

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6132017号
(P6132017)

(45) 発行日 平成29年5月24日 (2017. 5. 24)

(24) 登録日 平成29年4月28日 (2017. 4. 28)

(51) Int. Cl.

F 1

C 2 2 C 38/00 (2006. 01)
C 2 2 C 38/58 (2006. 01)
C 2 1 D 9/46 (2006. 01)
B 2 1 B 1/26 (2006. 01)

C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
 C 2 2 C 38/58
 C 2 1 D 9/46 U
 B 2 1 B 1/26 E

請求項の数 8 (全 23 頁)

(21) 出願番号 特願2015-517083 (P2015-517083)
 (86) (22) 出願日 平成26年5月13日 (2014. 5. 13)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2014/062701
 (87) 国際公開番号 W02014/185405
 (87) 国際公開日 平成26年11月20日 (2014. 11. 20)
 審査請求日 平成27年8月3日 (2015. 8. 3)
 (31) 優先権主張番号 特願2013-102144 (P2013-102144)
 (32) 優先日 平成25年5月14日 (2013. 5. 14)
 (33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(73) 特許権者 000006655
 新日鐵住金株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100090273
 弁理士 國分 孝悦
 (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
 (72) 発明者 横井 龍雄
 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 首藤 洋志
 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 . 0 1 ~ 0 . 2 %、

S i : 2 . 5 % 以下 (0 は含まない)、

M n : 1 . 0 ~ 4 . 0 %、

P : 0 . 1 0 % 以下、

S : 0 . 0 3 % 以下、

A l : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 %、

N : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、

O : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、

T i : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 %、

N b : 0 ~ 0 . 3 0 %、

C u : 0 ~ 2 . 0 %、

N i : 0 ~ 2 . 0 %、

M o : 0 ~ 1 . 0 %、

V : 0 ~ 0 . 3 %、

C r : 0 ~ 2 . 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 1 %、

C a : 0 ~ 0 . 0 1 %、

10

20

REM : 0 ~ 0.1 %、および

B : 0 ~ 0.01 %

を含有し、残部が鉄及び不純物である組成であって、

粒形状の焼き戻しマルテンサイト、あるいは粒形状の、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方からなり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が10 μm以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個/mm²)以上存在する組織を有することを特徴とする熱延鋼板。

【請求項2】

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)、

Ti : 0.03 ~ 0.30 %、

Nb : 0 ~ 0.30 %、

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 %、および

B : 0 ~ 0.01 %

を含有し、残部が鉄及び不純物である組成であって、

粒形状の焼き戻しマルテンサイトを体積分率で90 %以上、あるいは粒形状の、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を体積分率の合計で90 %以上含有し、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が10 μm以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個/mm²)以上存在する組織を有し、

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熱延鋼板。

【請求項3】

更に質量%で、

Nb : 0.01 ~ 0.30 %

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、

Cu : 0.01 ~ 2.0 %、

Ni : 0.01 ~ 2.0 %、

Mo : 0.01 ~ 1.0 %、

V : 0.01 ~ 0.3 %、および

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 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の熱延鋼板。

【請求項 5】

更に質量%で、

Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、

Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、および

REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 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 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の熱延鋼板。

【請求項 6】

更に質量%で、

B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 1 %

を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか 1 項に記載の熱延鋼板。

【請求項 7】

質量%で、

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 %、

Si : 2 . 5 % 以下 (0 は含まない)、

Mn : 1 . 0 ~ 4 . 0 %、

P : 0 . 1 0 % 以下、

S : 0 . 0 3 % 以下、

Al : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 %、

N : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、

O : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、

Ti : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 %、

Nb : 0 ~ 0 . 3 0 %、

Cu : 0 ~ 2 . 0 %、

Ni : 0 ~ 2 . 0 %、

Mo : 0 ~ 1 . 0 %、

V : 0 ~ 0 . 3 %、

Cr : 0 ~ 2 . 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 1 %、

Ca : 0 ~ 0 . 0 1 %、

REM : 0 ~ 0 . 1 %、および

B : 0 ~ 0 . 0 1 %

を含有し、残部が鉄及び不純物である組成を有する鑄造スラブを直接または一旦冷却した後 1 2 0 0 以上に加熱する工程と、

熱間圧延における粗圧延の最終段の圧延を圧下率 2 5 % 以上かつ圧延温度 1 1 0 0 未満として粗圧延を完了し、得られた粗圧延片に対して仕上げ圧延前に、1 0 以上の加熱を施し、続いて行う仕上げ圧延の終了温度を 9 0 0 以上として熱間圧延を行う工程と、

仕上げ圧延終了温度から 4 0 0 間を平均冷却速度 5 0 / 秒以上にて冷却し、1 0 0

以上 4 0 0 未満で巻き取り、粒形状の焼き戻しマルテンサイトを体積分率で 9 0 % 以上、あるいは粒形状の、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を体積分率の合計で 9 0 % 以上含有し、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が 2 以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が 1 0 μ m 以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個 / mm^2) 以上存在する組織を有する熱延鋼板を得る工程と、

を有することを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

【請求項 8】

前記巻き取り後、更に、亜鉛めっき処理あるいは合金化亜鉛めっき処理を行うことを特

10

20

30

40

50

徴とする請求項 7 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】

【0001】

本発明は、引張最大強度が 980MPa 以上で、低温靱性に優れた高強度の熱延鋼板及びその製造方法に関するものであり、特に、極低温域での使用を可能にするために低温靱性を具備した熱延鋼板およ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。

10

【0003】

また、このような部材に対して用いられる鋼板は、成形後に部品として自動車に取り付けた後に、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り、特に寒冷地で耐衝撃性を確保するためには低温靱性をも向上させたいという要望もある。この低温靱性は、 $vT_r s$ （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、鋼板を高強度化すると、鋼板の塑性変形をし難くする一方で、より破壊の懸念が高まるため、靱性は重要な特性として要望がある。

20

【0004】

高強度鋼板における靱性の向上法については、例えば特許文献 1 においてその製造方法が開示されており、アスペクト比を調整したマルテンサイト相を主相とする方法が知られている。

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。即ち、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おり、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。

30

【0005】

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り、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、粒径を細粒化すると靱性が向上する効果があることが知られていることから、アスペクト比が低下すると、形状に起因した靱性劣化因子を低減することができるが、結晶粒の粗大化に起因した靱性劣化を伴うため、低温靱性の向上には限界がある。

【0006】

特許文献 1 では、旧オーステナイト粒のアスペクト比を 3 ~ 18 にすることで高強度と高靱性とを兼備する建機などの構造部材用の厚手鋼板の製造方法について言及しているが、自動車用鋼板では更に優れた低温靱性が要求される。また、このようなアスペクト比の粒を持つ鋼板では、機械特性に異方性を持つことから、一般的な自動車用部材の成形は難しく、用途が限定されてしまうという課題が存在する。

