

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2012-21192
(P2012-21192A)

(43) 公開日 平成24年2月2日(2012.2.2)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	
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 T	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A	

審査請求 未請求 請求項の数 10 O L (全 21 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2010-159672 (P2010-159672)
(22) 出願日 平成22年7月14日 (2010.7.14)

(71) 出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(74) 代理人 100064908
弁理士 志賀 正武
(74) 代理人 100108578
弁理士 高橋 詔男
(74) 代理人 100106909
弁理士 棚井 澄雄
(74) 代理人 100129403
弁理士 増井 裕士
(72) 発明者 丸山 直紀
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 黒皮を有する最大引張強度が720MPa以上の高強度熱延鋼板に電着焼付塗装を施した場合であっても、良好な耐食性並びに打抜き部の疲労特性を得ることが可能な、塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C、Si、Al、Mn、P、S、N、Ti、Nbの各々を所定量で含有し、且つ、質量%で、Si+Alの合計量：0.8%以上、Ti+Nbの合計量：0.04~0.12%であり、TiおよびNbを含有する合金炭化物の平均粒子径が10nm以下、鋼組織が、マルテンサイトと残留オーステナイトを体積率の合計で3~20%、フェライトを体積率で50~90%含有し、残部がベイナイトからなり、さらに、スケール層内のマグネタイトの体積分率が70%以上、かつ、前記マグネタイトの平均結晶粒径が3μm以下であり、最大引張強度が720MPa以上である。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.12 %、

Si : 2.0 % 以下、

Al : 2.0 % 以下、

Mn : 1.2 ~ 2.5 %、

P : 0.1 % 以下、

S : 0.01 % 以下、

N : 0.007 % 以下、

Ti : 0.02 ~ 0.09 %、

Nb : 0.01 ~ 0.06 %

を含有し、かつ、

Si + Al の合計量 : 0.8 % 以上、

Ti + Nb の合計量 : 0.04 ~ 0.12 %

であり、残部が Fe および不可避的不純物からなる成分を有し、

Ti および Nb を含有する合金炭化物の平均粒子径が 10 nm 以下であり、

鋼組織が、マルテンサイトと残留オーステナイトを体積率の合計で 3 ~ 20 %、フェライトを体積率で 50 ~ 90 % 含有し、残部がベイナイトからなり、

さらに、スケール層内のマグネタイトの体積分率が 70 % 以上、かつ、前記マグネタイトの平均結晶粒径が 3 μm 以下であり、最大引張強度が 720 MPa 以上であることを特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 2】

当該高強度熱延鋼板が打ち抜き加工された際の、打抜き破断面粗さの最大値 Rz が 30 μm 以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 3】

前記スケール層下の母材表層部において、Si、Al および Mn のうちの 1 種又は 2 種以上を含有する網目状の酸化物を有し、これら酸化物を含有する領域の板厚方向の厚さが 0.5 μm 以上かつ 5 μm 以下であることを特徴とする請求項 1 又は請求項 2 に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 4】

鋼組織が、残留オーステナイトを 2 ~ 8 % 含むことを特徴とする請求項 1 ~ 請求項 3 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 5】

さらに、質量%で、V : 0.01 ~ 0.12 % を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 請求項 4 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 6】

さらに、質量%で、Cr、Cu、Ni、Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.02 ~ 2.0 % 含有することを特徴とする請求項 1 ~ 請求項 5 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 7】

さらに、質量%で、B を 0.0003 ~ 0.005 % 含有することを特徴とする請求項 1 ~ 請求項 6 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 8】

さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Ce の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.0003 ~ 0.01 % 含有することを特徴とする請求項 1 ~ 請求項 7 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項 9】

10

20

30

40

50

請求項 1 ~ 請求項 8 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を製造する方法であって、

請求項 1 ~ 請求項 8 の何れか 1 項に記載の成分組成からなる鋼片を加熱し、

仕上げ圧延開始時の平均スケール厚が $3 \sim 50 \mu\text{m}$ となるようにデスケーリングを行った後、 $980 \sim 830$ 間の累積圧下率が 70% 以上となり、かつ、最終仕上げ圧延温度 $F T$ が 830 以上となる仕上げ圧延を行い、

