素の拡散が遅くなる結果、十分な析出量の炭化物が得られない。一方、巻取り温度（およびオーステナイト フェライト変態点）が680 を超えると、オーステナイト フェライト変態とほぼ同時に析出した炭化物が粗大化し、熱延鋼板強度が低下する。また、最終的に得られる熱延鋼板のフェライト相の平均結晶粒径が粗大化し、熱延鋼板強度が低下する。したがって、巻取り温度の範囲は500 以上680 以下とする必要がある。好ましくは550 以上660 以下である。

【 0 0 5 3 】

なお、熱間圧延した巻き取り後の熱延鋼板は、表面にスケールが付着した状態であっても、酸洗を行うことによりスケールを除去した状態であっても、その特性が変わることはない。また、本発明では、巻き取り後の熱延鋼板にめっき処理を施して、熱延鋼板表面にめっき層を形成してもよい。めっき処理の種類は特に問わず、電気めっき処理、無電解めっき処理のいずれも適用可能である。めっき層の合金成分は特に限定されず、例えば、めっき処理として溶融亜鉛めっき処理を施して溶融亜鉛めっき層（hot dip galvanized zinc coating）を形成することができる。或いは、上記溶融亜鉛めっき処理後、更に合金化処理を施して合金化溶融亜鉛めっき層を形成してもよい。また、溶融めっきには亜鉛の他に、アルミもしくはアルミ合金等、その他の金属や合金をめっきすることもできる。

【 0 0 5 4 】

本発明により得られる熱延鋼板は、740 以下の温度域での焼鈍で析出物の状態が変わることはない。そのため、例えば焼鈍温度を740 以下とした連続溶融亜鉛めっきラインを通板させることができる。連続溶融亜鉛めっきラインの熱履歴が740 以下の温度域であれば、熱延鋼板のマトリックスであるフェライト相の結晶粒内に析出した炭化物の状態が変わることはなく、鋼板の機械的特性の変化はない。

めっき層の付着方法としては、例えば、めっき浴に鋼板を浸漬して引き上げる方法などが挙げられる。合金化処理方法としては、例えば、めっき処理後にガス炉など、鋼板表面を加熱することができる炉内で行う方法などが挙げられる。

【 0 0 5 5 】

上記した本発明の製造方法に従うことにより、フェライト相の面積率が95%以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8 μm以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有し、引張強さが850MPa以上であり且つ機械的特性の異方性が小さい高強度熱延鋼板が得られる。本発明の製造方法は、引張強さ1165MPa程度までの高強度熱延鋼板の製造に好適である。より好ましくは1100MPa程度以下である。

次に、本発明高強度熱延鋼板の組織の限定理由について説明する。

【 0 0 5 6 】

フェライト相の面積率：95%以上

先述のとおり、本発明では、Ti等の炭化物形成元素を所定量含有する鋼素材を、オーステナイト単相域に加熱したのち熱間圧延を施し、熱間圧延終了後のオーステナイト フェライト変態と同時に炭化物を微細かつ多量に析出させることで、熱延鋼板強度の向上を図る。また、引張強さ850MPa以上の熱延鋼板を得るためには、鋼素材中のTiのほぼ全量を微細

10

20

30

40

50

な炭化物として析出させる必要がある。ここで、鋼板強度に寄与する炭化物は上記オーステナイト フェライト変態に伴い析出することから、鋼素材中のTiのほぼ全量を微細な炭化物として析出させるためには上記オーステナイト フェライト変態を促進し、最終的に得られる熱延鋼板のフェライト相の面積率を大きくすることが望ましい。

【0057】

熱延鋼板のフェライト相の面積率が95%未満であると、炭化物の析出量が不十分となり、850MPa以上の引張強さが得られない。したがって、熱延鋼板のフェライト相の面積率は95%以上とする。好ましくは98%以上である。なお、該フェライト相は、ポリゴナルフェライト、ベイニティックフェライト、アシキュラーフェライト、グラニユラーフェライトを含む。

10

【0058】

本発明の熱延鋼板組織について、フェライト相以外の組織としてはセメントイト、パーライト、ベイナイト相、マルテンサイト相等が挙げられる。これらの組織が多量に存在すると、微細な炭化物の析出量が減少し鋼板強度が低下する。そのため、これらの組織は極力低減することが好ましいが、組織全体に対する合計面積率が5%以下であれば許容される。より好ましくは2%以下である。

