

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6048580号
(P6048580)

(45) 発行日 平成28年12月21日 (2016.12.21)

(24) 登録日 平成28年12月2日 (2016.12.2)

(51) Int. Cl.	F 1
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 U
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26 E

請求項の数 7 (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2015-518219 (P2015-518219)	(73) 特許権者	000006655
(86) (22) 出願日	平成26年5月16日 (2014.5.16)		新日鐵住金株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2014/063026		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87) 国際公開番号	W02014/188966	(74) 代理人	100090273
(87) 国際公開日	平成26年11月27日 (2014.11.27)		弁理士 國分 孝悦
審査請求日	平成27年8月3日 (2015.8.3)	(72) 発明者	首藤 洋志
(31) 優先権主張番号	特願2013-107324 (P2013-107324)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
(32) 優先日	平成25年5月21日 (2013.5.21)		日鐵住金株式会社内
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(72) 発明者	東 昌史
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
			日鐵住金株式会社内
		(72) 発明者	▲榊▼原 章文
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
			日鐵住金株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.01 ~ 0.2 %、

Si : 2.5 % 以下 (0 は含まない)、

Mn : 1.0 ~ 4.0 %、

P : 0.10 % 以下、

S : 0.03 % 以下、

Al : 0.001 ~ 2.0 %、

N : 0.01 % 以下 (0 は含まない)、

O : 0.01 % 以下 (0 は含まない)、

Cu : 0 ~ 2.0 %、

Ni : 0 ~ 2.0 %、

Mo : 0 ~ 1.0 %、

V : 0 ~ 0.3 %、

Cr : 0 ~ 2.0 %、

Mg : 0 ~ 0.01 %、

Ca : 0 ~ 0.01 %、

REM : 0 ~ 0.1 %、及び、

B : 0 ~ 0.01 %

を含有し、TiとNbのいずれか一方あるいは両方を合計で0.01～0.30%含有し、残部は鉄及び不純物である組成と、

焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの体積分率が合計で90%以上である組織を有し、

表面から板厚の1/4の範囲の部分の平均有効結晶粒径が10μm以下であり、表面から50μmの範囲の部分の平均有効結晶粒径が6μm以下であり、前記焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイト中に存在する鉄系炭化物が 1×10^6 (個/mm²)以上であり、前記焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であることを特徴とする熱延鋼板。

【請求項2】

10

更に質量%で、

Cu: 0.01～2.0%、

Ni: 0.01～2.0%、

Mo: 0.01～1.0%、

V: 0.01～0.3%、及び

Cr: 0.01～2.0%、

からなる群から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板。

【請求項3】

20

更に質量%で、

Mg: 0.0005～0.01%、

Ca: 0.0005～0.01%、及び

REM: 0.0005～0.1%、

からなる群から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の熱延鋼板。

【請求項4】

更に質量%で、

B: 0.0002～0.01%

を含有することを特徴とする請求項1から3のいずれか1項に記載の熱延鋼板。

【請求項5】

30

鋼板の表面に、亜鉛めっき層あるいは合金化亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項1から4のいずれか1項に記載の熱延鋼板。

【請求項6】

請求項1から4のいずれか1項に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

請求項1から4のいずれか1項に記載の組成を有する鑄造スラブを直接または一旦冷却した後1200℃以上に加熱する工程と、

仕上げ圧延の最終段において、圧延ロールの直径をR/mm、圧下率をr%としたとき $R / (100 - r) \geq 8$ を満たし、熱間圧延の完了温度を900℃以上として熱間圧延を行う工程と、

仕上げ圧延温度から700℃間を平均冷却速度60℃/秒以上の冷却速度にて冷却し、700℃から400℃間を平均冷却速度50℃/秒以上の冷却速度にて冷却し、400℃から室温の間を平均冷却速度50℃/秒未満の冷却速度にて冷却し、400℃未満の温度で巻き取る工程と、

40

を有することを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】

請求項5に記載の熱延鋼板の製造方法であって、

前記巻き取り後、亜鉛めっき処理あるいは合金化亜鉛めっき処理を行う工程を更に有することを特徴とする請求項6に記載の熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

50

【0001】

本発明は、引張最大強度が980MPa以上で疲労強度と低温韌性に優れた熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。特に、繰り返し応力が負荷される部材での使用に耐え、かつ極低温域での使用を可能にするために、疲労強度と低温韌性を具備した熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用して自動車車体の軽量化が進められている。また、搭乗者の安全性を確保するために、自動車車体には軟鋼板の他に、引張最大強度980MPa以上の高強度鋼板が多く使用されるようになってきている。更に自動車車体の軽量化を今後進めていくためには、従来以上に高強度鋼板の使用強度レベルを高めなければならない。鋼板の高強度化は、一般的に低温韌性などの材料特性の劣化を伴うため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板の開発において重要となる。

【0003】

鋼板の疲労強度は、自動車の足回り用鋼板を中心とする重要保安部品を中心に必要とされる特性である。鋼板の高強度化と共に疲労強度を向上させなければ、部品の軽量化は実現できない。このため、強度のみならず、それ以下の応力では疲労破壊の発生しない疲労限や、一定の応力または歪を負荷した際の疲労寿命である時間強度によって、疲労特性が規定されている。

【0004】

また、このような部材に用いられる鋼板は、部材として成形されて自動車に取り付けられた後に、衝突等による衝撃を受けても部材が破壊しにくくしたいという要望がある。さらに、寒冷地での耐衝撃性確保のためには、低温韌性をも向上させたいという要望もある。この低温韌性は、 vT_{rs} （シャルピー破面遷移温度）等で規定されるものである。このため、上記鋼材の耐衝撃性そのものを考慮することも必要とされている。加えて、鋼板は高強度化によって塑性変形がし難くなることから、破壊の懸念がより高まる。このため、韌性は重要な特性として要望がある。

【0005】

疲労特性を向上させるには、組織を微細化させることが有効である。例えば特許文献1と特許文献2には、フェライトの平均粒径を2 μm 以下とした、強度－延性バランス及び疲労限度比（疲労強度／TS）の良好な熱延鋼板が開示されている。しかし、これらの鋼板はフェライトを主相とした組織であり、980MPa以上の強度を確保することが難しい。

また、疲労き裂は表面近傍から発生するため、表面近傍の組織を微細化することが特に重要である。例えば、特許文献3には、ポリゴナルフェライトを主相とし、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が板厚中心から表層に向かい漸次小さくなる結晶粒径傾斜組織とした熱延鋼板が開示されている。この熱延鋼板は、熱延後に曲げ加工を加えることにより、ポリゴナルフェライト分率を板厚中心部から板厚表層部に向かって漸次微細化したものである。

さらに、特許文献4には、ポリゴナルフェライトを主相とし、表層近傍の結晶粒径を板厚中心部の粒径の20%以下とした熱延鋼板が開示されている。この熱延鋼板は、フェライト域で圧延し、熱延時の加工発熱で表層を逆変態させて表層の組織を微細化したものである。

これらの熱延鋼板は疲労特性に優れるものの、製造方法が複雑で、好適な製造条件が狭いため、生産性や歩留まりの低下が懸念される。また、フェライトが主相であるため、980MPa以上の強度確保が難しい。

【0006】

これに対し、マルテンサイト組織は、極めて硬いことから、980MPa級以上の高強度を有する鋼板においては、強化のために主相あるいは第二相として利用される場合が多

10

20

30

40

50

い。特許文献5には、マルテンサイト組織を主相とした組織において、細粒化による疲労特性向上が記載されている。ただし、これは鋼管分野の技術であり、造管後に縮径し、加熱した後、急冷することでマルテンサイトの平均ブロック径を $3\mu\text{m}$ 以下としたものである。同様の手法を熱延鋼板に応用し、疲労強度を向上させるには、仕上げ圧延後に加熱・急冷装置を導入する必要がある、大きな投資が必要となるという課題がある。

【0007】

一方、鋼板の靱性を向上させる方法として、例えば特許文献6には、アスペクト比を調整したマルテンサイト相を鋼板の組織の主相とする製造方法が開示されている。

一般的に、マルテンサイトのアスペクト比は、変態前のオーステナイト粒のアスペクト比に依存することが知られている。ここで、アスペクト比の大きなマルテンサイトとは、未再結晶オーステナイト（圧延により延ばされたオーステナイト）から変態したマルテンサイトを意味している。また、アスペクト比が小さいマルテンサイトとは、再結晶オーステナイトから変態したマルテンサイトを意味している。

【0008】

このことから、特許文献6の鋼板は、アスペクト比を小さくするために、オーステナイトを再結晶させる必要がある。加えて、オーステナイトを再結晶させるためには、仕上げ圧延温度を上げる必要がある。このため、オーステナイトの粒径、ひいては、マルテンサイトの粒径が大きくなる傾向があった。一般的に、靱性向上には細粒化が効果があることが知られていることから、アスペクト比の低下は形状に起因した靱性劣化因子の低減は可能なものの、結晶粒粗大化に起因した靱性劣化を伴うため、その向上には限界がある。加えて、疲労強度については何ら言及されておらず、十分な疲労強度が確保されているとは言い難い。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特開平11-92859号公報