40

【0007】

特許文献 2 には、アスペクト比が 2 以下のフェライト粒を主相とすることで高靱性の鋼板を実現できることが開示されている。しかしながら、この鋼板は主相がフェライトであることから、980MPa 以上の引張強度を確保することが難しい。

【0008】

特許文献 3 には、平均粒径を 5 ~ 10 μm としたフェライト中に炭化物を微細に析出させることで鋼板の強度と低温靱性とを向上させることが開示されている。特許文献 3 に記載の方法によれば、鋼中の固溶 Ti 等を炭化物として析出させることで、鋼板の強度を高

50

めている。しかしながら、980MPa以上の引張強度を確保するためにはより微細に析出させると共に、より密に分散させる必要があり、仕上げ圧延後の冷却条件を細かく設定することが求められる。このことから、この方法により製造された鋼板は、安定的に980MPa以上の引張強度を確保することが難しいと考えられる。

【0009】

特許文献4には、鋼板の組織をベイナイト相またはベイニティックフェライト相からなる単相とし、粒界セメンタイト量を抑制することで、鋼板の低温靱性を向上させることが開示されている。しかしながら、特許文献4に記載の鋼板は、引張強度が604～764MPaであり、980MPa以上の引張強度を確保することが難しいと考えられる。加えて、板厚8.7mm以上の厚肉の熱延鋼板の製造について述べたものであり、自動車鋼板に使用する薄肉の熱延鋼板の製造方法については何ら言及されていない。

10

【0010】

特許文献5には、引張強度が980MPa以上の高強度鋼板を製造する際に、破壊の起点となるMA（マルテンサイト-オーステナイト混合組織）相の生成を抑制することで、低温靱性を向上させることが開示されている。一般的に、MA相発現のメカニズムは、何らかの要因でオーステナイト中にCが濃縮することに起因する。そこで特許文献5に記載の鋼種では、炭化物形成元素である、Ti、Nb、V、Moを一定量含有させることで、Cを捕捉して、オーステナイト中への濃縮を抑制し、MA相の生成を抑制している。

しかしながらこれらの炭化物形成元素は高価であることから、多量の添加を要するため、特許文献5に記載の鋼板は経済性に劣る。加えて、特許文献5には、溶接継手部の低温靱性について言及されており、自動車車体用の鋼板に重要である、母材の低温靱性については何ら言及されていない。

20

【0011】

このように980MPaを超える高強度鋼板において、優れた低温靱性を同時に具備することは難しい。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

【特許文献1】特開2011-52321号公報

【特許文献2】特開2008-231474号公報

30

【特許文献3】特開2011-17044号公報

【特許文献4】特開2013-014844号公報

【特許文献5】特開2012-077340号公報

【特許文献6】特開2000-109951号公報

【特許文献7】特開2010-138421号公報

【特許文献8】特開2009-052106号公報

【特許文献9】特開2008-266695号公報

【特許文献10】特開2006-161139号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

40

【0013】

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】

【0014】

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

【0015】

50

(1) 質量%で、

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 %、
 Si : 2 . 5 % 以下 (0 は含まない)、
 Mn : 1 . 0 ~ 4 . 0 %、
 P : 0 . 1 0 % 以下、
 S : 0 . 0 3 % 以下、
 Al : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 %、
 N : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、
 O : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、
 Ti : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 %、
 Nb : 0 ~ 0 . 3 0 %、
 Cu : 0 ~ 2 . 0 %、
 Ni : 0 ~ 2 . 0 %、
 Mo : 0 ~ 1 . 0 %、
 V : 0 ~ 0 . 3 %、
 Cr : 0 ~ 2 . 0 %、
 Mg : 0 ~ 0 . 0 1 %、
 Ca : 0 ~ 0 . 0 1 %、
 REM : 0 ~ 0 . 1 %、および
 B : 0 ~ 0 . 0 1 %

10

を含有し、残部が鉄及び不純物である組成であって、

粒形状の焼き戻しマルテンサイト、あるいは粒形状の、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方からなり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が10 μm以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個/mm²)以上存在する組織を有することを特徴とする熱延鋼板。

【 0 0 1 7 】

(2) 質量%で、

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 %、
 Si : 2 . 5 % 以下 (0 は含まない)、
 Mn : 1 . 0 ~ 4 . 0 %、
 P : 0 . 1 0 % 以下、
 S : 0 . 0 3 % 以下、
 Al : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 %、
 N : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、
 O : 0 . 0 1 % 以下 (0 は含まない)、
 Ti : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 %、
 Nb : 0 ~ 0 . 3 0 %、
 Cu : 0 ~ 2 . 0 %、
 Ni : 0 ~ 2 . 0 %、
 Mo : 0 ~ 1 . 0 %、
 V : 0 ~ 0 . 3 %、
 Cr : 0 ~ 2 . 0 %、
 Mg : 0 ~ 0 . 0 1 %、
 Ca : 0 ~ 0 . 0 1 %、
 REM : 0 ~ 0 . 1 %、および
 B : 0 ~ 0 . 0 1 %

30

40

を含有し、残部が鉄及び不純物である組成であって、

粒形状の焼き戻しマルテンサイトを体積分率で90%以上、あるいは粒形状の、焼き戻

50

しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を体積分率の合計で90%以上含有し、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が2以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個/ mm^2)以上存在する組織を有し、