【0059】

フェライト平均結晶粒径8 $\mu$ m以下

フェライト平均結晶粒径が8 $\mu$ mを上回ると、結晶粒微細化強化による強化量が低下し、引張強さ850MPa以上の高強度熱延鋼板が得られなくなるうえ、混粒組織となることから機械的特性にばらつきが生じ、異方性も増大する。よって、平均結晶粒径を8 $\mu$ m以下とする。好ましくは6 $\mu$ m未満である。

20

【0060】

フェライト相の結晶粒のアスペクト比：3.5以下

フェライト相の結晶粒が伸展した熱延鋼板組織になると、熱延鋼板に外力を負荷した際、フェライト相の結晶粒自体の回転や変形が外力を与えた方向で不均一になるため、熱延鋼板の機械的特性の異方性が増大する。以上の理由により、熱延鋼板の機械的特性の異方性を小さくする観点から等軸のフェライト粒であることが望ましい。上記アスペクト比が3.5を超えると、熱延鋼板の機械的特性の異方性が大きくなり、このような熱延鋼板をプレス加工するとプレス加工時に予期せぬ割れが発生する等、様々な支障をきたす。したがって、フェライト相の結晶粒のアスペクト比は3.5以下とする。好ましくは2.5以下である。

30

【0061】

なお、本発明において「フェライト相の結晶粒のアスペクト比」は、圧延方向に平行となる断面(L断面)を対象にASTM E 112-10に準拠した切断法(linear intercept method)によって求め、400倍で撮影した写真について水平線および垂直線をそれぞれ3本ずつ引き、水平線でフェライト結晶粒を切る平均長さ(平均結晶粒切片長さmean intercept length of each ferrite grain)に対する垂直線での平均結晶粒切片長さの比で定義される。また、上記アスペクト比の下限値は、おおよそ1.4となる。

【0062】

フェライト結晶粒内の炭化物

フェライト相の結晶粒内に微細析出する炭化物としては、Ti炭化物、或いは更にV炭化物、W炭化物、Mo炭化物、TiとV、W、Moの複合炭化物が挙げられる。なお、これらの炭化物の多くは、熱延鋼板製造工程における仕上げ圧延終了後の冷却・巻取り工程で、オーステナイト フェライト変態と同時に相界面析出する炭化物である。

40

【0063】

フェライト結晶粒内の炭化物平均粒子径：10nm未満

本発明鋼では、前記したTi等の炭化物を微細に分散させることにより強化を図っている。炭化物が粗大化すると、鋼板に変形が加わった際に生じる転位の運動を阻害する炭化物数が減じることから、炭化物は微細化するほど鋼板は高強度化する。引張強さ850MPa以上の高強度熱延鋼板を得るには、上記炭化物の平均粒子径を10nm未満とする必要がある。好ま

50

しくは6nm以下である。

【0064】

本発明の熱延鋼板は、740 までの加熱処理を短時間施しても材質変動が小さい。そのため、鋼板に耐食性を付与する目的で、本発明の熱延鋼板にめっき処理を施し、その表面にめっき層を具えることができる。めっき処理における加熱温度は740 以下で作業可能であることから、本発明の熱延鋼板にめっき処理を施しても前記した本発明の効果を損なうことはない。めっき層の種類は特に問わず、電気めっき層、無電解めっき層のいずれも適用可能である。また、めっき層の合金成分も特に問わず、熔融亜鉛めっき層、合金化熔融亜鉛めっき層などが好適な例として挙げられるが、勿論、これらに限定されず従前公知のものがいずれも適用可能である。

10

【実施例】

【0065】

表1に示す組成を有する肉厚250mmの鋼素材を、表2に示す熱延条件で板厚1.2~3.2mmの熱延鋼板とした。なお、表2に記載の冷却速度は、強制冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度である。また、得られた熱延鋼板の一部に対しては、焼鈍温度700~720 の熔融亜鉛めっきラインに通板し、その後、460 のめっき浴(めっき組成: Zn-0.13mass%Al)に浸漬し、熔融亜鉛めっき鋼板(GI材)とした。また一部の鋼板は、上記と同様にして熔融亜鉛めっきラインに通板後、めっき浴に浸漬し、さらに520 で合金化処理を施して合金化熔融亜鉛めっき材(GA材)とした。めっき付着量はGI材、GA材とも片面当たり45g/m<sup>2</sup>とした。