次いで、最終仕上げ圧延温度 $F T \sim A r_3$ 温度間の平均冷却速度が $25 / \text{s}$ 以上であり、かつ、 $(A r_3 - 50) \sim 680$ 間の平均冷却速度が $12 / \text{s}$ 以下である冷却を行い、

次いで、 $680 \sim 550$ 間を平均冷却速度： $20 / \text{s}$ 以上の速度で冷却した後、 $400 \sim 530$ の範囲内で巻き取ることの特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。 10

【請求項 10】

請求項 1 ~ 請求項 8 の何れか 1 項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を製造する方法であって、

請求項 1 ~ 請求項 8 の何れか 1 項に記載の成分組成からなる鋼片を加熱し、

仕上げ圧延開始時の平均スケール厚が $3 \sim 50 \mu\text{m}$ となるようにデスケーリングを行った後、 $980 \sim 830$ 間の累積圧下率が 70% 以上となり、かつ、最終仕上げ圧延温度 $F T$ が 830 以上となる仕上げ圧延を行い、

次いで、最終仕上げ圧延温度 $F T \sim A r_3$ 温度間の平均冷却速度が $25 / \text{s}$ 以上であり、かつ、 $(A r_3 - 50) \sim 680$ 間の平均冷却速度が $12 / \text{s}$ 以下である冷却を行い、 20

次いで、 $680 \sim 550$ 間を平均冷却速度： $20 / \text{s}$ 以上の速度で冷却し、 400 以下で巻き取った後、鋼帯を $300 \sim 530$ で再加熱することの特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、電着塗装後の耐食性と打抜き部疲労特性に優れた引張強度 720MPa 以上の黒皮（スケール層）熱延鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、電着塗装を施す自動車やトラックのフレームやメンバー、シャシーなどの他、建材や産業機械などの素材として好適な、塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。 30

【背景技術】

【0002】

通常、熱延鋼板はコイルとして巻き取った後の状態において、表面に鉄酸化物を主体とする $10 \mu\text{m}$ 前後のスケール層を有する。このような熱延鋼板を自動車やトラック等の部材に用いる場合、耐食性を向上させるため、スケール層付きままの鋼板の表面に電着焼付塗装が施される。

【0003】

一般的に、スケール層付きの鋼板に電着塗装処理を行った場合、その塗装後の耐食性は、「(1) スケールと地鉄との密着性」と、「(2) 電着塗装の前処理として行う化成処理皮膜と電着塗装皮膜間の密着性」に大きく左右されると考えられる。スケールの密着性を改善する技術としては、例えば、スケール層の構造をマグネタイト (Fe_3O_4) 主体にする方法（例えば、特許文献 1 ~ 3 を参照）、薄スケール化する方法（例えば、特許文献 2 ~ 6 を参照）、表面に帯状の酸化物を生成させる方法（例えば、特許文献 7 を参照）が開示されている。 40

【0004】

しかしながら、上記した従来技術においては、スケールと地鉄の密着性は改善するものの、電着塗装の前処理である化成処理をスケール付き鋼板に行った場合、良好な化成処 50

理皮膜が形成されないため、その後に設けられる電着塗装皮膜との密着性が低下し、塗装後の耐食性が劣化するという問題があった。また、薄スケール化を図るために、高圧水デスケーリング装置（例えば、特許文献 8、9 を参照）等により、仕上げ圧延前のデスケーリングを行うと、化成処理性が十分に得られず、その結果、電着塗装皮膜の密着性が低下し、塗装耐食性が劣化するという問題点があった。

【0005】

一方、自動車やトラックのフレームやシャシー等に用いられる鋼板には、塗装後の耐食性に加えて、打抜き部の疲労特性が併せて求められる。これは、シャーあるいは打ち抜きパンチによって打ち抜いた端面の粗さは、鋼板表面に比べて大きい場合が多く、打ち抜き端面が疲労亀裂の優先発生位置になるためである。