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熱延鋼板

。

(3) 更に質量%で、

$\text{Nb} : 0.01 \sim 0.30\%$

を含有することを特徴とする(1)又は(2)に記載の熱延鋼板。

10

(4) 更に質量%で、

$\text{Cu} : 0.01 \sim 2.0\%$ 、

$\text{Ni} : 0.01 \sim 2.0\%$ 、

$\text{Mo} : 0.01 \sim 1.0\%$ 、

$\text{V} : 0.01 \sim 0.3\%$ 、および

$\text{Cr} : 0.01 \sim 2.0\%$

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上記(1)～(3)のいずれか1つに記載の熱延鋼板。

(5) 更に質量%で、

$\text{Mg} : 0.0005 \sim 0.01\%$ 、

$\text{Ca} : 0.0005 \sim 0.01\%$ 、および

$\text{REM} : 0.0005 \sim 0.1\%$ 、

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上記(1)～(4)のいずれか1つに記載の熱延鋼板。

20

(6) 更に質量%で、

$\text{B} : 0.0002 \sim 0.01\%$

を含有することを特徴とする上記(1)～(5)のいずれか1つに記載の熱延鋼板。

【0018】

(7) 質量%で、

$\text{C} : 0.01 \sim 0.2\%$ 、

$\text{Si} : 2.5\%$ 以下(0は含まない)、

$\text{Mn} : 1.0 \sim 4.0\%$ 、

$\text{P} : 0.10\%$ 以下、

$\text{S} : 0.03\%$ 以下、

$\text{Al} : 0.001 \sim 2.0\%$ 、

$\text{N} : 0.01\%$ 以下(0は含まない)、

$\text{O} : 0.01\%$ 以下(0は含まない)、

$\text{Ti} : 0.03 \sim 0.30\%$ 、

$\text{Nb} : 0 \sim 0.30\%$ 、

$\text{Cu} : 0 \sim 2.0\%$ 、

$\text{Ni} : 0 \sim 2.0\%$ 、

$\text{Mo} : 0 \sim 1.0\%$ 、

$\text{V} : 0 \sim 0.3\%$ 、

$\text{Cr} : 0 \sim 2.0\%$ 、

$\text{Mg} : 0 \sim 0.01\%$ 、

$\text{Ca} : 0 \sim 0.01\%$ 、

$\text{REM} : 0 \sim 0.1\%$ 、および

$\text{B} : 0 \sim 0.01\%$

を含有し、残部が鉄及び不純物である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、

30

40

50

熱間圧延における粗圧延の最終段の圧延を圧下率 25% 以上かつ圧延温度 1100 未満として粗圧延を完了し、得られた粗圧延片に対して仕上げ圧延前に、10 以上の加熱を施し、続いて行う仕上げ圧延の終了温度を 900 以上として熱間圧延を行う工程と、仕上げ圧延終了温度から 400 間を平均冷却速度 50 / 秒以上にて冷却し、100 以上 400 未満で巻き取り、粒形状の焼き戻しマルテンサイトを体積分率で 90% 以上、あるいは粒形状の、焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を体積分率の合計で 90% 以上含有し、前記焼き戻しマルテンサイトおよび前記下部ベイナイトの有効結晶粒の平均アスペクト比が 2 以下であり、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの有効結晶粒径が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下であって、前記焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイト中に鉄系炭化物が 1×10^6 (個 / mm^2) 以上存在する組織を有する熱延鋼板を得る工程と、

10

を有することを特徴とする熱延鋼板の製造方法。

【0019】

(8) 前記巻き取り後、更に、亜鉛めっき処理あるいは合金化亜鉛めっき処理を行うことを特徴とする上記(7)に記載の熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、引張最大強度が 980 MPa 以上で、低温靱性に優れた高強度の熱延鋼板を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

20

【0021】

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、有効結晶粒の平均アスペクト比(以下、平均アスペクト比を単にアスペクト比と称す)を 2 以下とする粒形状の焼き戻しマルテンサイト、あるいは有効結晶粒のアスペクト比を 2 以下とする粒形状の焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を体積分率の合計で 90% 以上含有し、好ましくはさらに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径を $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下とし、加えて、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 / mm^2) 以上含有することで、980 MPa 以上の高強度と高い低温靱性を確保可能なことを見出した。

30

ここで、有効結晶粒とは、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。詳細に関しては、後述する。

【0022】

[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、あるいは焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの混合組織とし、その合計の体積分率を 90% 以上とすることで 980 MPa 以上の引張最大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、あるいは焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの混合組織とする必要がある。

40

【0023】

本発明における焼き戻しマルテンサイトは、強度、高い焼き付け硬化性、並びに低温靱性を具備するために、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 5 nm 以上の鉄系炭化物を含み、さらに、その鉄系炭化物が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。

本発明のように、巻き取り温度を 100 以上 400 未満とした場合や、一旦、マルテンサイトの組織とした後、100 ~ 600 で焼き戻すことで、焼き戻しマルテンサイトの組織を得ることが出来る。

【0024】

50

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 5 nm 以上の鉄系炭化物を含み、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。炭化物の伸張方向を観察することで、焼き戻しマルテンサイトか下部ベイナイトかを容易に判別できる。ここで、同一方向に伸張した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸張方向の差異が 5 ° 以内であるものを意味している。

下部ベイナイトは、巻取り温度を 400 ~ マルテンサイト変態点の間とすることで得ることができ、この温度範囲で高温なほど、もしくはその後の冷却速度が遅いほど下部ベイナイトの割合が大きくなる。

【0025】

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合計の体積分率が、90%未満では980 MPa以上の引張最大高強度を確保できず、本発明の要件である980 MPa以上の引張最大強度を確保できない。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並びに優れた低温靱性は発揮される。

【0026】

鋼板組織には、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種以上を体積分率の合計で10%以下含有しても良い。

【0027】

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、極めて硬質であることから、他の組織との界面に変形が集中し、破壊の起点となりやすいことから、低温靱性に劣る。更に主相をフレッシュマルテンサイトとしても、同じフレッシュマルテンサイト相でも硬度が大きく異なるため、界面が破壊の起点となりやすい。このことからフレッシュマルテンサイトの体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0028】

残留オーステナイトは、プレス成型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。

【0029】

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り、上部ベイナイトが過剰に形成されると、980 MPa以上の引張最大強度を確保することが難しくなる。このような傾向は、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。

【0030】

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、強度低下をもたらすことから、980 MPa以上の引張最大強度を確保するためには、フェライトを10%以下に制限する必要がある。また、主相である焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイトに比較し、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とから、低温靱性を低下させる。このような傾向は、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。

パーライトもフェライトと同様に、強度低下や低温靱性の劣化を齎すため、その体積分率を10%以下に制限する必要がある。

【0031】

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、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

10

20

30

40

50

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、ナイトール試薬及び特開昭59-219473号公報に開示されている試薬で、鋼板圧延方向断面又は圧延方向直角方向断面を腐食し、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。

【0032】

また、F E S E M - E B S D法〔電界放射型走査型電子顕微鏡(F E - S E M : Field Emission Scanning Electron Microscope)に付属のE B S D : 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も可能である。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、鉄系炭化物の形成サイトや結晶方位関係(伸長方向)が異なることから、F E - S E M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、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。

10

【0033】

本発明では、フェライト、パーライト、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、以下のような方法により算出する。まず、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、観察面を研磨してナイトールエッチングする。そして、板厚の1/4を中心とする1/8～3/8厚の範囲をF E - S E Mで観察して面積分率を測定し、それを持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。

20

【0034】

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ので、F E - S E M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、ベイナイト、およ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、F E - S E M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。

【0035】

次に、平均結晶粒径及び組織の同定手法について述べる。本発明では平均結晶粒径及びフェライト、さらに残留オーステナイトをE B S P - O I M (Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)法を用いて定義している。E B S P - O I M法では、走査型電子顕微鏡(S E M)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およびソフトウェアが構成されている。E B S P - O I M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、E B S P - O I M法の分析エリアはS E Mで観察できる領域であり、S E Mの分解能にもよるが、E B S P - O I M法によれば最小20nm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、平均結晶粒径を求める。

30

40

【0036】

粒形状の焼き戻しマルテンサイト、および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)のアスペクト比が2を超えると、優れた靱性を得られない。このことから、焼き戻しマルテンサイト、およびベイナイトの有効結晶粒のアスペクト比は、2以下とする必要がある。

特定方向に扁平した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必要がある。本発明では、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)との比(=L/T)をアスペクト比として定義する。