20

なお、鋼板No.3~9、18~23を除き、巻き取りまでの冷却中にオーステナイトからフェライトへの変態は生じていないことを、別途確認している。

【0066】

【表 1】

鋼	化学成分 (mass%)																[Ti] <sup>1)</sup>	(1)式の 右辺 <sup>2)</sup>	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	V	Mo	W	Nb	B	その他					
A	0.082	0.05	1.05	0.01	0.0021	0.043	0.0041	0.16	-	-	-	0.005	0.0001	-			0.14	2.30	発明例
B	0.061	0.06	0.48	0.01	0.0026	0.044	0.0039	0.22	-	-	-	0.007	0.0001	-			0.20	1.20	発明例
C	0.125	0.05	0.18	0.01	0.0009	0.044	0.0040	0.18	-	-	-	0.009	0.0001	-			0.17	3.03	発明例
D	0.071	0.03	0.95	0.01	0.0024	0.040	0.0037	0.28	-	-	-	0.002	<0.0001	REM:0.0021, Cd:0.0001, Ag:0.0002, Co:0.002, Os:0.0001, Be:0.0001, Po:0.0001, Ga:0.0001			0.26	1.08	発明例
E	0.088	0.01	0.31	0.01	0.0015	0.039	0.0040	0.20	-	-	-	0.005	0.0001	Ni:0.021, Cr:0.045, Cu:0.08, Sn:0.001, Sb:0.1, Mg:0.002, Rh:0.0001			0.18	2.13	発明例
F	0.076	0.01	1.11	0.01	0.0015	0.039	0.0040	0.16	0.10	-	-	0.005	<0.0001	Se:0.0001, Bi:0.0001, In:0.0002, Zn:0.0002, Pd:0.0001, Ir:0.0001, Ru:0.0001, Re:0.0001, Sn:0.001			0.14	2.11	発明例
G	0.105	0.04	0.35	0.01	0.0020	0.041	0.0015	0.14	0.24	-	-	0.004	<0.0001	Te:0.0001, As:0.0001, Ge:0.0002, Pb:0.0001, Tl:0.0001, Hg:0.0001, Au:0.0002, Pt:0.0001, Tc:0.0001, Ta:0.0001, Sr:0.0001, Ca:0.004			0.13	3.18	発明例
H	0.081	0.08	0.18	0.01	0.0020	0.041	0.0015	0.15	-	0.18	-	0.004	<0.0001	-			0.14	2.28	発明例
I	0.082	0.01	0.24	0.01	0.0018	0.040	0.0015	0.15	0.04	0.10	0.05	0.001	0.0001	-			0.14	2.31	発明例
J	0.051	0.08	0.41	0.01	0.0016	0.038	0.0034	0.16	-	-	-	0.007	0.0001	-			0.15	1.40	比較例
K	0.071	0.01	1.52	0.01	0.0017	0.039	0.0037	0.17	-	-	-	0.005	0.0002	-			0.15	1.83	比較例
L	0.076	0.02	0.37	0.01	0.0085	0.040	0.0015	0.16	-	-	-	0.006	0.0001	-			0.14	2.14	比較例
M	0.082	0.03	0.43	0.01	0.0014	0.041	0.0028	0.19	-	-	-	0.050	0.0001	-			0.18	1.84	比較例
N	0.079	0.01	0.40	0.01	0.0008	0.045	0.0031	0.17	-	-	-	0.005	0.0012	-			0.16	2.00	比較例
O	0.056	0.02	0.48	0.01	0.0019	0.043	0.0028	0.27	-	-	-	0.006	0.0001	-			0.26	0.97	比較例

<sup>1)</sup> [Ti]<sup>\*</sup>=[Ti]-3.4×[N]-1.5×[S]

<sup>2)</sup> (([C]/12)/([Ti]/48) の値)

([C], [N], [S], [Ti] は各元素の含有量(質量%))