【特許文献2】特開平11-152544号公報

【特許文献3】特開2004-211199号公報

【特許文献4】特開2007-162076号公報

【特許文献5】特開2010-70789号公報

【特許文献6】特開2011-52321号公報

【特許文献7】特開2011-17044号公報

【特許文献8】特開2012-62561号公報

【特許文献9】特開2009-52106号公報

【特許文献10】特開2008-285748号公報

【特許文献11】特開2008-255484号公報

【特許文献12】特開2005-200673号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

本発明は上述した問題点に鑑みて案出されたものであり、その目的とするところは、980MPa以上の引張最大強度と優れた疲労強度及び低温靱性をともに有する熱延鋼板及びその製造方法を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者らは、熱延鋼板の成分及び製造条件を最適化し、熱延鋼板の組織を制御することによって、疲労強度と低温靱性に優れた引張り最大強度980MPa以上の熱延鋼板の製造に成功した。その要旨は以下のとおりである。

【0012】

(1) 質量%で、

10

20

30

40

50

C : 0.01~0.2%、
 Si : 2.5%以下(0は含まない)、
 Mn : 1.0~4.0%、
 P : 0.10%以下、
 S : 0.03%以下、
 Al : 0.001~2.0%、
 N : 0.01%以下(0は含まない)、
 O : 0.01%以下(0は含まない)、
 Cu : 0~2.0%、
 Ni : 0~2.0%、
 Mo : 0~1.0%、
 V : 0~0.3%、
 Cr : 0~2.0%、
 Mg : 0~0.01%、
 Ca : 0~0.01%、
 REM : 0~0.1%、及び、
 B : 0~0.01%

10

を含有し、TiとNbのいずれか一方あるいは両方を合計で0.01~0.30%含有し、残部は鉄及び不純物である組成と、

焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの体積分率が合計で90%以上である組織を有し、

20

表面から板厚の1/4の範囲の部分の平均有効結晶粒径が10 μ m以下であり、表面から50 μ mの範囲の部分の平均有効結晶粒径が6 μ m以下であり、前記焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイト中に存在する鉄系炭化物が 1×10^6 (個/mm²)以上であり、前記焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であることを特徴とする熱延鋼板。

【0013】

(2) 更に質量%で、Cu : 0.01~2.0%、Ni : 0.01~2.0%、Mo : 0.01~1.0%、V : 0.01~0.3%、及びCr : 0.01~2.0%、からなる群から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)に記載の熱延鋼板。

30

(3) 更に質量%で、Mg : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、及びREM : 0.0005~0.1%、からなる群から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1) または(2)に記載の熱延鋼板。

(4) 更に質量%で、B : 0.0002~0.01%を含有することを特徴とする前記(1)~(3)のいずれかに記載の熱延鋼板。

【0014】

(5) 鋼板の表面に、亜鉛めっき層あるいは合金化亜鉛めっき層を有することを特徴とする前記(1)~(4)のいずれかに記載の熱延鋼板。

【0015】

40

(6) 前記(1)~(4)のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法であって、前記(1)~(4)のいずれかに記載の組成を有する 鑄造スラブを直接または一旦冷却した後1200℃以上に加熱する工程と、

仕上げ圧延の最終段において、圧延ロールの直径をR/mm、圧下率をr%としたとき $R / (100 - r) \geq 8$ を満たし、熱間圧延の完了温度を900℃以上として熱間圧延を行う工程と、

仕上げ圧延温度から700℃間を平均冷却速度60℃/秒以上の冷却速度にて冷却し、700℃から400℃間を平均冷却速度50℃/秒以上の冷却速度にて冷却し、400℃から室温の間を平均冷却速度50℃/秒未満の冷却速度にて冷却し、400℃未満の温度で巻き取る工程と、

50

を有することを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

【0017】

(7) 前記(5)に記載の熱延鋼板の製造方法であって、更に、巻き取り後、亜鉛めっき処理あるいは合金化亜鉛めっき処理を行う工程を更に有することを特徴とする前記(6)に記載の熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、疲労強度と低温靱性に優れ、引張最大強度が980MPa以上の熱延鋼板とその製造方法を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0019】

以下に、本発明の内容を詳細に説明する。

本発明者等が鋭意検討を行った結果、熱延鋼板の組織を、表面から板厚の1/4の範囲の部分の平均有効結晶粒径が10μm以下であり、表面から50μmの範囲の部分の平均有効結晶粒径が6μm以下であり、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方あるいは両方の合計を体積分率で90%以上含有する組織とすることで、さらに好ましくは焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイトの平均アスペクト比を2以下とし、焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイト中に存在する鉄系炭化物を 1×10^6 (個/mm²)以上含有することで、980MPa以上の高強度と高い疲労強度並びに低温靱性を確保可能なことを見出した。

ここで、有効結晶粒径とは、方位差15°以上の粒界で囲まれる領域であり、EBSDなどを用いて測定可能である。その詳細に関しては後述する。

【0020】

[熱延鋼板のミクロ組織]

まず、本発明の熱延鋼板のミクロ組織について説明する。

本発明の熱延鋼板では、主相を焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方とし、その合計の体積分率を90%以上とすることで、980MPa以上の引張最大強度と高い疲労強度を確保している。このことから、主相を焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方とする必要がある。

【0021】

本発明における焼き戻しマルテンサイトは、熱延鋼板が強度と疲労強度と低温靱性とを具備するために、最も重要なミクロ組織である。焼き戻しマルテンサイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径5nm以上の鉄系炭化物を含む。さらに、その鉄系炭化物は、複数のバリエーション、即ち、異なる方向に伸長した複数の鉄系炭化物群に属するものである。

焼き戻しマルテンサイトは、Ms点（マルテンサイト変態開始温度）以下の冷却時の冷却速度を低下させた場合や、一旦、マルテンサイト組織とした後、100～600℃で焼き戻すことで、その組織を得ることが出来る。本発明では400℃～室温間の冷却制御にて析出を制御する。

【0022】

下部ベイナイトも、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径5nm以上の鉄系炭化物を含む。さらに、その鉄系炭化物が、単一のバリエーション、即ち、同一方向に伸張した鉄系炭化物群に属するものである。焼き戻しマルテンサイトであるか下部ベイナイトであるかは、鉄系炭化物の伸張方向を観察することで容易に判別できる。ここで、同一方向に伸長した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸長方向の差異が5°以内であるものを意味している。

下部ベイナイトは、400℃からMs点付近で生成し、Ms点以下でもマルテンサイトと競合して生成する場合がある。400℃以下の冷却速度が比較的大きいとマルテンサイトが形成され、小さいと下部ベイナイトが形成される。

【0023】

焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方のあるいは両方の合計の体積分率が90%未満では、本発明の要件である980MPa以上の引張最大強度を確保できず、本発明の効果である高い疲労強度も得られない。このため、その下限は90%である。一方、その体積分率を100%としても、本発明の効果である強度と高い疲労強度と優れた低温靱性とが発揮される。なお、下部ベイナイトは、5%以上であることが望ましく、9%であることがさらに望ましい。下部ベイナイトの体積分率が増加することで、板厚1/4部分の平均有効結晶粒径が小さくなる傾向にある。

【0024】

熱延鋼板の組織には、この他の組織として、フェライト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトの1種または2種以上を体積分率合計で10%以下含有しても良い。

10

ここで、フレッシュマルテンサイトとは、炭化物を含まないマルテンサイトと定義する。フレッシュマルテンサイトは、高強度であるものの低温靱性に劣ることから、体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0025】

残留オーステナイトは、プレス成形時に鋼材が塑性変形したり衝突時に自動車部材が塑性変形したりすることで、フレッシュマルテンサイトに変態することから、上記で述べたフレッシュマルテンサイトと同様の悪影響を及ぼす。このことから、体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0026】

20

上部ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、ラス間に炭化物を含むラスの集合体である。ラス間に含まれる炭化物は破壊の起点となるため、低温靱性を低下させる。また、上部ベイナイトは、下部ベイナイトに比較し、高温で形成することから低強度である。このため、上部ベイナイトが過剰に形成されると、980MPa以上の引張最大強度の確保が困難になり、疲労強度が低下する。この傾向は、上部ベイナイトの体積分率が10%超となると顕著になることから、その体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0027】

フェライトは塊状の結晶粒であって、内部に、ラス等の下部組織を含まない組織を意味する。フェライトは、最も軟質な組織であり、引張強度と疲労強度低下をもたらすことから、980MPa以上の引張最大強度と高い疲労強度を確保するためには、10%以下に制限する必要がある。また、フェライトは、主相である焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方に比較し、極めて軟質であることから、両組織の界面に変形が集中し、破壊の起点になりやすい。このように、フェライトは、低温靱性を低下させる。この傾向は、体積分率10%超となると顕著になることから、その体積分率を10%以下に制限する必要がある。

30

パーライトもフェライトと同様に、引張強度低下や疲労強度の低下、低温靱性の劣化をもたらすため、その体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0028】