50

本発明では、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、観察面を電解研磨し、板厚の $1/4$ を中心とする $1/8 \sim 3/8$ 厚の範囲をEBS-P-OIM法で解析して、視野内の全有効結晶粒のアスペクト比を測定し、その平均値を導く。

【0037】

更に低温靱性を向上させるために、主相を焼き戻しマルテンサイトまたは下部ベイナイトとすることに加えて、有効結晶粒径を $10 \mu\text{m}$ 以下とすることが望ましい。低温靱性が向上する効果は、有効結晶粒径を $10 \mu\text{m}$ 以下とすることで顕著になることから、有効結晶粒径を $10 \mu\text{m}$ 以下とする。より望ましくは、 $8 \mu\text{m}$ 以下である。ここで述べる有効結晶粒径とは、下記手法にて述べる結晶方位差 15° 以上の粒界に囲まれた領域のことを意味し、マルテンサイトおよび下部ベイナイトではブロック粒径に相当する。下部ベイナイトの下限は望ましくは 5% 、更に望ましくは 9% 、更に望ましくは 12% とする。この場合、JIS Z 2242に準拠して行うシャルピー試験の破面遷移温度($vTrs$)の値が -50 以下になりやすい。

【0038】

また、本発明における焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトは、鉄系炭化物を 1×10^6 (個/ mm^2)以上含有させることが望ましい。これは、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 1×10^6 (個/ mm^2)以上析出させることで、主相の靱性をより改善することができる。

【0039】

本発明者らが、低温靱性と鉄系炭化物の個数密度との関係を調査したところ、焼き戻しマルテンサイトおよ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/ mm^2)以上とすることで、優れた低温靱性を確保することが可能なことが明らかとなった。このことから、鉄系炭化物を 1×10^6 (個/ mm^2)以上とすることが望ましい。より望ましくは、 5×10^6 (個/ mm^2)以上であり、更に望ましくは、 1×10^7 (個/ mm^2)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や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。

【0040】

鉄系炭化物の個数密度を測定する方法としては、まず、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てナイタールエッチングし、板厚の $1/4$ を中心とする $1/8 \sim 3/8$ 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。

【0041】

[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: $0.01\% \sim 0.2\%$)

Cは、母材の強度上昇や焼き付け硬化性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(Fe_3C)等の鉄系炭化物を生成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。また、C含有量が 0.2% を超えると、鋼板の延性が減少するとともに、打ち抜き加工時の二次せん断面の割れ起点となるセメンタイト(Fe_3C)等の鉄系炭化物が増加し、穴広げ性等の成形性が劣化する。このため、C含有量は、 $0.01\% \sim 0.2\%$ の範囲とする。

【0042】

(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 2.5% を超えて含有させても強度上昇に寄与する効果が飽和してしまうため、Si 含有量は 2.5% 以下の範囲とする。また、Si は、0.1% 以上含有させることでその含有量の増加に伴い、材料組織中におけるセメンタイト等の鉄系炭化物の析出を抑制し、強度および穴広げ性の向上に寄与する。また、この Si 含有量が 2.5% を超えてしまうと鉄系炭化物の析出抑制の効果は飽和してしまう。従って、Si 含有量の望ましい範囲は、0.1 ~ 2.5% である。

【0043】

(Mn : 4.0% 以下 (0 は含まない))

10

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あるいは下部ベイナイトが主相となるようにするために含有される。Mn 含有量が 4% 超となるようにしてもこの効果が飽和する。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ので、1% 以上含有していることが望ましい。望ましくは、1.4 ~ 3.0% である。

【0044】

(Ti : 0.03 ~ 0.30%)

Ti は、優れた低温靱性と 980 MPa 以上の高強度とを両立させる上で最も重要な元素である。Ti の炭窒化物、あるいは、固溶 Ti 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、低温靱性の向上に寄与する。加えて 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、低温靱性の向上に寄与する。更に Ti は粗圧延時に炭窒化物として析出することで、結晶粒を微細化させ、低温靱性の向上に寄与することから、特に重要である。

20

熱延鋼板の粒径を 10 μm 以下とするためには、Ti を 0.03% 以上含有させる必要がある。また、Ti 含有量が 0.30% を超えても上記効果は飽和して経済性が低下する。Ti 含有量の望ましい範囲は、0.04 ~ 0.25% であり、更に望ましくは、0.05 ~ 0.20% である。

【0045】

(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。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。

30

【0046】

(S : 0.03% 以下)

S は、溶銑に含まれている元素であり、S 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、穴広げ性を劣化させる MnS などの介在物を生成させる。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。

40

【0047】

(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、Al は脱酸材としても活用可能である。しかしながら、Al を過剰に含有させると、Al 系の粗大介在物の個数を増大させ、穴広げ性の劣化や表面傷の原因になる。このことから、Al 含有量の上限を 2.0% とした。望ましくは、Al 含有量の上限が 1.5% である。なお、Al 含有量を 0.001% 未満とするのは困難であるのでこれが実質的な下限である。

【0048】

(N : 0.01% 以下 (0 は含まない))

N は、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

50

靱性向上に寄与する。ただし、溶接時にブローホールを形成させ、溶接部の継ぎ手強度を低下させる懸念があるので、N含有量を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ので、0.0005%以上とすることが望ましい。

【0049】

(O: 0.01%以下(0は含まない))

Oは、酸化物を形成し、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含有量が0.01%を超えると、この傾向が顕著となることから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。

10

【0050】

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。

【0051】

(Nb: 0.01~0.30%)

Nbは、この炭窒化物、あるいは、固溶Nb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、低温靱性を向上させるので含有しても良い。しかし、Nb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Nb含有量が0.30%を超えると、再結晶温度が著しく低下し、焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイト粒のアスペクト比を2以下とすることが困難となり、低温靱性を悪化させる。したがって、必要に応じて、Nbを含有させる場合、Nb含有量は0.01%~0.30%とすることが望ましい。

20

【0052】

(Cu、Ni、Mo、V、およびCrからなる群から選ばれる1種または2種以上)

Cu、Ni、Mo、V、およびCrは、冷却時のフェライト変態を抑制し、鋼板組織を焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイト組織とすることから、これらの元素からなる群から選ばれる1種又は2種以上を含有してもよい。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、これらのいずれか1種又は2種以上を含有してもよい。しかし、Cu、Ni、Mo、V、およびCu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%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、および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。

30

【0053】

(Mg、Ca、およびREMからなる群から選ばれる1種または2種以上)

Mg、Caおよび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とから、これらのいずれか1種又は2種以上を含有してもよい。Mg、Ca、および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%以上含有するようにする。また、Mg含有量を0.01%超、Ca含有量を0.01%超、REM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%とすることが望ましい。

40

【0054】

(B: 0.0002~0.01%)

Bは、フェライト変態を遅延することで鋼板組織を、焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイト組織と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

50

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Bを含有させても良い。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、下限を0.0002%とすることが望ましい。一方では、B含有量が0.01%を超えると、その効果が飽和するばかりでなく、経済性に劣ることから、上限は0.01%であることが望ましい。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。