10

【0006】

上記課題を解決する方法として、例えば、特許文献 10、11 には、打ち抜き端面の損傷を防止した高強度熱延鋼板が開示されている。しかしながら、これらの方法による打ち抜き端面粗さの改善は、疲労特性を改善するには十分でなく、また、塗装耐食性も得られない場合があった。

また、特許文献 12、13 には、切り欠き疲労強度に優れる鋼板が開示されている。これらの鋼板は、フェライトとベイナイトを主組織とするものであるが、打ち抜き端面の粗さを改善するには十分ではなく、また、塗装耐食性も不良となる場合があるという問題があった。

20

【0007】

また、特許文献 14 ~ 16 には、母材の金属組織を、マルテンサイトを含む複相組織とすることにより、疲労強度に優れる熱延鋼板を製造する方法が開示されている。しかしながら、これらの方法では、塗装耐食性が劣悪となるか、熱延条件によっては塗装耐食性が確保できないという問題点があった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献 1】特開平 09 - 271806 号公報

【特許文献 2】特開 2000 - 87185 号公報

【特許文献 3】特開 2002 - 143905 号公報

【特許文献 4】特開平 07 - 252593 号公報

【特許文献 5】特開平 09 - 272918 号公報

【特許文献 6】特開平 11 - 277105 号公報

【特許文献 7】特開 2003 - 306745 号公報

【特許文献 8】特開平 09 - 137249 号公報

【特許文献 9】特開 2000 - 015323 号公報

【特許文献 10】特開 2005 - 298924 号公報

【特許文献 11】特開 2008 - 266726 号公報

【特許文献 12】特開平 05 - 179346 号公報

【特許文献 13】特開 2002 - 317246 号公報

【特許文献 14】特開平 10 - 280096 号公報

【特許文献 15】特開 2007 - 321201 号公報

【特許文献 16】特開 2007 - 9322 号公報

30

40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

上述のような理由により、黒皮（スケール層）上への電着塗装を行った際の塗装後耐食性を確保し、且つ、打抜き部の疲労特性に優れる高強度熱延鋼板の開発が望まれていた。

【0010】

本発明は上記問題に鑑みてなされたものであり、黒皮（スケール層）を有する、最大引

50

張強度が720MPa以上の高強度熱延鋼板に電着焼付塗装を施した場合であっても、良好な耐食性並びに打抜き部の疲労特性を得ることが可能な、塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者等は、まず、部材の大幅な軽量化が期待できる最大引張強度が720MPa以上の熱延鋼板を対象を絞り、打抜き端面の粗さを小さくするための方法について検討を行った。その結果、フェライトを主相とする金属組織をベースとして、(Ti、Nb)Cに代表される合金炭化物の析出強化を活用しながら高強度化を図る一方で、マルテンサイトと残留オーステナイトを適正量分散させる組織形態とすることにより、打抜き破断面の粗さが大幅に軽減し、打抜き部からの疲労亀裂発生が顕著に抑制されることを見出した。

10

【0012】

次いで、本発明者等は、従来技術において課題となって、黒皮スケール上に電着塗装を行った際の塗装耐食性の影響因子を明らかにするため、まず、鋼板の電着塗装前処理として行う化成処理性に及ぼすスケール構造の影響について詳細に調査した。その結果、化成処理によって鋼板表面に形成された皮膜は、スケール中のマグネタイト(Fe_3O_4)分率が高いほど、また、マグネタイトの粒径が微細であるほど、良好な形態を示すことを知見した。また、良好な形態の化成処理皮膜が形成されたものは、電着塗装後の耐食性が良好であることを見出した。

20

【0013】

さらに、本発明者等は、スケール層内のマグネタイト粒を微細化する条件について検討を行った。その結果、従来から通常行われているように、デスケーリングを完全に施した状態で仕上げ熱延を行うと、マグネタイト結晶粒は微細化しないことを見出した。その一方、所定範囲内の厚さのスケールが存在する状態で仕上げ圧延を開始し、さらに、所定の温度範囲内でスケールに適正量の歪を付加した場合には、鋼板冷却後に形成されるマグネタイトの結晶が微細化することを見出した。なお、微細化する原因は定かではないが、主にウスタイトからなるスケール中(高温の仕上げ圧延時に形成されるスケールはウスタイトが主相)に、歪付加により導入される微細な欠陥が、冷却中に形成されるマグネタイトの変態核として働いている可能性があるものと考えられる。一方で、本発明者等が鋭意実験を繰り返したところ、仕上げ圧延開始時のスケール厚さが30 μ mを超えると、スケールの破砕が起こり、マグネタイト分率が減少することで塗装耐食性が劣化することが明らかとなった。