以上のような本発明の鋼板組織を構成する焼き戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、フェライト、パーライト、オーステナイト及び残部組織は、以下の方法によりこれらの組織の同定、存在位置の確認、及び、面積率の測定を行うことができる。すなわち、ナイタール試薬及び特開昭59-219473号公報に開示の試薬で、鋼板圧延方向断面又は圧延方向直角方向断面を腐食して、1000~100000倍の走査型及び透過型電子顕微鏡で観察することによって、これらの組織の同定、存在位置の確認、及び、面積率の測定を行うことができる。

40

また、FESEM-EBSP法〔電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope）に付属のEBSD：Electron Back-Scatter Diffractionを用いた結晶方位解析法〕を用いた結晶方位解析や、マイクロビッカース硬度測定等の微小領域の硬度測定からも、組織を判別することが可能である。例えば、上述したように、焼き戻しマルテンサイト、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトは、炭化物の形成サイトや結晶方位

50

関係（伸長方向）が異なることから、FE-SEMを用いてラス状結晶粒内部の鉄系炭化物を観察し、その伸長方向を調べることにより、上部ベイナイト及び下部ベイナイトと焼き戻しマルテンサイトとを容易に区別することができる。

【0029】

本発明では、フェライト、パーライト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、焼き戻しマルテンサイト、及び、フレッシュマルテンサイトの体積分率は、熱延鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取し、観察面を研磨し、ナイトールエッチングする。そして、板厚の表面から $1/4$ の深さの位置を中心とする $1/8 \sim 3/8$ 厚の範囲をFE-SEMで観察して面積分率を測定し、それをもって体積分率とする。また、5000倍の倍率で、各10視野測定し、その平均値を面積率とする。

10

【0030】

フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトは、ナイトールエッチングでは十分に腐食されないで、FE-SEMによる観察において、上述の組織（フェライト、ベイニティックフェライト、上部ベイナイト、下部ベイナイト、及び焼き戻しマルテンサイト）と明瞭に区別することができる。それ故、フレッシュマルテンサイトの体積分率は、FE-SEMで観察される腐食されていない領域の面積分率と、X線で測定した残留オーステナイトの面積分率との差分として求めることができる。

【0031】

続いて、熱延鋼板の結晶粒径について述べる。

疲労強度の向上を図るためには、熱延鋼板の表面から板厚の $1/4$ の範囲の部分（以下、この部分を、「板厚 $1/4$ 部分」と記す）の平均有効結晶粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下とし、表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径が $6 \mu\text{m}$ 以下である必要がある。これは、表層の平均有効結晶粒径を特に微細化することで、表層からの疲労き裂発生を抑制するためである。本発明者等が疲労強度と板厚 $1/4$ 部分及び表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径の関係を調査したところ、板厚 $1/4$ 部分で $10 \mu\text{m}$ 以下かつ表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分で $6 \mu\text{m}$ 以下で、優れた疲労強度が得られることが明らかとなった。望ましくは表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分で平均有効結晶粒径が $5 \mu\text{m}$ 以下であり、更に望ましくは表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分で平均有効結晶粒径が $4 \mu\text{m}$ 以下である。

20

【0032】

ここで、平均有効結晶粒径の同定手法について述べる。本発明では平均有効結晶粒径をEBSP-OIM（Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy）法を用いて定義している。EBSP-OIM法では、走査型電子顕微鏡（SEM）内で高傾斜した試料に電子線を照射し、後方散乱して形成された菊池パターンを高感度カメラで撮影し、コンピュータ画像処理する事により照射点の結晶方位を短時間で測定する装置及びソフトウェアが構成されている。EBSP-OIM法では、バルク試料表面の微細構造並びに結晶方位を定量的に解析できる。また、EBSP-OIM法の分析エリアは、SEMで観察できる領域であり、SEMの分解能にもよるが、EBSP-OIM法によれば、最小 20 nm の分解能で分析できる。本発明においては、その結晶粒の方位差を一般的に結晶粒界として認識されている大角粒界の閾値である 15° と定義してマッピングした画像より粒を可視化し、平均有効結晶粒径を求める。

30

板厚 $1/4$ 部分及び表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径の測定に当たっては、それぞれの位置を中心に1200倍の倍率で10視野測定し、有効結晶粒径の平均を平均有効結晶粒径とする。

40

【0033】

さらに、焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイトには、組織中に鉄系炭化物を 1×10^6 （個/ mm^2 ）以上含有させることが好ましい。

鉄系炭化物を 1×10^6 （個/ mm^2 ）以上含有させる理由は、母相の低温靱性を高め、優れた強度と低温靱性のバランスを得るためである。即ち、焼き入れたままのマルテンサイトは、強度は優れるものの靱性に乏しくその改善が必要である。そこで、鉄系炭化物を所定数以上析出させることで、主相の靱性を改善する。

50

【0034】

本発明者らが、低温靱性と鉄系炭化物の個数密度の関係を調査したところ、焼き戻しマルテンサイト及び下部ベイナイト中の鉄系炭化物の個数密度を 1×10^6 (個/mm²)以上とすることで、優れた低温靱性が確保可能なことが明らかとなった。このことから、鉄系炭化物の個数密度を 1×10^6 (個/mm²)以上とすることが望ましい。より望ましくは、 5×10^6 (個/mm²)以上であり、更に望ましくは、 1×10^7 (個/mm²)以上である。

また、本発明の処理で析出した鉄系炭化物のサイズは、300nm以下と小さく、ほとんどがマルテンサイト及びベイナイトのラス内に析出していたことから、低温靱性を劣化させないものと推定される。

10

【0035】

鉄系炭化物の個数密度を測定する方法としては、まず、熱延鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を観察面として試料を採取する。そして、試料の観察面を研磨し、ナイタールエッチングして、板厚の表面からの深さの1/4の位置を中心とする1/8～3/8厚の範囲をFE-SEMで観察することにより鉄系炭化物の個数密度を測定する。このとき、5000倍にて、各10視野観察を行い、鉄系炭化物の個数密度を測定する。

【0036】

また、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの有効結晶粒（ここでは、15°以上の粒界に囲まれた領域を意味する）の平均アスペクト比を2以下とすることが望ましい。特定方向に扁平した結晶粒は異方性が大きく、シャルピー試験の際に亀裂が粒界に沿って伝播するため靱性値が低くなる場合が多い。そこで、有効結晶粒は、出来るだけ等軸な粒にすることが有効である。本発明では、熱延鋼板の圧延方向断面を観察し、圧延方向の長さ(L)と板厚方向の長さ(T)の比(=L/T)をアスペクト比として定義し、その平均値(すなわち、平均アスペクト比)を2以上とする。

20

【0037】

[熱延鋼板の化学成分]

次に、本発明の熱延鋼板の化学成分の限定理由を説明する。なお、含有量の%は質量%である。

(C: 0.01～0.2%)

Cは、母材の強度上昇や疲労強度の向上に寄与する元素であるが、穴広げ時の割れの起点となるセメンタイト(Fe₃C)等の鉄系炭化物を生成させ、低温靱性を劣化させる元素でもある。C含有量は、0.01%未満では、低温変態生成相による組織強化による強度向上の効果を得ることが出来ない。一方、Cの含有量が0.2%超では、鋼板の延性が減少するとともに、衝撃が加わった際に割れ起点となるセメンタイト(Fe₃C)等の鉄系炭化物が増加し、低温靱性が劣化する。このため、Cの含有量は、0.01～0.2%の範囲とする。

30

【0038】

(Si: 2.5%以下(0は含まない))

Siは、母材の強度上昇に寄与する元素であり、溶鋼の脱酸材としても活用可能であるので、好ましくは0.001%以上の範囲で必要に応じて含有させる。しかし含有量が2.5%を超えると、強度上昇への寄与が飽和するのに加え、Siによりフェライトの形成が促進され、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の合計の体積分率を90%以上とすることが困難となり、強度や低温靱性が劣化する。このため、Si含有量は2.5%以下とする。

40

【0039】

(Mn: 4%以下(0は含まない))

Mnは、固溶強化に加え、焼入れ強化により鋼板組織において焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方を主相とするために含有させる。Mn含有量を4%超とすると、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の鉄系炭化物の密度を 1×10^6 個以上とすることが困難となる。また、焼き入れ強化の

50

効果も飽和する。このため、Mn含有量は4%以下とする。一方では、Mn含有量が1%未満では冷却中のフェライト変態やベイナイト変態の抑制効果を発揮しにくい。このため、Mn含有量は、1%以上であることが望ましい。

【0040】

(Ti、Nb：一方、または、両方を合計で0.01~0.30%)

TiとNbのいずれか一方または両方は、優れた低温靱性と980MPa以上の高強度を両立させる上で最も重要な元素である。これらの炭窒化物、あるいは、固溶TiとNbのいずれか一方または両方が熱間圧延時の粒成長を遅延することで、熱延鋼板の粒径を微細化でき低温靱性向上に寄与する。中でもTiは、固溶Nによる粒成長の特性に加え、TiNとして存在することで、スラブ加熱時の結晶粒径の微細化を通じて、低温靱性向上に寄与することから特に重要である。熱延鋼板の平均有効結晶粒径を10μm以下とするためには、TiとNbのいずれか一方または合計で0.01%以上含有させる必要がある。また、TiとNbのいずれか一方または両方の合計の含有量が0.30%を超えると、通常の圧延温度ではオーステナイトが再結晶しがたく、圧延方向に伸びた粒となり、靱性劣化をもたらす。よって、TiとNbのいずれか一方または両方の合計の含有量の範囲は、0.01~0.30%とする。より望ましい範囲は、0.02~0.25%である。