【0055】

以上のような元素が熱延鋼板に含まれており、残部は鉄及び不純物である。ここで、不純物としては、鉱石やスクラップ等の原材料に含まれるもの、製造工程において含まれるもの、が例示される。

10

【0056】

なお、その他の元素について、Zr、Sn、Co、Zn、およびWからなる群から選ばれる1種又は2種以上を合計で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恐れがあるのでSn含有量は0.05%以下がより望ましい。

【0057】

以上のような組織と組成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。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などの元素を含有させ、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備えることにより、本発明の優れた焼き付け硬化性及び低温靱性を損なうものではない。

20

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。

【0058】

[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。

優れた低温靱性を実現するためには、有効結晶粒のアスペクト比が2以下の焼き戻しマルテンサイト単相、あるいは焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方を合計で90%以上とする。さらには、焼き戻しマルテンサイト（および下部ベイナイト）が、有効結晶粒径10μm以下で、鉄系炭化物を 1×10^6 （個/mm²）以上含有することが望ましく、これらの条件を満たすための製造条件の詳細を以下に記す。

30

【0059】

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組成となるように調整し、次いで、通常の連続鋳造、薄スラブ鋳造などの方法で鋳造すればよい。その際、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。

鋳造スラブは、熱間圧延に当たり所定の温度に加熱される。連続鋳造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、特に冷却することなく連続鋳造に引き続いて加熱して熱間圧延しても良い。

40

【0060】

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（望ましくはさらにNb）を用いてオーステナイト粒の粗大化を抑制していることから、鋳造時に析出したTiC（さらにNbC）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およびTi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、スラブ加熱温度は1300℃未満とすることが望ましい。

50

【 0 0 6 1 】

粗圧延は、最終段では圧下率を 25 % 以上にして圧下し、かつ、最終段の圧延温度を 1100 未満にして粗圧延を完了する必要がある。粗圧延の最終段の温度が 1100 以上では粗圧延から仕上げ圧延間でのオーステナイト粒の成長速度が大きくなり、粒径が粗大化するため、優れた低温靱性を確保することが難しくなる。また、最終段の圧延温度が 1100 未満であって、最終段の圧下率を 25 % 以上とすることで、より優れた低温靱性を確保することができる。

【 0 0 6 2 】

このメカニズムについては不明であるが、誘起加工析出により Ti の炭窒化物が生じ、粗圧延から仕上げ圧延までのオーステナイト粒の成長を抑制できたため、粒径微細化の効果から優れた低温靱性を得ることができたのではないかと考えられる。また、この効果は圧下率が大きいのほど顕著になるのだが、圧下率が 40 % 以上となると、鋼板表面にスケールの押し込み疵を発生する可能性がある。したがって、粗圧延の最終段の圧下率は 40 % 未満とすることが望ましい。

10

このことから、粗圧延では、最終段の圧延を、圧下率が 25 % 以上で、かつ、圧延温度が 1100 未満で行う必要がある。望ましくは圧下率が 25 % 以上 40 % 未満、かつ、圧延温度が 1100 未満 1000 以上である。

【 0 0 6 3 】

粗圧延完了から仕上げ圧延開始までに、加熱装置によって加熱直前から 10 以上昇温するように加熱する必要がある。10 以上加熱することで、焼き戻しマルテンサイト、あるいは焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとの両方のアスペクト比を 2 以下とすることができる。この加熱は、例えば誘導加熱装置によって行えばよいが、これに限らず、保熱炉や通電加熱装置などを利用した加熱でも、この効果を発揮できる。また、粗圧延完了から仕上げ圧延開始までの時間が長ければ長いほど、昇温温度を大きくする必要があるため、粗圧延完了から仕上げ圧延開始までの時間を 60 秒以下とすることが望ましい。また、粗圧延完了から仕上げ圧延開始までの時間は 30 秒以下が望ましい。

20

【 0 0 6 4 】

この加熱によって、アスペクト比を 2 以下にできるメカニズムは不明であるが、加熱によって再結晶が進行し、仕上げ圧延前に完全に再結晶するため、オーステナイトのアスペクト比が小さくなり、焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイトのアスペクト比が 2 以下になったのではないかと考えられる。

30

【 0 0 6 5 】

粗圧延に続く仕上げ圧延の仕上げ圧延温度（仕上げ圧延の終了温度）は 900 以上とする。本発明の熱延鋼板は、オーステナイトの粒径を細粒化するために、多量の Ti（望ましくはさらに Nb）を含有している。この結果、900 未満の温度域で仕上げ圧延が終了すると、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、靱性劣化をもたらしやすい。そこで、仕上げ圧延温度は 900 以上とする。望ましくは 920 以上 1040 以下である。

【 0 0 6 6 】

仕上げ圧延後、仕上げ圧延温度から 400 間を平均冷却速度で 50 / 秒以上で冷却して巻取る。この平均冷却速度が 50 / 秒未満では、冷却途中にフェライトが形成してしまい、主相である焼き戻しマルテンサイト単相、もしくは焼き戻しマルテンサイトと下部ベイナイトと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、平均冷却速度を 50 / 秒以上とする必要がある。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。

40

【 0 0 6 7 】

但し、Bs ~ 下部ベイナイトの生成温度間の平均冷却速度は、50 / 秒以上とする事が望ましい。これは上部ベイナイトの形成を避けるためである。Bs ~ 下部ベイナイトの生成温度間の平均冷却速度が 50 / 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

50

）が形成してしまうか、あるいは、残留オーステナイト（加工時に転位密度の高いマルテンサイトになる）が存在してしまう事があるため、焼き付け硬化性および低温靱性が劣ってしまう。なお、 M_s 点は成分によって定められる上部ベイナイトの生成開始温度であり、便宜的には 550 とする。また、下部ベイナイトの生成温度も成分によって定められるが、便宜的には 400 とする。仕上げ圧延温度から 400 の間では、特に $550 \sim 400$ の間の平均冷却速度を 50 / 秒以上とし、仕上げ圧延温度から 400 の間の平均冷却速度を 50 / 秒以上とする。

【0068】

尚、仕上げ圧延温度から 400 の間が平均冷却速度 50 / 秒以上にするということは、例えば仕上げ圧延温度から 550 までの平均冷却速度を 50 / 秒以上にして $550 \sim 400$ の間の平均冷却速度が 50 / 秒未満にする事も含まれる。しかし、この条件では上部ベイナイトが出やすくなり部分的には 10% 超の上部ベイナイトが生成することがある。したがって、 $550 \sim 400$ の間の平均冷却速度は 50 / 秒以上にする事が望ましい。