【 0 0 6 7 】

10

20

30

40



【表 2】

鋼板 No.	鋼	スラブ加熱温度 T(°C)	(2)式の右辺 <sup>3)</sup>	(2)式の成立	1150°C以上の温度域でのスラブ滞留時間(min)	980°C以下の温度域での合計圧下率(%)	仕上げ圧延温度(°C)	冷却開始時間 <sup>4)</sup> (s)	冷却速度 <sup>5)</sup> (°C/s)	巻取温度(°C)	備考
2	1240	0.16	Yes	18	0	990	1.4	60	640	発明例	
3	1220	0.14	No	20	25	930	1.1	50	600	比較例	
4	1240	0.16	Yes	10	7	920	1.6	60	600	比較例	
5	1240	0.16	Yes	20	45	900	1.0	60	600	比較例	
6	1240	0.16	Yes	20	17	870	0.9	50	600	比較例	
7	1250	0.17	Yes	19	10	960	1.6	20	610	比較例	
8	1240	0.16	Yes	24	14	950	1.5	50	480	比較例	
9	1250	0.17	Yes	18	17	910	1.4	60	720	比較例	
10	1250	0.23	Yes	21	25	920	1.7	60	610	発明例	
11	1320	0.18	Yes	25	22	930	1.4	40	590	発明例	
12	1310	0.30	Yes	22	15	950	1.4	70	600	発明例	
13	1300	0.20	Yes	29	0	980	1.2	70	620	発明例	
14	1240	0.17	Yes	27	28	920	1.7	50	600	発明例	
15	1260	0.15	Yes	19	10	910	1.6	60	630	発明例	
16	1250	0.18	Yes	23	5	930	1.4	70	600	発明例	
17	1250	0.17	Yes	27	10	940	1.8	60	590	発明例	
18	1250	0.28	Yes	24	20	920	1.3	60	600	比較例	
19	1250	0.20	Yes	20	25	930	1.5	50	580	比較例	
20	1250	0.19	Yes	32	17	930	1.3	60	600	比較例	
21	1250	0.17	No	39	33	900	1.8	70	620	比較例	
22	1250	0.18	Yes	17	25	920	1.2	60	600	比較例	
23	1280	0.31	Yes	25	19	930	1.4	60	640	比較例	
24	1250	0.17	Yes	32	65	860	1.1	60	600	比較例	

<sup>3)</sup>  $10^{(-7000/(T+273)+2.75)}/[C]$  の値。(T:スラブ加熱の最高到達温度(°C), [C]:Cの含有量(質量%))

<sup>4)</sup> 仕上げ圧延終了後、強制冷却を開始するまでの時間(s)。

<sup>5)</sup> 強制冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度(°C/s)。

【0068】

上記により得られた熱延鋼板（熱延鋼板、GI材、GA材）から試験片を採取し、組織観察、引張試験を行い、フェライト相の面積率、フェライト相以外の組織の種類および面積率、フェライト相の平均結晶粒径およびアスペクト比、炭化物の平均粒子径、降伏強度、引張強さ、伸びを求めた。試験方法は次のとおりとした。

【0069】

(i) 組織観察

フェライト相の面積率は以下の手法により評価した。圧延方向に平行な断面の板厚中心部について、5%ナイトールによる腐食現出組織を走査型光学顕微鏡で400倍に拡大して10視野分撮影した。フェライト相は粒内に腐食痕やセメントイトが観察されない形態を有する組織である。また、ポリゴナルフェライト、ベイニティックフェライト、アシキュラーフェライトおよびグラニューラーフェライトをフェライトとして面積率や粒径を求めた。フェライト相の面積率は画像解析によりフェライト相とベイナイトやマルテンサイト等のフェライト相以外を分離し、観察視野に対するフェライト相の面積率によって求めた。このと

10

20

30

40

50

き、線状の形態として観察される粒界はフェライト相の一部として計上した。

【0070】

フェライト平均結晶粒径は、上記写真3枚について水平線および垂直線をそれぞれ3本ずつ引きASTM E 112-10に準拠した切断法によって求め、最終的に3枚の平均値を表3に記した。

フェライト相の結晶粒のアスペクト比は、上記と同様に熱延鋼板のL方向断面で、L方向に平行な直線がフェライト粒界を切る平均長さに対するL方向に垂直な直線がフェライト粒界を切る平均長さの比率を求めた。

【0071】

フェライト相の結晶粒内の炭化物の平均粒子径は、得られた熱延鋼板の板厚中央部から薄膜法によってサンプルを作製し、透過型電子顕微鏡（倍率：120000倍）で観察を行い、100点以上の析出物粒子径の平均によって求めた。この析出物粒子径を算出する上で、粒径1.0 $\mu\text{m}$ より大きい粗大なセメントイトや窒化物は含まないものとした。また、本測定方法で判別できる炭化物粒径の下限は0.5~1nm程度であった。