30

【0014】

そこで、本発明者等は、仕上げ圧延時のスケール厚さが、ある程度厚い場合でも、スケールの破砕を抑制する方法について、さらに検討を行った。その結果、地鉄表層近傍に網目状の内部酸化層を形成させることによって地鉄とスケールの密着性が向上し、仕上げ圧延開始時のスケール厚さが50 μ m程度であっても、塗装耐食性が良好な熱延鋼板が得られることを見出した。

【0015】

次いで、本発明者等は、マグネタイト分率に及ぼす製造条件の影響について調査した。その結果、仕上げ圧延開始時のスケール厚さの他に、仕上げ圧延温度、巻取温度が影響因子であることが判明した。即ち、打ち抜き端面の粗さを小さくする観点からは、上述したようにマルテンサイトや残留オーステナイトを分散させることが必要になるが、熱延鋼板の製造において、マルテンサイトや残留オーステナイト分率を増加させる低温巻取り法では、塗装耐食性との両立を図ることが難しいことが判明した。

40

【0016】

本発明者等は、上記各実験の結果を基に鋭意検討を行った。そして、スケール層中のマグネタイトの分率と粒径を適正範囲とし、同時に低温の巻取りを行うこと無くマルテンサイトや残留を適正量で含有させ、さらに、フェライトが主相の金属組織とすることにより、スケール層付きの熱延鋼板においても良好な電着塗装後の塗装耐食性を確保でき、さ

50

らに、良好な打抜き部の疲労特性も得られることを明らかにし、本発明を完成させた。

即ち、本発明の要旨は以下のとおりである。

【0017】

[1] 質量%で、C：0.05～0.12%、Si：2.0%以下、Al：2.0%以下、Mn：1.2～2.5%、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.007%以下、Ti：0.02～0.09%、Nb：0.01～0.06%を含有し、かつ、Si+Alの合計量：0.8%以上、Ti+Nbの合計量：0.04～0.12%であり、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分を有し、TiおよびNbを含有する合金炭化物の平均粒子径が10nm以下であり、鋼組織が、マルテンサイトと残留オーステナイトを体積率の合計で3～20%、フェライトを体積率で50～90%含有し、残部がベイナイトからなり、さらに、スケール層内のマグネタイトの体積分率が70%以上、かつ、前記マグネタイトの平均結晶粒径が3μm以下であり、最大引張強度が720MPa以上であることを特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

10

[2] 当該高強度熱延鋼板が打ち抜き加工された際の、打抜き破断面粗さの最大値Rzが30μm以下であることを特徴とする上記[1]に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

[3] 前記スケール層下の母材表層部において、Si、AlおよびMnのうちの1種又は2種以上を含有する網目状の酸化物を有し、これら酸化物を含有する領域の板厚方向の厚さが0.5μm以上かつ5μm以下であることを特徴とする上記[1]又は[2]に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

20

[4] 鋼組織が、残留オーステナイトを2～8%含むことを特徴とする上記[1]～[3]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【0018】

[5] さらに、質量%で、V：0.01～0.12%を含有することを特徴とする上記[1]～[4]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

[6] さらに、質量%で、Cr、Cu、Ni、Moの1種又は2種以上を合計で0.02～2.0%含有することを特徴とする上記[1]～[5]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

[7] さらに、質量%で、Bを0.0003～0.005%含有することを特徴とする上記[1]～[6]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

30

[8] さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Ceの1種又は2種以上を合計で0.0003～0.01%含有することを特徴とする上記[1]～[7]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【0019】