10

【0069】

400 未満での最大冷却速度は 50 / 秒未満とすることが望ましい。これは、転位密度および鉄系炭化物の個数密度を上記範囲とした焼き戻しマルテンサイトあるいは下部ベイナイトを主相とする組織とするためである。最大冷却速度が 50 / 秒以上では、鉄系炭化物および転位密度を上記範囲とすることができず高い焼き付け硬化性および低温靱性を得ることができない。このことから、最大冷却速度を 50 / 秒未満とすることが望ましい。ここで、 400 未満における最大冷却速度 50 / 秒未満での冷却は、例えば空冷により実現される。また、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、鋼板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（ M_s 点）以下に冷却した後、温度を上げて、再加熱しても、本発明の効果である 980MPa 以上の引張最大強度、高い焼き付け硬化性、並びに、低温靱性を得ることが出来る。

20

【0070】

巻取り温度は 100 以上 400 未満とする。これは、鉄系炭化物の個数密度を上記範囲とした焼き戻しマルテンサイト単相、あるいは焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトを主相とする組織とするためである。巻取り温度が 400 以上では、主相を焼き戻しマルテンサイト単相、あるいは焼き戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトとすることができない。また、巻取り温度が 100 未満では、鉄系炭化物を上記範囲とすることができず、優れた靱性を得ることができない。このことから、巻取り温度を 100 以上 400 未満とする必要がある。

30

【0071】

ここで、下部ベイナイトは巻取り温度を $400 \sim$ マルテンサイト変態点の間で巻き取ることによって生成し、この温度範囲で高温なほど、もしくはその後の冷却速度が遅いほど下部ベイナイトの割合が大きくなる。一方で、マルテンサイト変態点 ~ 100 の間で巻き取ると焼き戻しマルテンサイト単相となる。

40

なお、この温度域での巻き取りは、鋼板組織中の鉄系炭化物の個数密度の制御が目的であるので、一旦、 100 未満に冷却した後、温度を上げて、再加熱しても、本発明の効果である 980MPa 以上の引張最大強度と優れた靱性とを得ることが出来る。

【0072】

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く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。このことから、 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

50

かった。

この結果、本発明のような100～400 未満での巻き取りにより、980MPa以上の引張最大強度と優れた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。

【0073】

なお、鋼板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、圧下率が0.1%～2%のスキンプ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、必要に応じて得られた熱延鋼板に対して酸洗してもよい。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%以下のスキンプス又は冷間圧延を施しても構わない。

10

【0074】

本発明の鋼板は通常の熱間圧延工程である連続鋳造、粗圧延、仕上げ圧延を経て製造されるものであるが、上記で規定した製造条件を満たせば、他の製造条件は通常の条件で行うことにより、本発明の効果である980MPa以上の引張最大強度と低温靱性とを確保することが可能である。

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優れた低温靱性と980MPa以上の引張最大強度とを確保することが可能である。

【0075】

20

なお、本発明で引張最大強度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以上の鋼板を意味する。

また、低温での靱性に優れた鋼板とは、JIS Z 2242に準拠して行うシャルピー試験の破面遷移温度(vTrs)が-40、望ましくは-50 以下、更に望ましくは-60 以下の鋼板をさす。本発明では、対象となる鋼板が主に自動車用途に用いられるため、3mm前後の板厚となる場合が多い。そこで、これらの評価を行う場合には、熱延鋼板の表面を研削し、鋼板を2.5mmサブサイズ試験片に加工して評価するものとする。

【実施例】

30

【0076】

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及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、本発明の要旨を逸脱せず、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得るものである。

【0077】

以下、実施例として、表1に示すように、本発明における組成の条件を満たすAからSまでの鋼と、本発明における組成の条件を満たさないaからkまでの鋼とを用いて検討した結果について説明する。なお、REMとしては、具体的にはLa及びCeを用いた。

【0078】

40

これらの鋼を鋳造後、そのまま1030～1300 の温度範囲に加熱し、もしくは一旦室温まで冷却された後に再加熱してその温度範囲に加熱し、その後表2-1および表2-2の条件で熱間圧延を施し、760～1030 で仕上げ圧延し、表2-1および表2-2に示す条件で冷却および巻取りを行い、板厚3.2mmの熱延鋼板とした。その後、酸洗し、さらに、圧下率が0.5%のスキンプス圧延を行った。

【0079】

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JIS5号試験片を切り出し、JIS Z 2242に準拠して試験を実施した。

焼き付け硬化量の測定は、圧延方向に垂直な方向にJIS5号試験片を切り出し、JIS

50

S G 3 1 3 5 の付属書に記載された塗装焼付硬化試験方法に準拠して実施した。予歪量は 2 %、熱処理条件は 1 7 0 × 2 0 分とした。

シャルピー試験は J I S Z 2 2 4 2 に準拠して実施し、破面遷移温度を測定した。本発明の鋼板は、板厚が 1 0 m m 未満であったため、得られた熱延鋼板の表裏を研削し、2 . 5 m m とした後、シャルピー試験を実施した。

一部の鋼板に関しては、熱延鋼板を 6 6 0 ~ 7 2 0 に加熱し、溶融亜鉛めっき処理あるいは、めっき処理後に 5 4 0 ~ 5 8 0 での合金化熱処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板 (G I) あるいは合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (G A) とした後、材質試験を実施した。

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、アスペクト比を測定した。

10

【 0 0 8 0 】

結果を、表 3 - 1 および表 3 - 2 に示す。

本発明の条件を満たすもののみ、9 8 0 M P a 以上の引張最大強度と優れた低温靱性とを有することが解る。

一方、スラブ加熱温度が 1 2 0 0 未満となる鋼 A - 3、B - 4、E - 4、J - 4、M - 4、S - 4 は、鑄造時に析出した T i や N b の炭化物が溶解し難いため、その他の熱延条件を本発明の範囲としたとしても、組織分率や有効結晶粒径を本発明の範囲とすることが出来ず、強度および低温靱性が劣っていた。

鋼 A - 4、E - 5、J - 5、M - 5 は、粗圧延温度が 1 1 0 0 以上であり、オーステナイト粒径が粗大化しすぎてしまい、変態後の焼き戻しマルテンサイト、あるいは、下部ベイナイトの結晶粒径も粗大化することから、低温靱性が劣化した。

20

【 0 0 8 1 】

鋼 E - 5、J - 5、S - 5 は、粗圧延の最終段圧下率が 2 5 % 未満であり、誘起加工析出による T i の炭窒化物を発現できず、オーステナイト粒径の粗大化を抑制できないため、低温靱性が劣っていた。

鋼 A - 5、B - 6、J - 6、M - 6、S - 6 は、粗圧延完了から仕上げ圧延前に加熱を行っていないことから、オーステナイトの再結晶を進行できず、変態後の焼き戻しマルテンサイト、あるいは、下部ベイナイトの有効結晶粒のアスペクト比を 2 超とすることで、低温靱性が劣化した。

鋼 A - 6、B - 7、J - 7、M - 7、S - 7 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るため、アスペクト比が大きく、低温靱性が劣っていた。