10

【0072】

(ii) 引張試験

得られた熱延鋼板から、JIS 5号引張試験片を、鋼板面内で圧延方向と直交する方向（C方向）、および圧延方向と平行な方向（L方向）を試験片長手方向として採取し、C方向およびL方向についてJIS Z 2241(2011)の規定に準拠した引張試験をそれぞれ5回を行い、平均の降伏強度(YS)、引張強さ(TS)、全伸び(El)を求めた。引張試験のクロスヘッドスピードは10mm/minとした。機械的特性の異方性は、C方向の引張強さからL方向の引張強さを差し引いた差分の絶対値、あるいはC方向の全伸びからL方向の全伸びを差し引いた差分の絶対値として定義した。機械的特性の異方性の評価としては、上記引張強さの差分の絶対値（TS）が30MPa以下であり、且つ上記全伸びの差分の絶対値（EL）が2%以下であるものを「良好」、それ以外のものを「不良」とした。

20

得られた結果を表3に示す。

【0073】

【表 3】

鋼板 No.	熱延鋼板の表面状態 <sup>6)</sup>	熱延鋼板の組織			熱延鋼板の機械的特性				異方性		備考				
		フェライト相の面積率 (%)	フェライト結径 <sup>7)</sup> (μm)	フェライト粒の Aspect 比	炭化物の 結径 <sup>8)</sup> (nm)	C方向 降伏強度 YS(MPa)	C方向 引張強さ TS(MPa)	C方向 伸び EL (%)	L方向 降伏強度 YS(MPa)	L方向 引張強さ TS(MPa)		L方向 伸び EL (%)	評価		
1	裸材	98(残部セメンタイト)	4	3.2	3	794	873	18	808	860	18	13	0	良好	発明例
2	GA材	100	4	3.0	3	791	869	18	789	855	18	14	0	良好	発明例
3	裸材	100	3	3.1	4	803	881	18	811	871	18	10	0	良好	発明例
4	裸材	100	4	3.7	3	746	823	17	708	795	15	34	2	不良	比較例
5	裸材	99(残部セメンタイト)	5	3.6	4	702	826	17	697	792	15	34	2	不良	比較例
6	裸材	100	5	4.1	3	747	859	17	736	818	14	41	3	不良	比較例
7	裸材	100	5	3.9	4	788	856	17	732	813	15	43	2	不良	比較例
8	裸材	100	6	3.1	11	713	820	18	729	801	18	19	0	良好	比較例
9	裸材	91(残部ベイナイト)	4	2.8	3	722	839	18	721	814	18	25	0	良好	比較例
10	裸材	100	9	3.0	10	718	798	19	684	761	20	37	1	不良	比較例
11	GA材	100	3	2.4	3	912	981	18	911	980	17	1	1	良好	発明例
12	GA材	100	4	2.3	3	892	980	19	895	983	18	3	1	良好	発明例
13	GA材	100	4	1.5	2	810	900	18	806	896	18	4	0	良好	発明例
14	GA材	100	4	1.4	3	821	892	18	819	890	18	2	0	良好	発明例
15	GA材	100	4	2.9	2	957	1052	16	945	1039	16	13	0	良好	発明例
16	GA材	100	5	2.9	3	953	1051	17	939	1032	17	19	0	良好	発明例
17	GA材	100	4	2.2	2	871	937	18	867	932	18	5	0	良好	発明例
18	GA材	100	4	2.3	3	862	927	19	865	930	19	3	0	良好	発明例
19	GA材	100	4	3.1	3	930	1011	17	920	1001	17	10	0	良好	発明例
20	GA材	100	4	3.0	3	922	1009	17	913	998	17	11	0	良好	発明例
21	GA材	100	4	2.1	2	1066	1165	16	1060	1158	17	7	1	良好	発明例
22	GA材	100	5	2.3	3	1057	1161	16	1051	1155	17	6	1	良好	発明例
23	GA材	100	4	2.3	3	916	1006	17	908	997	18	9	1	良好	発明例
24	GA材	100	5	2.2	3	897	997	17	896	996	17	1	0	良好	発明例
25	GA材	100	4	2.2	4	959	1020	17	950	1011	17	9	0	良好	発明例
26	GA材	100	4	2.3	4	949	1015	17	942	1008	17	7	0	良好	発明例
27	GA材	100	5	2.8	3	755	839	19	749	832	18	7	1	良好	発明例
28	GA材	100	5	3.8	3	803	882	19	770	846	18	36	1	不良	比較例
29	GA材	100	4	2.9	3	782	860	16	773	849	12	11	4	不良	比較例
30	GA材	100	5	3.7	3	848	921	17	814	885	17	36	0	不良	比較例
31	GA材	100	5	4.0	3	755	888	18	717	843	15	45	3	不良	比較例
32	GA材	100	4	3.3	12	708	814	19	690	793	20	21	1	不良	比較例
33	GA材	100	3	8.5	3	956	1043	17	915	998	16	45	1	不良	比較例