10

【0041】

(P：0.10%以下)

Pは、溶銑に含まれている元素であり、粒界に偏析し、含有量の増加に伴い低温靱性を低下させる元素である。このため、P含有量は、低いほど望ましく、0.10%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすので、0.10%以下とする。特に、溶接性を考慮すると、P含有量は、0.03%以下であることが望ましい。

20

【0042】

(S：0.03%以下)

Sは、溶銑に含まれている元素であり、含有量が多すぎると、熱間圧延時の割れを引き起こすばかりでなく、低温靱性を劣化させるMnSなどの介在物を生成させる元素である。このためS含有量は、極力低減させるべきであるが、0.03%以下ならば許容できる範囲であるので、0.03%以下とする。ただし、ある程度の穴広げ性を必要とする場合のS含有量は、望ましくは0.01%以下、より望ましくは0.005%以下である。

30

【0043】

(Al：0.001~2.0%)

Alは、粗大なセメンタイトの形成を抑制し、低温靱性を向上させる。また、脱酸材としても活用可能である。しかしながら、過剰に含有すると、フェライトの形成を促進するため、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の合計の体積分率を90%以上とすることが困難となる。このことから、Al含有量は2.0%以下である。望ましくは、Al含有量は1.5%以下である。Al含有量を0.001%未満とするのは困難であるので、この値を下限とする。

【0044】

(N：0.01%以下(0は含まない))

Nは、強度を向上させる。ただし、過剰に含有すると、疲労き裂の起点となるTiNやAlNなどの窒素系介在物の増加を伴い、疲労強度を低下させる。このため、N含有量は0.01%以下にする必要がある。一方、N含有量を0.0005%未満とすることは経済的に望ましくない。そこで、N含有量は、0.0005%以上とすることが望ましい。

40

【0045】

(O：0.01%以下(0は含まない))

Oは、酸化物を生成し、成形性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特に、Oが0.01%を超えると、この傾向が顕著となる。このことから、O含有量は0.01%以下にする必要がある。一方、O含有量を0.001%未満とすることは経済的に好ましくないので、0.001%以上とすることが望ましい。

【0046】

50

以上が本発明の熱延鋼板の基本的な化学成分であるが、さらに下記のような成分を含有することができる。

【0047】

(Cu、Ni、Mo、V、Crからなる群から選ばれる1種又は2種以上)

Cu、Ni、Mo、V、Crは、冷却時のフェライト変態を抑制し、熱延鋼板の組織の主相を焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方とすることから、この群から選ばれる1種又は2種以上を含有させてもよい。あるいは、析出強化もしくは固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果がある元素であり、この群から選ばれる1種又は2種以上を含有させてもよい。しかし、Cu、Ni、Mo、V、Crのそれぞれの含有量が0.01%未満では上記効果を十分に得ることができない。また、Cu含有量が2.0%超、Ni含有量が2.0%超、Mo含有量が1.0%超、V含有量が0.3%超、Cr含有量が2.0%を超であっても上記効果は飽和して経済性が低下する。従って、必要に応じて、Cu、Ni、Mo、V、Crを含有させる場合、Cu含有量は0.01~2.0%、Ni含有量は0.01~2.0%、Mo含有量は0.01~1.0%、V含有量は0.01~0.3%、Cr含有量は0.01~2.0%であることが望ましい。

10

【0048】

(Mg、Ca、およびREMからなる群から選ばれる1種又は2種以上)

Mg、Ca及びREM(希土類元素)は、破壊の起点となり、加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御し、加工性を向上させる元素である。このため、この群から選ばれる1種又は2種以上を含有させてもよい。Mg、Ca及びREMの含有量は、0.0005%以上で効果が顕著になることから、0.0005%以上にする。また、Mgの含有量を0.01%超、Caの含有量を0.01%超、REMの含有量を0.1%超としても、上記効果が飽和して経済性が低下する。従ってMg含有量は0.0005~0.01%、Ca含有量は0.0005~0.01%、REM含有量は、0.0005~0.1%であることが望ましい。

20

【0049】

(B:0.0002~0.01%)

Bは、フェライト変態を遅延することで鋼板の組織の主相を、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方にすることに寄与する。加えて、Cと同様に粒界に偏析し、粒界強度を高めることで、低温靱性を向上させる。このことから、熱延鋼板に含有させても良い。しかしながら、B含有量が0.0002%以上とすることでこの効果が顕著となることから、B含有量の下限を0.0002%以上とする。一方では、B含有量が0.01%超となると、その効果が飽和するばかりでなく、経済性に劣る。このため、B含有量は0.0002~0.01%が望ましい。より望ましくは、0.0005~0.005%であり、更に望ましくは、0.0007~0.0030%である。

30

【0050】

なお、その他の元素について、Zr、Sn、Co、Zn、Wを合計で1%以下含有しても本発明の効果は損なわれないことを確認している。これらの元素のうちSnは、熱間圧延時に疵が発生するおそれがあるので、Sn含有量は0.05%以下であることが望ましい。

40

【0051】

残部は、鉄及び不純物である。不純物としては、鉱石やスクラップ等の原材料に含有されるもの、製造工程において含有されるもの、が例示される。

【0052】

以上のような組織と化学成分を有する本発明の熱延鋼板は、以上説明した熱延鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき処理による溶融亜鉛めっき層や、さらには、めっき後合金化処理をして合金化亜鉛めっき層を備えたものとすることで、耐食性を向上することができる。また、めっき層は、純亜鉛に限るものでなく、Si、Mg、Zn、Al、Fe、Mn、Ca、Zrなどの元素を含有し、更なる耐食性の向上を図ってもよい。このようなめっき層を

50

備えることにより、本発明の優れた疲労強度及び低温靱性を損なうものではない。

また、有機皮膜形成、フィルムラミネート、有機塩類／無機塩類処理、ノンクロ処理等による表面処理層の何れを有していても本発明の効果が得られる。

【0053】

[熱延鋼板の製造方法]

次に本発明の熱延鋼板の製造方法について述べる。

優れた疲労強度及び低温靱性を実現するためには、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の合計の体積分率を90%以上とし、板厚1/4部分の平均有効結晶粒径を10 μ m以下とし、表面から50 μ mの範囲の部分の平均有効結晶粒径を6 μ m以下とする。そして、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方は、鉄系炭化物を 1×10^6 (個/mm²)以上含有し、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の有効結晶粒の平均アスペクト比を2以下とすることが望ましい。これらを同時に満たすための製造方法の詳細を以下に記す。

【0054】

熱間圧延に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉等による溶製に引き続き各種の2次製錬を行って上述した成分となるように調整し、次いで、通常の連続 casting、インゴット法による casting の他、薄スラブ casting などの方法で casting すればよい。

連続 casting の場合には一度低温まで冷却したのち、再度加熱してから熱間圧延しても良いし、インゴットを室温まで冷却することなく熱延して良い。また、casting スラブを連続的に熱延しても良い。本発明の成分範囲に制御できるのであれば、原料にはスクラップを使用しても構わない。

【0055】

本発明の疲労強度と低温脆性に優れた熱延鋼板は、以下の要件を満たす場合に得られる。

熱延鋼板を製造するに当たり、所定の鋼板成分に溶製したのち、casting スラブを直接または一旦冷却した後1200℃以上に加熱する。仕上げ圧延の最終段において、圧延ロールの直径をR/mm、圧下率をr%としたとき $R / (100 - r) \geq 8$ を満たし、900℃以上で熱間圧延を完了する。仕上げ圧延温度から700℃間を平均冷却速度60℃/秒以上の冷却速度にて冷却し、700℃から400℃間を50℃/秒以上の平均冷却速度にて冷却し、400℃から室温を50℃/秒未満の平均冷却速度にて冷却する。これにより、疲労強度と低温靱性に優れた引張強度980MPa以上の熱延鋼板を製造できる。

【0056】

熱間圧延のスラブ加熱温度は、1200℃以上にする必要がある。本発明の熱延鋼板は、固溶TiとNbのいずれか一方または両方を用いたオーステナイト粒の粗大化抑制を行っていることから、casting 時に析出したNbCとTiCのいずれか一方または両方を再溶解させる必要がある。スラブ加熱温度が1200℃未満では、NbとTiのいずれか一方または両方の炭化物が溶解に長時間を要することから、その後の結晶粒径の細粒化と、これによる低温靱性向上の効果が引き起こされない。このことから、スラブ加熱温度は、1200℃以上にする必要がある。また、スラブ加熱温度の上限は特に定めることなく、本発明の効果は発揮されるが、加熱温度を過度に高温にすることは、経済上好ましくない。このことから、スラブ加熱温度の上限は1300℃未満とすることが望ましい。