30

【 0 0 8 2 】

鋼 A - 7、B - 8、J - 8、M - 8、S - 8 は、仕上げ圧延温度から 4 0 0 間での平均冷却速度が 5 0 / 秒未満であり、冷却中に多量のフェライトが形成してしまい、強度確保が難しいとともに、フェライトとマルテンサイトとの界面が破壊の起点になるため、低温靱性が劣っていた。

鋼 A - 8 は、巻き取り温度が 4 8 0 と高く、鋼板組織が上部ベイナイト組織となるため 9 8 0 M P a 以上の引張最大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、破壊の起点となるため低温靱性が劣っていた。

40

鋼 B - 9、J - 9 は、巻き取り温度が 5 8 0 ~ 6 2 0 と高く、鋼板組織がフェライト、及び、パーライトの混合組織となってしまう。この結果、9 8 0 M P a 以上の引張最大強度の確保が難しく、かつ、パーライト中のフェライトと鉄系炭化物の界面が、破壊の起点となるため低温靱性が劣っていた。

【 0 0 8 3 】

鋼 M - 9 は、巻き取り温度が室温と低く、鋼板組織が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となるため、フレッシュマルテンサイトが破壊の起点となり、低温靱性が劣っていた。

また、鋼 A - 9、1 0、B - 1 0、1 1、E - 6、7、J - 1 0、1 1、M - 1 0、1

50

1、S - 9、10で示すように、合金化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たとしても、本発明の材質が確保できることが確認できた。

一方、鋼板成分が本発明の範囲を満たさない鋼a ~ kは、本発明で定める980MPa以上の引張最大強度、優れた低温靱性を具備することが出来なかった。

【0084】

尚、550 ~ 400 間の冷却速度を45 / sとした以外は鋼A - 3と同じ条件でサンプルを作製したところ、仕上げ圧延温度から400 までの平均冷却速度は73 / sであり、平均冷却速度は50 / s以上を満足した。ところが上部ベイナイトが10%以上となり材質にもバラツキが生じた。また、O含有量が0.01質量%を超える以外は鋼A - 1と同じ条件でサンプルを作製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できた。

【0085】

【表 1】

表1 化学成分(質量%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	その他	備考
A	0.054	1.32	2.34	0.009	0.0009	0.029	0.0024	0.0022	0.192	-	-	組成範囲充足
B	0.063	1.16	2.91	0.012	0.0024	0.033	0.0021	0.0016	0.103	0.021	-	
C	0.069	0.76	2.31	0.015	0.0023	0.024	0.0021	0.0016	0.062	0.031	Cu=0.23	
D	0.07	0.59	2.39	0.007	0.0016	0.018	0.0029	0.002	0.049	0.039	Ni=0.42	
E	0.069	0.79	1.8	0.011	0.0032	0.018	0.0025	0.0022	0.034	0.097	Mo=0.38	
F	0.059	1.97	2.22	0.008	0.0034	0.021	0.0024	0.0011	0.054	0.015	V=0.046	
G	0.068	1.06	1.78	0.006	0.0012	0.032	0.0025	0.0027	0.101	-	Cr=0.62	
H	0.082	0.64	2.28	0.009	0.0005	0.006	0.0027	0.0021	0.089	-	Mg=0.0014	
I	0.06	0.54	2.3	0.014	0.0038	0.01	0.0032	0.0016	0.102	-	Ca=0.0008	
J	0.073	0.08	2.53	0.018	0.0026	1.08	0.0072	0.0009	0.052	0.012	B=0.0028	
K	0.071	0.86	2.31	0.007	0.002	0.024	0.0018	0.0019	0.037	0.01	REM=0.0038	
L	0.103	0.89	2.27	0.009	0.003	0.017	0.003	0.0016	0.086	-	-	
M	0.109	0.92	2.07	0.012	0.0024	0.034	0.032	0.0022	0.049	0.025	B=0.0013	
N	0.107	0.85	1.64	0.011	0.0027	0.016	0.0016	0.0018	0.099	-	Cr=1.26	
O	0.111	0.69	2.31	0.016	0.0007	0.01	0.0027	0.0021	0.095	-	Ca=0.0022	
P	0.114	0.13	1.89	0.012	0.0025	0.642	0.0026	0.0012	0.071	0.016	Mo=0.19, B=0.0009	
Q	0.157	1.22	2.34	0.01	0.0018	0.03	0.003	0.0023	0.048	0.009	B=0.0009	
R	0.161	1.08	2.31	0.009	0.0021	0.028	0.0024	0.0018	0.062	-	-	組成範囲不充足
S	0.200	0.87	2.11	0.013	0.0032	0.02	0.0023	0.0021	0.067	0.002	Cr=0.29	
a	0.002	0.34	1.32	0.062	0.0056	0.034	0.0033	0.0032	0.039	0.042	-	
b	0.62	1.32	2.16	0.013	0.0034	0.024	0.0021	0.0017	0.051	0.029	-	
c	0.084	3.09	2.34	0.021	0.0029	0.029	0.0023	0.0016	0.086	0.012	-	
d	0.072	0.86	5.61	0.032	0.0032	0.021	0.0019	0.0021	0.105	-	-	
f	0.063	0.84	2.13	0.109	0.0018	0.034	0.0035	0.0018	0.079	0.024	-	
g	0.065	0.73	1.89	0.018	0.051	0.013	0.0031	0.002	0.099	0.013	-	
h	0.073	0.69	1.99	0.008	0.0016	2.462	0.003	0.0043	0.104	0.011	-	
i	0.084	0.75	2.05	0.013	0.0025	0.046	0.049	0.0026	0.076	0.02	-	
j	0.091	0.81	2.13	0.016	0.0036	0.023	0.0025	0.0027	0.014	-	-	
k	0.076	0.82	1.97	0.009	0.0045	0.034	0.0029	0.0023	0.406	0.023	-	
l	0.076	0.82	1.97	0.009	0.0045	0.034	0.0029	0.0023	0.076	0.351	-	