<sup>6)</sup> めっき層の有無。 裸材:めっき層なし G材:溶融亜鉛めっき層あり GA材:合金化溶融亜鉛めっき層あり

<sup>7)</sup> フェライト平均結晶粒径

<sup>8)</sup> フェライト粒内の炭化物の平均粒子径

【0074】

本発明例の熱延鋼板はいずれも、引張強さTS:850MPa以上であり、且つ機械的特性の異方性の評価が良好であり、機械的特性の異方性が小さい。一方、比較例の熱延鋼板は、所定の強度が得られていないか、機械的特性の異方性が大きい。

【手続補正書】

【提出日】平成26年1月6日(2014.1.6)

【手続補正1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

## 【補正の内容】

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

鋼素材を加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.055% 以上0.15% 以下、 Si : 0.2% 以下、  
 Mn : 1.3% 以下、 P : 0.03% 以下、  
 S : 0.007% 以下、 Al : 0.1% 以下、  
 N : 0.01% 以下、 Ti : 0.14% 以上0.30% 以下

を、C、S、NおよびTiが下記(1)式を満足するように含有し、不純物であるNb、BをNb : 0.03% 未満、B : 0.0005% 未満に制限し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成とし、

前記加熱の加熱温度T ( ) を1150 以上であり且つ下記(2)式を満足する温度とし、前記鋼素材が1150 以上の温度域に滞留する時間を15分以上とし、

前記熱間圧延の980 以下の温度域での合計圧下率を40% 以下とし、

前記仕上げ圧延の仕上げ圧延温度を880 以上とし、

前記冷却を仕上げ圧延終了後3秒以内に開始し、前記冷却の平均冷却速度を40 /s以上200 /s以下とし、

前記巻き取りの巻き取り温度を500 以上680 以下とする熱延鋼板の製造方法。

記

$$1.0 < ([C]/12)/([Ti^*]/48) \cdots (1)$$

$$[Ti^*] < 10^{(-7000/(T+273)+2.75)}/[C] \cdots (2)$$

$$\text{但し、}[Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

T : 鋼素材の加熱温度 ( )

( [C]、[S]、[N]、[Ti] : 各元素の含有量 (質量%) )

## 【請求項2】

前記組成に加えてさらに、質量%でV : 0.30% 以下を含有する、請求項1に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項3】

前記組成に加えてさらに、質量%でW : 1.0% 以下、Mo : 0.5% 以下のいずれか1種以上を含有する、請求項1に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項4】

前記組成に加えてさらに、質量%でW : 1.0% 以下、Mo : 0.5% 以下のいずれか1種以上を含有する、請求項2に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項5】

前記組成に加えてさらに、質量%で、Sb、Cu、Ni、Sn、Cr、Ca、REM、Mg、Se、Te、Po、As、Bi、Ge、Pb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、Hg、Ag、Au、Pd、Pt、Co、Rh、Ir、Ru、Os、Tc、Re、Ta、Be、Srのうちの1種以上を合計で1.0% 以下含有する、請求項1ないし4のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項6】

請求項1ないし5のいずれかの方法により製造された高強度熱延鋼板であって、フェライト相の面積率が95% 以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8μm以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有し、引張強さが850MPa以上である、熱延鋼板。

## 【請求項7】

鋼板表面にめっき層を有する、請求項6に記載の熱延鋼板。

## 【請求項8】

前記めっき層が亜鉛めっき層である、請求項7に記載の熱延鋼板。

## 【請求項9】

前記めっき層が合金化亜鉛めっき層である、請求項7に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 10】