[9] 上記[1]～[8]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を製造する方法であって、上記[1]～[8]の何れか1項に記載の成分組成からなる鋼片を加熱し、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚が3～50μmとなるようにデスケーリングを行った後、980～830間の累積圧下率が70%以上となり、かつ、最終仕上げ圧延温度FTが830以上となる仕上げ圧延を行い、次いで、最終仕上げ圧延温度FT～Ar₃温度間の平均冷却速度が25/s以上であり、かつ、(Ar₃-50)～680間の平均冷却速度が12/s以下である冷却を行い、次いで、680～550間を平均冷却速度：20/s以上の速度で冷却した後、400～530の範囲内で巻き取ることを特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

40

[10] 上記[1]～[8]の何れか1項に記載の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を製造する方法であって、上記[1]～[8]の何れか1項に記載の成分組成からなる鋼片を加熱し、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚が3～50μmとなるようにデスケーリングを行った後、980～830間の累積圧下率が70%以上と

50

なり、かつ、最終仕上げ圧延温度 $F T$ が 830 以上となる仕上げ圧延を行い、次いで、最終仕上げ圧延温度 $F T \sim A r_3$ 温度間の平均冷却速度が 25 /s 以上であり、かつ、 $(A r_3 - 50) \sim 680$ 間の平均冷却速度が 12 /s 以下である冷却を行い、次いで、 $680 \sim 550$ 間を平均冷却速度： 20 /s 以上の速度で冷却し、 400 以下で巻き取った後、鋼帯を $300 \sim 530$ で再加熱することを特徴とする塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0020】

本発明の塗装耐食性と打抜き部の疲労特性に優れた高強度熱延鋼板によれば、上記構成により、スケール層を有する熱延鋼板に電着焼付塗装を施した場合であっても、優れた塗装耐食性と打抜き部の疲労耐久性が得られる。これにより、従来鋼板において、腐食による減肉量を見込んだ部品板厚が設定されていたのに対し、本発明の高強度熱延鋼板は、優れた塗装耐食性が得られることから部品の板厚を薄くすることが可能となり、自動車あるいはトラック等の軽量化が可能となる。また、従来鋼板においては、高強度化を施した場合でも打抜き部の疲労強度がほとんど改善されなかったのに対し、本発明の高強度熱延鋼板は、優れた打抜き部の疲労特性を具備することから、部材の軽量化に極めて好適である。

10

また、本発明の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法によれば、上記手順並びに条件を採用することにより、電着塗装後の耐食性と打抜き部の疲労耐久性に優れた高強度熱延鋼板を製造することが可能となる。

20

【発明を実施するための形態】

【0021】

以下、本発明の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板（以下、単に高強度熱延鋼板と略称することがある）およびその製造方法の一実施形態について詳細に説明する。なお、本実施形態は、本発明の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法の趣旨をより良く理解させるために詳細に説明するものであるから、特に指定の無い限り本発明を限定するものではない。

【0022】

[高強度熱延鋼板]

本実施形態の塗装耐食性と打抜き部の疲労特性に優れた高強度熱延鋼板は、質量%で、 $C: 0.05 \sim 0.12\%$ 、 $Si: 2.0\%$ 以下、 $Al: 2.0\%$ 以下、 $Mn: 1.2 \sim 2.5\%$ 、 $P: 0.1\%$ 以下、 $S: 0.01\%$ 以下、 $N: 0.007\%$ 以下、 $Ti: 0.02 \sim 0.09\%$ 、 $Nb: 0.01 \sim 0.06\%$ を含有し、かつ、 $Si + Al$ の合計量： 0.8% 以上、 $Ti + Nb$ の合計量： $0.04 \sim 0.12\%$ であり、残部が Fe および不可避免的不純物からなる成分を有し、 Ti および Nb を含有する合金炭化物の平均粒子径が 10nm 以下であり、鋼組織が、マルテンサイトと残留オーステナイトを体積率の合計で $3 \sim 20\%$ 、フェライトを体積率で $50 \sim 90\%$ 含有し、残部がベイナイトからなり、さらに、スケール層内のマグネタイトの体積分率が 70% 以上、かつ、前記マグネタイトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下であり、最大引張強度が 720MPa 以上とされ、概略構成されている。