【0057】

仕上げ圧延の最終段において、圧延ロールの直径をR/mm、圧下率をr%としたとき $R / (100 - r) \geq 8$ を満たす必要がある。発明者らは鋭意研究を進め、 $R / (100 - r) \geq 8$ を満たすと、表面から50 μ mの範囲の部分の平均有効結晶粒径が6 μ m以下となり、高い疲労強度を有する熱延鋼板が製造可能であることを見出した。この原因は定かではないが、 $R / (100 - r)$ の値を大きくし、仕上げ圧延の最終段で熱延鋼板の表層に加わるせん断ひずみを大きくすることで、圧延後の変態時にひずみ集中部がフェライトの核生成サイトとなり、表層の組織が微細化したものと推測される。 $R / (100 - r$

) ≥ 9.2 とすれば、表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径が $5 \mu\text{m}$ 以下となり、さらに $R / (100 - r) \geq 10.3$ とすれば表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径が $4 \mu\text{m}$ 以下の組織が得られる。

【0058】

仕上げ圧延温度は、 900°C 以上とする必要がある。本発明の熱延鋼板は、オーステナイト粒径の細粒化のために、多量の Ti と Nb のいずれか一方または両方を含有している。この結果、 900°C 未満の温度域での仕上げ圧延では、オーステナイトは再結晶しがたく、圧延方向に伸びた粒となり、靱性劣化をもたらす。なお、仕上げ圧延温度の上限は、 1040°C であることが望ましい。

【0059】

仕上げ圧延温度から 700°C の間を $60^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で冷却する必要がある。平均冷却速度が $60^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満では、圧延後に表層の再結晶が過剰に進行し、表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径が $6 \mu\text{m}$ を超えてしまう。これは、 $R / (100 - r)$ が大きいと表層に大きなせん断ひずみ加わり、ひずみ誘起再結晶が起こるためである。

【0060】

前述のとおり、仕上げ圧延の最終段において、圧延ロールの直径を R/mm 、圧下率を $r\%$ としたときに $R / (100 - r) \geq 8$ を満たし、 900°C 以上で熱間圧延を完了する。このようにすることで、平均有効結晶粒径は、板厚 $1/4$ 部分で $10 \mu\text{m}$ 以下になり、表面から $50 \mu\text{m}$ の範囲の部分で $6 \mu\text{m}$ 以下になるように制御できる。これにより、疲労強度と低温靱性が向上する。なお、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか1つまたは両方の合計の体積分率が 90% 以上であるので、この平均有効結晶粒径は、大部分がこれらの組織の結晶によるものになる。

【0061】

続く 700°C から 400°C の間を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で冷却する。

仕上げ圧延温度から 400°C までの間で、冷却速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、冷却途中にフェライトが生成してしまい、主相である焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の合計の体積分率が 90% 以上とすることが難しい。このことから、 $700^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ の平均冷却速度を、 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。ただし、冷却過程でフェライトが形成しないのであれば、途中の温度域で空冷を行っても良い。

【0062】

なお、Bs点から下部ベイナイト形成温度までの冷却速度は、 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましい。これは、上部ベイナイトの生成を避けるためである。Bs点から下部ベイナイト形成温度までの冷却速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、上部ベイナイトが形成されるとともに、ベイナイトのラス間にフレッシュマルテンサイト（転位密度の高いマルテンサイト）が生成されるか、残留オーステナイト（加工時において転位密度の高いマルテンサイトになる）が存在することがある。このため、焼き付け硬化性及び低温靱性が劣る。なお、Bs点は、上部ベイナイトの生成開始温度であり、成分によって決まるものであるが、ここでは便宜的に 550°C とする。また、下部ベイナイト生成温度も成分によって決まるものであるが、ここでは便宜的に 400°C とする。仕上げ圧延温度から 400°C まで、特に 550°C から 400°C までは、冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。そして、仕上げ圧延温度から 400°C までの平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。

【0063】

なお、仕上げ圧延温度から 400°C までを $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上（ 700°C 以上では $60^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上）の平均冷却速度で冷却するということは、仕上げ圧延温度から 550°C までの平均冷却速度を $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満にする条件も含まれる。しかしながら、この条件では、上部ベイナイトが生成しやすくなり、部分的には体積分率で 10% 以上の上部ベイナイトが生成することがある。したがって、 550°C から 400°C までの冷却速度は、 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが望ましい。

【0064】

400℃から室温での平均冷却速度は50℃/秒未満とする必要がある。これは、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方を主相とし、鉄系炭化物の個数密度が上述の範囲にある組織とするためである。平均冷却速度が50℃/秒以上では、鉄系炭化物を上記範囲とすることができず高い疲労強度や靱性を得ることができない。このことから、平均冷却速度を50℃/秒未満とする必要がある。

ここで、「400℃から室温を50℃/秒未満の平均冷却速度で冷却する」とは、冷却のみを意味するのではなく、等温保持、即ち、400℃未満での巻き取りも含む。さらには、この温度域での冷却速度制御は、熱延鋼板の組織中の転位密度や鉄系炭化物の個数密度の制御が目的であるので、一旦、マルテンサイト変態開始温度（Ms点）以下に冷却した後、再加熱して温度を上げても、本発明の効果である980MPa以上の引張最大強度と、高い疲労強度と高い靱性を得ることが出来る。

10

【0065】

巻き取り温度は400℃未満である必要がある。巻き取り温度が400℃以上では、巻き取り後にフェライトと上部ベイナイトのいずれかまたは両方が形成してしまい、主相である焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトのいずれか一方または両方の合計の体積分率を90%以上とすることが難しい。このことから、巻き取り温度は400℃未満とする。

【0066】

一般的に、マルテンサイトを得るためにはフェライト変態を抑制する必要がある、50℃/秒以上での冷却が必要であるとされている。加えて、低温では膜沸騰領域と呼ばれる熱伝達係数が比較的低温で冷え難い温度域から、核沸騰温度域と呼ばれる熱伝達係数が大きく、冷えやすい温度域に遷移する。このため、400℃未満の温度域を冷却停止温度とする場合、巻き取り温度が変動し易く、それに伴い材質も変動する。このことから、通常の巻き取り温度は、400℃超、あるいは、室温巻き取りのいずれかにする場合が多かった。

20

この結果、本発明のような400℃から室温間での巻き取りや冷却速度低下により、980MPa以上の引張最大強度と優れた疲労強度及び低温靱性とを同時に確保できることが、従来では見出され難かったものと推定される。

【0067】

なお、熱延鋼板の形状の矯正や可動転位導入により延性の向上を図ることを目的として、全工程終了後においては、圧下率0.1～2%のスキンプラス圧延を施すことが望ましい。また、全工程終了後は、得られた熱延鋼板の表面に付着しているスケールの除去を目的として、得られた熱延鋼板に対し、必要に応じて酸洗してもよい。更に、酸洗した後は、得られた熱延鋼板に対してインライン又はオフラインで圧下率10%以下のスキンプラス又は冷間圧延を施しても構わない。

30

【0068】

本発明の熱延鋼板は、通常の熱延工程である連続鋳造、粗圧延、仕上げ圧延、あるいは、酸洗を経て製造されるものである。ただし、その一部を抜いて製造を行ったとしても、本発明の効果である980MPa以上の引張最大強度と優れた疲労強度及び低温靱性を確保可能である。

40

また、一旦、熱延鋼板を製造した後、炭化物の析出を目的に、オンラインあるいはオフラインで、100～600℃の温度範囲で熱処理を行ったとしても、本発明の効果である980MPa以上の引張最大強度と高い疲労強度及び低温靱性は確保可能である。

【0069】

本発明の引張最大強度980MPa以上の鋼板とは、熱延の圧延方向に対し垂直方向に切り出したJIS5号試験片を用いて、JIS Z 2241に準拠して行う引張試験による引張最大応力が、980MPa以上の鋼板を指す。

本発明の優れた疲労強度に優れた鋼板とは、JIS Z 2275に準拠して行う平面曲げ疲労試験によって得られた1000万回時間強度が、600MPa以上の鋼板を指す。

50

本発明の低温での靱性に優れた鋼板とは、J I S Z 2242に準拠して行うシャルピー試験の破面遷移温度（ $v T r s$ ）が $-40^{\circ}C$ 以下の鋼板を指す。

本発明では、対象となる熱延鋼板が主に自動車用途であるため、3mm前後の板厚となる場合が多い。そこで、熱延鋼板の表面を研削し、熱延鋼板を2.5mmサブサイズ試験片に加工して行った。

【実施例】

【0070】

本発明の実施例を挙げながら、本発明の技術的内容について説明する。なお、本実施例での条件は、本発明の実施可能性および効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の趣旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用しうるものである。

10

【0071】

表1に示す組成成分を有する鋼を用いて検討した結果について説明する。表1に示すAからPまでの鋼は本発明の組成の条件を充足する例であり、aからjまでの鋼は本発明の組成の条件を充足しない例である。なお、REMとしては、具体的にはLaおよびCeを用いた。

これらの鋼を鋳造後、そのまま加熱するか、もしくは一旦室温まで冷却された後に再加熱して、 $1170^{\circ}C \sim 12950^{\circ}C$ の温度範囲に加熱し、その後表2-1および2-2の条件で熱間圧延を施し、 $889^{\circ}C \sim 1095^{\circ}C$ で仕上げ圧延し、表2-1および2-2に示す条件で冷却及び巻き取りを行い、板厚3.4mmの熱延鋼板とした。その後、酸洗し