前記熱延鋼板の引張強さの異方性が30MPa以下である請求項6ないし9のいずれかに記載の熱延鋼板。

上記引張強さの異方性は、C方向の引張強さからL方向の引張強さを差し引いた差分の絶対値として定義される。

## 【請求項 11】

前記熱延鋼板の全伸びの異方性が2%以下である請求項6ないし9のいずれかに記載の熱延鋼板。

上記全伸びの異方性は、C方向の全伸びからL方向の全伸びを差し引いた差分の絶対値として定義される。

## 【手続補正書】

【提出日】平成26年6月12日(2014.6.12)

## 【手続補正 1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

鋼素材を加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却し、巻き取り、熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、質量%で、

C : 0.055% 以上0.15% 以下、 Si : 0.2% 以下、  
Mn : 1.3% 以下、 P : 0.03% 以下、  
S : 0.007% 以下、 Al : 0.1% 以下、  
N : 0.01% 以下、 Ti : 0.14% 以上0.30% 以下

を、C、S、NおよびTiが下記(1)式を満足するように含有し、不純物であるNb、BをNb : 0.03%未満、B : 0.0005%未満に制限し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とし、

前記加熱の加熱温度T( )を1150 以上であり且つ下記(2)式を満足する温度とし、前記鋼素材が1150 以上の温度域に滞留する時間を15分以上とし、

前記熱間圧延の980 以下の温度域での合計圧下率を40%以下とし、

前記仕上げ圧延の仕上げ圧延温度を880 以上とし、

前記冷却を仕上げ圧延終了後3秒以内に開始し、前記冷却の平均冷却速度を40 /s以上200 /s以下とし、

前記巻き取りの巻取り温度を500 以上680 以下とする、フェライト相の面積率が95%以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8μm以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有する熱延鋼板の製造方法。

記

$$1.0 < ([C]/12)/([Ti^*]/48) \cdots (1)$$

$$[Ti^*] < 10^{(-7000/(T+273)+2.75)}/[C] \cdots (2)$$

$$\text{但し、}[Ti^*] = [Ti] - 3.4 \times [N] - 1.5 \times [S]$$

T : 鋼素材の加熱温度( )

([C]、[S]、[N]、[Ti] : 各元素の含有量(質量%))

## 【請求項 2】

前記組成に加えてさらに、質量%でV : 0.30%以下を含有する、請求項1に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 3】

前記組成に加えてさらに、質量%でW : 1.0%以下、Mo : 0.5%以下のいずれか1種以上を含有する、請求項1に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 4】

前記組成に加えてさらに、質量%でW：1.0%以下、Mo：0.5%以下のいずれか1種以上を含有する、請求項2に記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 5】

前記組成に加えてさらに、質量%で、Sb：0.1%以下、Cu：0.08%以下、Ni：0.021%以下、Sn：0.001%以下、Cr：0.045%以下、Ca：0.004%以下、REM：0.0021%以下、Mg：0.002%以下、Se：0.0001%以下、Te：0.0001%以下、Po：0.0001%以下、As：0.0001%以下、Bi：0.0001%以下、Ge：0.002%以下、Pb：0.0001%以下、Ga：0.0001%以下、In：0.0002%以下、Tl：0.0001%以下、Zn：0.0002%以下、Cd：0.0001%以下、Hg：0.0001%以下、Ag：0.0002%以下、Au：0.0002%以下、Pd：0.0001%以下、Pt：0.0001%以下、Co：0.002%以下、Rh：0.0001%以下、Ir：0.0001%以下、Ru：0.0001%以下、Os：0.0001%以下、Tc：0.0001%以下、Re：0.0001%以下、Ta：0.0001%以下、Be：0.0001%以下、Sr：0.0001%以下のうちの1種以上を合計で1.0%以下含有する、請求項1ないし4のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項 6】

請求項1ないし5のいずれかの方法により製造された高強度熱延鋼板であって、フェライト相の面積率が95%以上、該フェライト相の平均結晶粒径が8 $\mu$ m以下、該フェライト相の結晶粒のアスペクト比が3.5以下であり、前記フェライト相の結晶粒内の炭化物平均粒子径が10nm未満である組織を有し、引張強さが850MPa以上である、熱延鋼板。