30

40

【0023】

『鋼成分』

本発明の高強度熱延鋼板においては、鋼成分を上記範囲に制御することがより好ましい。

以下、鋼成分を構成する各元素について詳述する。

【0024】

「 C ：炭素」 $0.05 \sim 0.12\%$

本発明において、 C は、組織制御のために用いられる。しかしながら、 C 量が 0.05% 未満であると、マルテンサイトと残留オーステナイトを合計で 3% 以上確保することが難しく、また、 0.12% を超えると、パーライト組織が出現して打抜き部の疲労特性が

50

低下する。このため、本発明においては、Cの適正範囲を0.05~0.12%の範囲に限定した。

【0025】

「Si：ケイ素」2.0%以下

本発明において、Siは、フェライト分率を増加させる元素であり、また、Siと後述のAlを合計量で0.8質量%以上含有させることで、50%以上のフェライト分率を確保することが可能になる。しかしながら、Si量が2.0%を超えると、塗装耐食性と疲労特性が劣化するため、その適正範囲を2.0%以下とした。また、Si量の下限は特に限定しないが、Siは地鉄表層近傍の網目状の酸化物形成を促進し、塗装耐食性を向上させる元素であるので、0.5%以上で含有させることが望ましい。

10

【0026】

「Al：アルミニウム」2.0%以下

Alは、Siと同様にフェライト分率を増加させる元素であり、また、SiとAlを合計量で0.8質量%以上含有させることで、50%以上のフェライト分率を確保することが可能になる。しかしながら、Al量が2.0%を超えると疲労特性が劣化するので、その適正範囲を2.0%以下とした。また、Al量の下限は特に限定しないが、0.001%未満であると製造コストが増大するため、0.001%が実質的な下限である。

【0027】

「Mn：マンガン」1.2~2.5%

Mnは、組織制御と強度調整のために用いられる。しかしながら、Mn量が1.2%未満であると、マルテンサイトと残留オーステナイトを合計で3%以上確保することが困難になり、打抜き部疲労特性が低下する。一方、Mn量が2.5%を超えると、フェライトを50%以上確保することが困難になり、疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を1.2~2.5%に限定した。

20

【0028】

「P：リン」0.1%以下

Pは、鋼の強度確保のために用いられる。しかしながら、0.1%を超えて含有すると塗装耐食性が低下するので、その適正範囲を0.1%以下とする。また、P量の下限は特に限定しないが、0.001%未満であると製造コストが増大するため、0.001%が実質的な下限である。

30

【0029】

「S：硫黄」0.01%以下

Sは、母材の疲労特性に影響する元素である。しかしながら、0.01%を超えてSを含有すると、例え、スケール/地鉄界面粗さを平滑にしても、打抜き破断面の粗さが増大し、良好な打抜き部疲労特性が得られないため、その適正範囲を0.01%以下とする。また、S量の下限は特に限定しないが、0.0002%未満であると製造コストが増大するため、0.0002%が実質的な下限である。

【0030】

「N：窒素」0.007%以下

Nの含有量が0.007%を超えると、粗大なTi-Nb系窒化物を形成し、TiおよびNbの合金炭化物形成を抑制するため、最大引張強度：720MPa以上を得ることができない。このため、その上限を0.007%に制限した。また、N量の下限は特に限定しないが、0.0003%未満であると製造コストが増大するため、0.0003%が実質的な下限である。

40

【0031】

「Ti：チタン」0.02~0.09%

Tiは、鋼の析出強化のために用いる。しかしながら、Tiの含有量が0.02%未満であると、その効果がなく、また、0.09%を超えると効果が飽和するとともに打抜き部の粗さが増大し、打抜き部疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を0.02~0.09%に限定した。

50

【0032】

「Nb：ニオブ」0.01～0.06%

Nbは、組織制御および鋼の析出強化のため用いられる。しかしながら、Nbの含有量が0.01%未満であるとその効果がなく、また、0.06%を超えると打抜き部の粗さが増大し、打抜き部疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を0.01～0.06%に限定した。