20

その後、0.5%のスキンプラス圧延を行った。

表2-1および2-2において、Rは仕上げ圧延最終段の圧延ロール径（mm）を意味し、rは仕上げ圧延最終段の圧下率（%）を示す。アンダーラインは、本発明の範囲外を意味する。なお、表2-1および2-2の鋼は、用いた表1の鋼に通し番号を付して表記している。

【0072】

得られた熱延鋼板から各種試験片を切り出し、材質試験や組織観察などを実施した。引張り試験は、圧延方向に垂直な方向にJ I S 5号試験片を切り出し、J I S Z 2242に準拠して試験を実施した。

疲労強度は、J I S Z 2275に準拠して行う平面曲げ疲労試験により求めた、1000万回時間強度を用いて評価した。

30

シャルピー試験はJ I S Z 2242に準拠して実施し、破面遷移温度を測定した。本発明の熱延鋼板は、板厚が10mm未満であったため、得られた熱延鋼板の表裏を研削し、2.5mmとした後、シャルピー試験を実施した。

【0073】

一部の熱延鋼板に関しては、 $660 \sim 720^{\circ}C$ に加熱し、溶融亜鉛めっき処理あるいは、めっき処理後に $540 \sim 580^{\circ}C$ での合金化熱処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）あるいは合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）とした後、材質試験を実施した。

【0074】

ミクロ組織観察に関しては、上述の手法にて実施し、各組織の体積分率、鉄系炭化物の個数密度、有効結晶粒径、並びに、平均アスペクト比を測定した。

40

【0075】

結果を、表3-1～3-3に示す。表3-1～3-3において、アンダーラインは本発明の範囲外を示す。また、HRは熱延鋼板を意味し、GIは溶融亜鉛めっき鋼板を意味し、GAは熱延鋼板に合金化溶融亜鉛めっきを施しためっき鋼板を意味する。

本発明の条件を満たすもののみ、980MPa以上の引張最大強度、高い疲労強度、並びに、低温靱性を有していた。

【0076】

一方、鋼B-10、G-3、K-4は、スラブ加熱温度が $1200^{\circ}C$ 未満となり、鋳造時に析出したTiとNbのいずれか一方または両方の鉄系炭化物が溶体化し難いため、そ

50

の他の熱延条件を本発明の範囲としたとしても、有効結晶粒径を本発明の範囲とすることが出来ず、低温靱性が劣っていた。

鋼A-8、C-4、F-3、K-5、O-2は、仕上げ圧延最終段において、圧延ロール径を R/mm 、圧下率を $r\%$ としたとき $R/(100-r)$ が8未満となり、熱延鋼板の表層に十分なひずみが加わらなかったことから、表面から $50\mu\text{m}$ の範囲の部分の平均有効結晶粒径が粗大となり、疲労強度が劣っていた。

【0077】

鋼A-9、B-11、G-4、K-6は、仕上げ圧延温度が低すぎてしまい未再結晶オーステナイト域での圧延となったことから、圧延方向に延ばされた粒となったため、平均アスペクト比が大きく、低温靱性が劣っていた。

10

鋼A-10、D-3、H-3、K-7、N-2、O-3は、仕上げ圧延温度から 700°C までの冷却速度が $60^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であり、冷却中に表層近傍の結晶粒が再結晶し、平均有効結晶粒径が大きくなったため、疲労強度が劣っていた。

【0078】

鋼A-11、A-13、D-4、H-4、K-8、K-10は $700\sim 400^\circ\text{C}$ 間での冷却速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であり、冷却中にフェライトまたは上部ベイナイトが形成してしまい、引張強度と疲労強度の確保が難しいとともに、フェライトとマルテンサイト界面が破壊の起点になったため、低温靱性に劣っていた。

鋼A-12、B-12、I-2、K-9は、 400°C から室温での冷却速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であり、炭化物の析出量が不十分であったため低温靱性に劣っていた。

20

【0079】

鋼A-13、D-4、K-10は、巻き取り温度が 400°C 以上で、鋼板組織中のフェライトまたは上部ベイナイト組織が多くなった。このため、引張強度と疲労強度の確保が難しく、かつ、上部ベイナイト組織中に存在するラス間に析出した粗大な鉄系炭化物が、破壊の起点となったため低温靱性に劣っていた。

また、鋼A-4、B-2、9、C-2、3、K-3、L-7、M-1で示すように、溶融亜鉛めっき処理、あるいは、合金化溶融亜鉛めっき処理を行っても、本発明の材質が確保できた。

【0080】

一方、鋼板成分が本発明の範囲を満たさない鋼a1~j1は、本発明で定める 980MPa 以上の引張強度、優れた疲労強度、並びに、低温靱性を具備することが出来なかった。

30

【0081】

なお、O含有量が 0.01% を超える以外は鋼A-1と同じ条件でサンプルを作成しようとしたところ、加工性に問題があり、製品として取り扱うことができないことが確認された。

【0082】

【表 1】

(化学成分：質量%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Ti+Nb	その他	備考
A	0.064	1.28	2.03	0.008	0.0042	0.034	0.0035	0.0031	0.210	0.000	0.210	-	組成条件充足
B	0.071	1.00	2.13	0.013	0.0030	0.027	0.0031	0.0022	0.000	0.060	0.060	-	
C	0.052	0.51	2.40	0.015	0.0034	0.022	0.0028	0.0027	0.106	0.022	0.128	Cu=0.24	
D	0.081	1.87	1.84	0.007	0.0041	0.038	0.0021	0.0036	0.057	0.017	0.074	Ni=0.14	
E	0.076	1.11	1.13	0.014	0.0025	0.030	0.0042	0.0037	0.154	0.030	0.184	Mo=0.50	
F	0.057	1.02	3.70	0.040	0.0049	0.025	0.0044	0.0031	0.039	0.016	0.055	V=0.13	
G	0.065	0.96	2.18	0.087	0.0021	0.040	0.0042	0.0024	0.021	0.012	0.033	Cr=0.67	
H	0.059	1.20	2.41	0.031	0.0131	0.021	0.0030	0.0020	0.105	0.000	0.105	Mg=0.005	
I	0.082	0.85	2.67	0.024	0.0044	1.310	0.0040	0.0015	0.042	0.029	0.071	Ca=0.003	
J	0.067	1.14	2.34	0.007	0.0029	0.034	0.0076	0.0031	0.109	0.015	0.124	REM=0.042	
K	0.107	0.95	1.87	0.021	0.0045	0.028	0.0036	0.0027	0.164	0.000	0.164	-	
L	0.110	1.65	1.74	0.013	0.0025	0.027	0.0024	0.0040	0.000	0.041	0.041	B=0.005	
M	0.097	1.32	3.11	0.011	0.0032	0.025	0.0041	0.0026	0.102	0.024	0.126	-	
N	0.105	0.33	1.35	0.013	0.0032	0.036	0.0028	0.0033	0.041	0.011	0.052	Cu=0.11, Cr=0.20	
O	0.189	1.53	2.51	0.022	0.0029	0.032	0.0036	0.0032	0.210	0.000	0.210	-	
P	0.197	1.23	2.16	0.034	0.0020	1.168	0.0032	0.0019	0.064	0.006	0.070	-	
a	0.005	1.26	2.18	0.024	0.0042	0.034	0.0031	0.0028	0.012	0.030	0.042	-	組成条件不充足
b	0.342	1.16	1.97	0.014	0.0032	0.027	0.0034	0.0021	0.132	0.000	0.132	-	
c	0.067	3.18	2.23	0.021	0.0029	0.029	0.0023	0.0016	0.086	0.012	0.098	-	
d	0.067	1.37	4.81	0.026	0.0021	0.038	0.0034	0.0020	0.127	0.016	0.143	-	
e	0.052	1.25	2.64	0.116	0.0033	0.016	0.0028	0.0042	0.025	0.016	0.041	-	
f	0.065	0.73	1.89	0.018	0.0510	0.013	0.0031	0.0020	0.099	0.013	0.112	-	
g	0.059	1.46	2.28	0.011	0.0032	2.688	0.0020	0.0021	0.088	0.020	0.108	-	
h	0.085	1.35	2.51	0.018	0.0024	0.031	0.0176	0.0030	0.103	0.019	0.122	-	
i	0.066	1.33	2.51	0.034	0.0022	0.025	0.0036	0.0034	0.000	0.000	0.000	-	
j	0.050	1.26	2.22	0.017	0.0044	0.014	0.0025	0.0034	0.308	0.035	0.343	-	