## 【請求項 7】

鋼板表面にめっき層を有する、請求項6に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 8】

前記めっき層が亜鉛めっき層である、請求項7に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 9】

前記めっき層が合金化亜鉛めっき層である、請求項7に記載の熱延鋼板。

## 【請求項 10】

前記熱延鋼板の引張強さの異方性が30MPa以下である請求項6ないし9のいずれかに記載の熱延鋼板。

上記引張強さの異方性は、C方向の引張強さからL方向の引張強さを差し引いた差分の絶対値として定義される。

## 【請求項 11】

前記熱延鋼板の全伸びの異方性が2%以下である請求項6ないし9のいずれかに記載の熱延鋼板。

上記全伸びの異方性は、C方向の全伸びからL方向の全伸びを差し引いた差分の絶対値として定義される。

## 【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/JP2012/008239
<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b> C21D9/46(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b> Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C21D9/46, B21B3/00, C22C38/00, C22C38/14, C22C38/60, C23C2/06, C23C2/28 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2013 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2013 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2013 Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-161111 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 22 June 2006 (22.06.2006), entire text; all drawings (Family: none)	1-11
A	JP 2006-124789 A (JFE Steel Corp.), 18 May 2006 (18.05.2006), entire text; all drawings (Family: none)	1-11
A	JP 2003-138343 A (NKK Corp.), 14 May 2003 (14.05.2003), entire text; all drawings (Family: none)	1-11
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 05 March, 2013 (05.03.13)		Date of mailing of the international search report 02 April, 2013 (02.04.13)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/008239

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2003-89848 A (NKK Corp.), 28 March 2003 (28.03.2003), entire text; all drawings & US 2003/0063996 A1 & US 2004/0074573 A1 & EP 1338665 A1 & WO 2002/36840 A1 & CA 2395901 A1 & CN 1394237 A	1-11
A	JP 2008-179852 A (JFE Steel Corp.), 07 August 2008 (07.08.2008), entire text; all drawings (Family: none)	1-11
A	JP 5-271865 A (Nippon Steel Corp.), 19 October 1993 (19.10.1993), entire text; all drawings (Family: none)	1-11



国際調査報告		国際出願番号 PCT/J P 2 0 1 2 / 0 0 8 2 3 9	
A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C21D9/46, B21B3/00, C22C38/00, C22C38/14, C22C38/60, C23C2/06, C23C2/28			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2013年 日本国実用新案登録公報 1996-2013年 日本国登録実用新案公報 1994-2013年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号	
A	JP 2006-161111 A (住友金属工業株式会社) 2006.06.22, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-11	
A	JP 2006-124789 A (JFEスチール株式会社) 2006.05.18, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-11	
A	JP 2003-138343 A (日本鋼管株式会社) 2003.05.14, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-11	
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー		の日の後に公表された文献	
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの		「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの	
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの		「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの	
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)		「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの	
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献		「&」同一パテントファミリー文献	
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願			
国際調査を完了した日 05.03.2013		国際調査報告の発送日 02.04.2013	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 相澤 啓祐	4 K 4 0 3 7
		電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告		国際出願番号 PCT/J P 2 0 1 2 / 0 0 8 2 3 9
C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2003-89848 A (日本鋼管株式会社) 2003.03.28, 全文、全図 & US 2003/0063996 A1 & US 2004/0074573 A1 & EP 1338665 A1 & WO 2002/36840 A1 & CA 2395901 A1 & CN 1394237 A	1-11
A	JP 2008-179852 A (J F E スチール株式会社) 2008.08.07, 全文、 全図 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 5-271865 A (新日本製鐵株式会社) 1993.10.19, 全文、全図 (フ ァミリーなし)	1-11

## フロントページの続き

(51) Int.Cl. F I テーマコード(参考)  
**B 2 1 B 3/00 (2006.01) B 2 1 B 3/00 A**

(81) 指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC

(72) 発明者 重見 将人  
 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 大久保 英和  
 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 金村 篤謙  
 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

F ターム(参考) 4E002 AA07 AD04 BC05 BC07 CB01  
 4K037 EA01 EA02 EA03 EA05 EA06 EA09 EA10 EA11 EA13 EA14  
 EA15 EA17 EA18 EA19 EA20 EA23 EA24 EA25 EA26 EA27  
 EA29 EA30 EA31 EA32 EA33 EA34 EA36 EB06 EB07 EB08  
 EB13 FA02 FA03 FB07 FC04 FC05 FD04 FE01 FE02 FE03  
 FF01 FF02 GA05 HA04 JA07

(注) この公表は、国際事務局(WIPO)により国際公開された公報を基に作成したものである。なおこの公表に係る日本語特許出願(日本語実用新案登録出願)の国際公開の効果は、特許法第184条の10第1項(実用新案法第48条の13第2項)により生ずるものであり、本掲載とは関係ありません。