下線は、本発明の範囲外を示す。

【表 2 - 1】

表 2 - 1 熱延条件

鋼	スラブ 加熱温度 (°C)	粗圧延 最終段温度 (°C)	粗圧延 最終段圧下率 (%)	粗～仕上げ間 の加熱温度 (°C)	仕上げ 圧延温度 (°C)	仕上げ～400°C間 の平均冷却速度 (°C/s)	550°C～400°Cまでの 冷却速度 (°C/s)	巻き取り 温度 (°C)	備考
A-1	1240	1050	29	30	960	50	73	200	発明例
A-2	1230	1040	31	20	940	50	73	330	発明例
A-3	1030	960	26	70	910	100	123	250	比較例
A-4	1220	1110	27	20	960	70	93	340	比較例
A-5	1280	1020	33	0	950	60	83	360	比較例
A-6	1240	990	35	20	820	70	93	240	比較例
A-7	1230	1030	30	30	940	20	43	290	比較例
A-8	1250	1050	36	40	970	50	73 (500°Cまでの冷速)	480	比較例
A-9	1240	1020	40	50	950	60	83	350	発明例
A-10	1240	1050	28	20	950	60	83	390	発明例
B-1	1260	1060	27	10	950	50	73	260	発明例
B-2	1240	1040	37	20	940	60	83	390	発明例
B-3	1250	1030	39	40	950	120	143	220	発明例
B-4	1060	960	41	60	900	60	83	190	比較例
B-6	1250	1030	25	0	980	60	83	310	比較例
B-7	1230	1000	29	10	810	50	73	280	比較例
B-8	1260	1050	28	30	960	15	38	290	比較例
B-9	1230	1010	34	60	950	70	-	580	比較例
B-10	1260	1030	29	70	980	60	83	370	発明例
B-11	1260	1090	33	10	980	60	83	330	発明例
C-1	1250	1050	32	40	970	60	83	310	発明例
D-1	1270	1030	36	30	940	60	83	260	発明例
E-1	1260	1090	34	60	1030	70	93	150	発明例
E-2	1250	1030	40	90	1000	120	143	340	発明例
E-3	1250	1070	29	70	1020	100	123	240	発明例
E-4	1060	950	27	80	910	60	83	190	比較例
E-5	1240	1100	22	10	950	120	143	340	比較例
E-6	1260	1090	26	30	1000	60	83	370	発明例
E-7	1260	1050	29	70	1000	60	83	160	発明例
F-1	1240	1030	27	10	920	60	83	180	発明例
G-1	1300	1080	27	10	950	50	73	340	発明例
H-1	1250	990	37	60	930	60	83	260	発明例
I-1	1260	1040	39	40	960	50	73	220	発明例
J-1	1250	1050	36	20	950	80	103	240	発明例
J-2	1270	1030	34	60	970	60	83	390	発明例
J-3	1230	1010	40	70	960	120	143	220	発明例
J-4	1090	930	38	90	900	90	113	330	比較例
J-5	1230	1100	20	20	950	70	93	390	比較例
J-6	1250	1080	26	0	970	80	103	270	比較例
J-7	1240	980	27	10	830	50	73	380	比較例

下線は、本発明の範囲外を示す。

【 0 0 8 7 】

10

20

【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、 $\times 10^6 (1/\text{mm}^2)$	有効結晶粒径 (μm)	アスペクト比	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	vTrs (°C)	備考
A-1	HR	100	0	0	-	3.4	7.8	1.2	782	1023	12	-60	発明例
A-2	HR	71	29	0	-	6.3	8.3	1.3	934	1007	13	-70	発明例
A-3	HR	69	0	31	フェライト	5.2	12.9	1.1	692	892	13	50	比較例
A-4	HR	81	19	0	-	6.8	11.3	1	746	1057	9	-20	比較例
A-5	HR	100	0	0	-	7.1	7.3	2.5	989	1046	10	-10	比較例
A-6	HR	100	0	0	-	4.8	5.5	2.3	957	1093	9	0	比較例
A-7	HR	66	0	34	フェライト	5.9	7.2	1.4	705	924	14	30	比較例
A-8	HR	0	0	100	上部ベイナイト	0	9.2	0.8	576	824	15	-10	比較例
A-9	G I	100	0	0	-	4.5	7.7	1	852	998	14	-50	発明例
A-10	G A	100	0	0	-	6.8	6.6	1.1	880	983	14	-50	発明例
B-1	HR	90	0	10	フェライト	3.7	6.5	1.1	769	1027	12	-50	発明例
B-2	HR	25	75	0	-	3.9	7.2	1.3	882	1019	13	-60	発明例
B-3	HR	88	12	0	-	6.9	6.5	1	949	1004	13	-70	発明例
B-4	HR	66	0	34	フェライト	4.2	12.7	1.2	672	867	14	30	比較例
B-6	HR	100	0	0	-	4.9	8.1	2.9	934	1095	12	-20	比較例
B-7	HR	100	0	0	-	4.8	4.8	2.5	912	1055	10	-20	比較例
B-8	HR	27	0	73	フェライト	4.3	6.4	1.1	558	792	18	-30	比較例
B-9	HR	0	0	100	フェライト、パーライト	0	7.4	1.2	736	842	15	-10	比較例
B-10	G I	100	0	0	-	3.5	6.7	1	899	1002	14	-50	発明例
B-11	G A	100	0	0	-	3.4	6.7	1.1	948	984	14	-50	発明例
C-1	HR	100	0	0	-	4.9	6.3	1	773	1035	13	-50	発明例
D-1	HR	100	0	0	-	3.7	6.5	1.3	781	1042	12	-40	発明例
E-1	HR	100	0	0	-	5.3	5.9	0.9	762	1026	12	-50	発明例
E-2	HR	71	29	0	-	4.5	7.3	0.9	934	989	14	-50	発明例
E-3	HR	91	9	0	-	7.6	6.8	1	862	1007	13	-60	発明例
E-4	HR	80	0	20	フェライト	4.6	11.6	1.8	816	923	13	0	比較例
E-5	HR	83	17	0	-	5.8	14.2	1.9	843	1092	11	20	比較例
E-6	G I	100	0	0	-	5.5	6.1	1	879	1021	13	-50	発明例
E-7	G A	100	0	0	-	5.8	6	1.1	924	991	13	-50	発明例
F-1	HR	100	0	0	-	5.1	5.7	1.3	749	1042	12	-40	発明例
G-1	HR	100	0	0	-	4	7.3	1.1	761	1006	13	-50	発明例
H-1	HR	100	0	0	-	4.5	7.9	1.5	782	1124	13	-50	発明例
I-1	HR	100	0	0	-	5.3	7.1	1	781	1019	14	-40	発明例
J-1	HR	100	0	0	-	4.2	6	1.1	746	1047	12	-60	発明例
J-2	HR	53	47	0	-	3.4	7.5	0.9	873	1007	14	-50	発明例
J-3	HR	91	9	0	-	5.9	6.4	1.1	972	1026	13	-70	発明例
J-4	HR	67	0	33	フェライト	3.9	11.9	0.9	624	842	15	30	比較例
J-5	HR	76	24	0	-	4.6	13.5	1.7	806	1112	8	-10	比較例
J-6	HR	100	0	0	-	5.1	7.4	2.3	933	1078	12	-30	比較例
J-7	HR	100	0	0	-	4.3	3.8	2.1	924	1072	9	-30	比較例

* : HRは、熱延銅板、G Iは溶融亜鉛めっき鋼板、G Aは熱延銅板に合金化溶融亜鉛めっき鋼板を意味する。
下線は、本発明の範囲外を示す。

【産業上の利用可能性】

【0088】

本発明によれば、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著である。

10

20

30

40

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 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

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特許第6008039(JP, B2)
特開2011-052321(JP, A)
特開2008-248341(JP, A)
特開2007-308744(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)
- | | |
|------|---------------|
| C22C | 38/00 - 38/60 |
| C21D | 9/46 - 9/48 |
| C21D | 8/00 - 8/10 |