【0083】

10

20

30

40

【表 2 - 1】

鋼	スラブ 加熱温度 (°C)	R/(100- r)	仕上げ 圧延温度 (°C)	仕上げ～ 700°C 間の冷却 速度 (°C/秒)	700°C～ 400°C 間の冷却 速度 (°C/秒)	400°C～室 温 間の冷却 速度 (°C/秒)	巻き取り 温度 (°C)	備考
A-1	1267	8.9	1034	75	64	34	室温	発明例
A-2	1289	9.1	1016	70	68	33	室温	発明例
A-3	1217	8.8	1027	80	61	29	室温	発明例
A-4	1253	10.5	1028	74	66	37	室温	発明例
A-5	1246	8.1	1025	69	70	31	室温	発明例
A-6	1246	9.0	1095	79	62	27	室温	発明例
A-7	1260	8.8	957	75	68	28	室温	発明例
A-8	1255	<u>7.8</u>	1019	71	75	30	室温	比較例
A-9	1270	9.1	<u>892</u>	73	66	34	室温	比較例
A-10	1254	8.8	1014	<u>53</u>	71	24	室温	比較例
A-11	1247	8.7	1027	65	<u>42</u>	35	室温	比較例
A-12	1243	9.1	1024	73	65	<u>53</u>	室温	比較例
A-13	1262	8.8	1016	67	<u>10</u>	<0.1	429	比較例
B-1	1247	9.1	1025	79	75	36	室温	発明例
B-2	1244	8.7	1023	101	69	37	室温	発明例
B-3	1253	8.7	1013	61	69	30	室温	発明例
B-4	1267	8.9	1018	73	94	35	室温	発明例
B-5	1256	9.0	1024	69	52	34	室温	発明例
B-6	1237	8.7	1019	74	63	10	室温	発明例
B-7	1240	8.9	1024	79	68	47	室温	発明例
B-8	1254	8.9	1023	72	61	<0.1	284	発明例
B-9	1261	9.0	1017	74	65	<0.1	152	発明例
B-10	<u>1189</u>	9.0	1024	75	62	31	室温	比較例
B-11	1259	8.9	<u>889</u>	68	74	29	室温	比較例
B-12	1259	8.9	1025	73	64	<u>65</u>	室温	比較例
C-1	1241	8.8	1005	70	67	30	室温	発明例
C-2	1256	9.4	986	67	70	29	室温	発明例
C-3	1270	10.5	1004	79	67	36	室温	発明例
C-4	1267	<u>7.2</u>	1010	73	61	36	室温	比較例
D-1	1271	9.0	996	74	71	33	室温	発明例
D-2	1272	10.6	975	80	65	33	室温	発明例
D-3	1252	8.7	980	<u>51</u>	68	36	室温	比較例
D-4	1270	8.9	982	70	<u>10</u>	<0.1	<u>583</u>	比較例
E-1	1269	8.9	1024	80	62	30	室温	発明例
E-2	1269	9.6	1017	74	72	32	室温	発明例
F-1	1271	9.0	1020	73	62	36	室温	発明例
F-2	1242	10.5	1026	77	64	29	室温	発明例
F-3	1248	<u>7.6</u>	1018	75	75	37	室温	比較例
G-1	1251	8.8	931	74	62	31	室温	発明例
G-2	1268	8.9	947	62	72	34	室温	発明例
G-3	<u>1185</u>	9.1	926	73	69	33	室温	比較例
G-4	1255	9.1	<u>891</u>	69	75	30	室温	比較例
H-1	1253	8.8	1003	68	62	31	室温	発明例

【表 2 - 2】

鋼	スラブ 加熱温度 (°C)	R/(100- r)	仕上げ 圧延温度 (°C)	仕上げ～ 700°C 間の冷却 速度 (°C/秒)	700°C～ 400°C 間の冷却 速度 (°C/秒)	400°C～室 温 間の冷却 速度 (°C/秒)	巻き取り 温度 (°C)	備考
H-2	1246	8.6	994	69	67	<0.1	356	発明例
H-3	1274	8.6	998	56	72	32	室温	比較例
H-4	1266	9.0	1006	74	36	35	室温	比較例
I-1	1258	8.7	965	73	65	32	室温	発明例
I-2	1272	8.9	959	71	70	81	室温	比較例
J-1	1252	8.7	986	73	75	32	室温	発明例
J-1	1270	10.5	994	75	68	35	室温	発明例
K-1	1275	8.6	1016	73	67	32	室温	発明例
K-2	1255	9.7	1028	68	64	34	室温	発明例
K-3	1253	10.4	1011	71	72	32	室温	発明例
K-4	1178	8.9	1020	76	69	31	室温	比較例
K-5	1241	7.5	1024	77	64	36	室温	比較例
K-6	1265	8.6	896	79	67	35	室温	比較例
K-7	1245	8.8	1020	49	70	32	室温	比較例
K-8	1263	9.1	1016	79	39	30	室温	比較例
K-9	1263	9.0	1032	73	63	57	室温	比較例
K-10	1255	8.6	1024	67	10	<0.1	416	比較例
L-1	1266	8.7	920	68	71	35	室温	発明例
L-2	1295	8.7	934	70	64	33	室温	発明例
L-3	1206	9.1	931	67	62	32	室温	発明例
L-4	1263	9.5	928	71	70	34	室温	発明例
L-5	1248	10.4	936	71	75	36	室温	発明例
L-6	1257	9.1	1034	67	66	34	室温	発明例
L-7	1248	9.0	902	69	73	29	室温	発明例
M-1	1248	8.8	1024	77	69	33	室温	発明例
M-2	1259	10.0	1020	69	73	35	室温	発明例
N-1	1276	10.5	976	79	73	32	室温	発明例
N-2	1270	9.0	986	37	67	30	室温	比較例
O-1	1244	8.7	1032	72	72	34	室温	発明例
O-2	1255	7.7	1046	73	74	30	室温	比較例
O-3	1265	8.6	1035	45	66	30	室温	比較例
P-1	1251	8.9	972	77	65	36	室温	発明例
a-1	1266	9.1	1003	70	72	34	室温	比較例
b-1	1270	9.4	1026	74	65	34	室温	比較例
c-1	1268	8.8	1018	72	65	31	室温	比較例
d-1	1255	8.6	1038	78	69	37	室温	比較例
e-1	1245	8.7	994	70	65	31	室温	比較例
f-1	1270	9.2	1009	80	70	32	室温	比較例
g-1	1259	9.0	1011	71	65	32	室温	比較例
h-1	1265	9.0	1022	79	65	35	室温	比較例
i-1	1270	8.9	936	74	62	31	室温	比較例
j-1	1259	9.2	1046	80	62	36	室温	比較例

【0085】

【表 3 - 1】

鋼	鋼種	焼き戻し マルテンサイト	下部 ベイナイト	残留 組織	その他の組織	鉄系炭化物 の 個数密度 $\times 10^6$ (1/mm ²)	1/4部分の 平均有効 結晶粒径 (μm)	表面から 50 μm の部 分の有効 結晶粒径 (μm)	7 μm ベ イト比	YP (Mpa)	TS (Mpa)	EI (%)	1000万回 時間強度 (Mpa)	vTrs (°C)	備考
A-1	HR	93	7	0	—	3.5	8.6	5.2	1.6	943	1068	11	623	-60	発明例
A-2	HR	95	5	0		4.0	8.9	5.5	1.7	951	1073	10	614	-60	発明例
A-3	HR	93	6	1	フェライト+マルテンサイト	2.0	9.6	5.3	1.4	985	1095	10	627	-50	発明例
A-4	GI	90	10	0		3.8	8.5	3.5	1.5	937	1048	11	701	-70	発明例
A-5	HR	89	11	0		3.2	8.6	5.9	1.7	916	1036	11	605	-60	発明例
A-6	HR	91	9	0		2.9	9.1	5.6	1.2	916	1059	12	643	-80	発明例
A-7	HR	86	14			3.6	6.4	5.1	1.9	899	1035	12	618	-50	発明例
A-8	GA	88	12			3.9	8.4	6.8	1.5	917	1046	11	586	-70	比較例
A-9	HR	84	16			3.3	7.0	5.8	2.3	890	1028	13	608	-30	比較例
A-10	HR	86	14			3.7	8.1	7.2	1.4	912	1038	11	591	-50	比較例
A-11	HR	48	37	15	フェライト+上部ベイナイト	1.8	8.8	5.7	1.3	781	923	15	524	0	比較例
A-12	HR	80	15	5	フェライト+マルテンサイト	0.5	8.3	5.5	1.6	913	1086	9	628	10	比較例
A-13	HR	32	42	26	フェライト+上部ベイナイト	6.4	9.1	5.7	1.8	857	966	14	572	30	比較例
B-1	HR	92	8			4.0	8.5	5.4	1.6	960	1052	10	631	-60	発明例
B-2	GI	90	10			3.4	8.4	5.1	1.7	956	1062	11	652	-70	発明例
B-3	HR	87	13			3.1	6.7	5.8	1.4	937	1049	11	604	-60	発明例
B-4	HR	91	9			3.4	8.0	5.4	1.3	932	1053	10	624	-60	発明例
B-5	HR	62	30	8	フェライト	4.0	7.9	5.7	1.6	836	987	13	601	-40	発明例
B-6	HR	91	9			5.1	8.4	5.3	1.4	953	1057	10	649	-60	発明例
B-7	HR	85	15			1.4	8.6	5.5	1.7	933	1044	10	627	-40	発明例
B-8	HR	76	24			4.9	7.6	5.4	1.5	930	1031	11	618	-80	発明例
B-9	GI	82	18			4.7	8.3	5.2	1.5	927	1044	10	622	-70	発明例
B-10	HR	86	14			3.8	11.6	5.9	1.3	942	1036	9	610	-30	比較例
B-11	GA	82	18			4.2	8.8	5.4	3.1	952	1058	8	604	-20	比較例
B-12	HR	92	1	7	フェライト+マルテンサイト	0.7	9.0	5.6	1.4	983	1078	7	625	-30	比較例
C-1	HR	87	13			3.4	8.6	5.5	1.7	906	1026	11	613	-60	発明例
C-2	GI	91	9			3.7	8.4	4.6	1.4	897	1012	12	657	-60	発明例
C-3	GA	84	16			4.1	8.3	3.8	1.3	910	1022	12	694	-70	発明例

【0086】

10

20

30

40

【表 3 - 2】

鋼	鋼種	焼き戻し マルテンサイト	下部 ベイライト	残留 組織	その他の組織	鉄系炭化 物の 個数密度 $\times 10^6$ (1/mm ²)	1/4部分の 平均有効 結晶粒径 (μm)	表面から 50 μm の 範囲の部 分の平均有効 結晶粒径 (μm)	7スベ ット比	YP (Mpa)	TS (Mpa)	EI (%)	1000万回 時間強度 (Mpa)	vTrs (°C)	備考
C-4	HR	87	13			3.4	8.6	6.5	1.6	902	1030	11	582	-50	比較例
D-1	HR	90	10			2.8	7.6	5.4	1.4	956	1096	8	653	-50	発明例
D-2	HR	92	8			3.0	7.5	3.4	1.6	999	1105	8	736	-60	発明例
D-3	HR	97	3			3.6	8.6	6.6	1.7	986	1082	8	597	-40	比較例
D-4	HR	4	21	75	フェライト	7.6	8.7	5.8	1.6	794	922	14	539	20	比較例
E-1	HR	94	6			3.8	7.9	5.7	1.5	974	1067	9	661	-60	発明例
E-2	HR	90	10			3.4	7.8	4.2	1.4	966	1050	10	684	-60	発明例
F-1	HR	87	13			2.8	8.1	5.4	1.4	931	1043	10	647	-70	発明例
F-2	HR	91	9			2.6	7.8	3.7	1.7	927	1030	11	682	-70	発明例
F-3	HR	88	12			2.5	7.6	7.1	1.5	931	1027	10	574	-60	比較例
G-1	HR	90	10			3.7	8.5	5.6	1.6	905	1016	11	612	-70	発明例
G-2	HR	92	8			2.4	9.0	6.0	1.4	882	1013	12	602	-70	発明例
G-3	GI	82	18			3.0	10.7	5.7	1.5	869	1024	12	611	-30	比較例
G-4	GA	87	13			3.4	7.8	5.1	3.7	910	1036	12	610	-20	比較例
H-1	HR	88	12			2.5	8.4	5.3	1.4	884	1009	13	615	-70	発明例
H-2	HR	40	52	8	上部ベイライト	6.8	7.9	5.6	1.6	860	983	14	606	-40	発明例
H-3	HR	84	16			3.6	8.3	6.2	1.3	894	1014	12	586	-50	比較例
H-4	HR	32	47	21	フェライト+上部ベイライト	5.9	8.0	5.7	1.7	850	969	15	573	-30	比較例
I-1	HR	71	22	7	フェライト	3.4	8.1	5.4	1.4	890	992	16	618	-40	発明例
I-2	HR	34	21	45	フェライト+マルテンサイト	0.5	7.7	5.2	1.6	905	1025	10	620	-20	比較例
J-1	HR	90	10			3.2	8.4	5.5	1.5	918	1020	10	613	-60	発明例
J-1	HR	87	13			2.9	7.5	3.8	1.3	907	1012	11	675	-60	発明例
K-1	HR	94	6			3.4	7.6	5.3	1.3	1084	1209	8	716	-60	発明例
K-2	HR	93	7			3.4	7.9	4.2	1.5	1076	1214	9	766	-70	発明例
K-3	GI	90	10			3.0	7.1	3.4	1.3	1076	1208	8	798	-60	発明例
K-4	GA	99	1			2.7	10.5	5.8	1.5	1090	1211	8	720	-20	比較例
K-5	HR	96	4			3.4	9.0	6.8	1.3	1067	1197	8	591	-60	比較例
K-6	HR	94	6			3.0	6.8	5.3	2.9	1102	1219	7	652	-30	比較例

【0087】

10

20

30

40

【表 3 - 3】

鋼	鋼種	焼き戻し マルテンサイト	下部 ベイト	残留 組織	その他の組織	鉄系炭化 物の 個数密度 $\times 10^6$ (1/mm ²)	1/4部分の 平均有効 結晶粒径 (μm)	表面から 50 μm の 範囲の部 分の有効 結晶粒径 (μm)	7 μm の 結晶 粒径 比	YP (Mpa)	TS (Mpa)	EI (%)	1000万回 時間強度 (Mpa)	vTrs (°C)	備考
K-7	HR	91	9			3.5	8.2	6.3	1.7	1087	1230	8	588	-60	比較例
K-8	HR	12	34	54	フェライト+上部ベイト	7.0	8.3	5.7	1.6	871	973	10	561	-10	比較例
K-9	HR	31	9	60	フェライト+上部ベイト	0.6	7.8	5.4	1.4	1096	1251	7	682	-10	比較例
K-10	HR	23	5	72	フェライト+上部ベイト	5.5	7.6	5.6	1.7	866	968	11	576	30	比較例
L-1	HR	82	18			3.7	7.4	5.4	1.5	1118	1269	9	764	-50	発明例
L-2	HR	83	17			2.9	7.6	5.3	1.5	1099	1236	9	781	-50	発明例
L-3	HR	85	15			3.8	9.5	6.0	1.7	1054	1225	9	755	-40	発明例
L-4	HR	90	10			3.1	8.6	4.8	1.3	1067	1218	10	782	-50	発明例
L-5	HR	87	13			3.5	8.0	3.7	1.5	1101	1230	9	813	-50	発明例
L-6	HR	91	9			3.0	9.5	5.8	1.1	1094	1210	9	746	-60	発明例
L-7	GI	75	19	6	上部ベイト	2.7	5.4	5.1	1.9	1058	1179	9	627	-50	発明例
M-1	GA	90	10			2.8	7.6	5.6	1.4	1024	1183	10	706	-50	発明例
M-2	HR	91	9			3.4	7.5	4.5	1.6	1039	1200	10	769	-70	発明例
N-1	HR	87	13			3.3	7.3	4.4	1.4	1042	1207	9	776	-50	発明例
N-2	HR	92	8			2.7	7.8	6.6	1.4	1022	1172	9	573	-50	比較例
O-1	HR	89	11			4.2	8.2	5.3	1.5	1204	1437	8	782	-50	発明例
O-2	HR	85	15			4.6	7.5	6.2	1.3	1189	1379	8	590	-50	比較例
O-3	HR	90	10			5.0	7.4	6.1	1.7	1201	1426	8	591	-40	比較例
P-1	HR	87	13			4.9	8.0	5.6	1.5	1183	1355	8	764	-50	発明例
a-1	HR	9	0	100	フェライト	-	9.3	5.8	1.1	403	628	24	302	-90	比較例
b-1	HR	92	8			10.5	6.5	5.1	1.4	1503	1683	5	701	30	比較例
c-1	HR	63	14	23	フェライト	3.2	8.2	5.4	1.6	713	864	15	551	40	比較例
d-1	GI	96	4			0.8	8.6	5.6	1.7	926	1035	12	652	-10	比較例
e-1	HR	91	9			3.6	8.0	5.3	1.4	936	1054	11	657	20	比較例
f-1	HR	92	8			3.1	9.0	5.8	1.2	904	1018	11	625	30	比較例
g-1	GA	76	12	12	フェライト	2.8	8.5	5.1	1.6	813	927	15	561	30	比較例
h-1	HR	93	7			3.6	8.7	5.4	1.3	926	1034	10	532	-50	比較例
i-1	HR	90	10			2.7	11.1	6.0	1.6	904	1017	9	603	40	比較例
j-1	HR	87	13			3.6	7.6	5.2	3.0	906	1035	10	625	-20	比較例

【産業上の利用可能性】

【0088】

本発明は、引張最大強度 980MPa 以上で疲労強度と低温靱性に優れた熱延鋼板及びその製造方法に有効な技術である。本発明によれば、疲労強度と低温靱性に優れ、引張最大強度が 980MPa 以上の熱延鋼板を提供することができる。この熱延鋼板は、加工が容易であり、極寒冷地での使用に耐えることが可能となるため、産業上の貢献が極めて顕

10

20

30

40

50

著である。

フロントページの続き

- (72)発明者 神澤 佑樹
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 木村 謙
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特開2008-248341 (JP, A)
特開2007-308744 (JP, A)
特開2011-052321 (JP, A)
国際公開第2012/133636 (WO, A1)
特開2001-089811 (JP, A)
国際公開第2010/074473 (WO, A2)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | |
|--------|-------------|
| C 22 C | 38/00-38/60 |
| C 21 D | 9/46-9/48 |
| C 21 D | 8/00-8/10 |