【0033】

「Si + Alの合計量」

SiとAlは、ともにフェライト分率を増加させる元素であり、SiとAlを合計量で0.8質量%以上含有させることで、50%以上のフェライト分率を確保でき、良好な打抜き疲労特性を得ることができる。また、SiおよびAlは、地鉄表層直下に網目状の内部酸化層を形成させる効果により、塗装耐食性を向上させる効果もある。これらSi + Alの合計量の上限は特に限定しないが、SiとAlの合計量が1.8%を超えると、地鉄表面に形成される網目状の内部酸化層の厚みが大きくなり、疲労特性が低下するため、1.8%以下であることが望ましい。

10

【0034】

「Ti + Nbの合計量」

TiとNbは、適正なサイズの合金炭化物を形成させることで、鋼を高強度化するために用いられる。しかしながら、TiとNbの合計量が0.04%未満であると、最大引張強度：720MPa以上を確保することが困難になり、一方、0.12%を超えると、打抜き部の粗さが増大して打抜き部の疲労特性が低下する。このため、これらTi + Nbの合計量の適正範囲を0.04～0.12%に限定した。

20

【0035】

本発明においては、鋼成分として、上記各必須元素に加え、さらに、以下に示すような元素を選択的に含有しても良い。

【0036】

「V：バナジウム」0.01～0.12%

Vは、鋼の強度調整のために用いてもよい。しかしながら、Vの含有量が0.01%未満であると、その効果がなく、また、0.12%を超えると打ち抜き端面粗さが増大し、疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を0.01～0.12%に限定した。

30

【0037】

「Cr、Cu、Ni、Moの1種又は2種以上」合計量で0.02～2.0%

Cr、Cu、Ni、Moは、鋼の組織制御のために用いてもよい。しかしながら、これらの元素の1種又は2種以上の合計含有量が0.02%未満であると、添加に伴う上記効果が無く、また、2.0%を超えると塗装耐食性が低下する。このため、これら元素の合計量の適正範囲を0.02～2.0%に限定した。

【0038】

「B：ボロン」0.0003～0.005%

Bは鋼板の組織制御に用いてもよい。しかしながら、B量が0.0003未満であると、その効果は発現せず、また、0.005%を超えると、フェライトを50%以上確保することが困難になり、疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を0.0003～0.005%に制限した。

40

【0039】

「Ca、Mg、La、Ceの1種又は2種以上」合計量で0.0003～0.01%

Ca、Mg、La、Ceは、鋼の脱酸のために用いてもよい。しかしながら、これらの元素の1種又は2種以上の合計量が0.0003%未満であると、その効果は無く、また、0.01%を超えると疲労特性が低下する。このため、その適正範囲を0.0003～0.01%に制限した。

【0040】

なお、本実施形態における鋼成分は、その他の元素については特に限定はなく、強度調

50

整のために各種元素を適宜含有しても良い。

【0041】

『TiおよびNbを含有する合金炭化物の平均粒子径』

TiおよびNbを含む合金炭化物は、析出強化に寄与する析出物である。しかしながら、その平均粒子径が10nmを超えると、最大引張強度：720MPa以上を確保することが困難になるため、その適正範囲を10nm以下に制限した。なお、上記合金炭化物中には、Nを少量含んでいても析出強化への効果は何ら変わることは無いので、例えば、組成が(Ti, Nb)(C, N)の析出物であっても構わない。

【0042】

『マルテンサイトと残留オーステナイトの合計の体積率』

マルテンサイトと残留オーステナイトは、打抜き部の局所変形領域において延性破壊を促進し、その結果として、析出強化鋼においても打ち抜き端面の粗さを平滑化させる効果があり、本発明において重要なパラメータである。しかしながら、その合計の体積率が3%未満であると、その効果が発現せず、また、20%を超えると、打ち抜き端面粗さが再増加する傾向がある。このため、マルテンサイトと残留オーステナイトの適正範囲を3~20%に限定した。また、マルテンサイトと残留オーステナイトの合計の体積率は、5%以上であることがより好ましい。なお、マルテンサイトは、焼き戻しされたマルテンサイトであっても打ち抜き端面を平滑化する効果があるが、焼き戻しされたマルテンサイトのピッカース硬さHvが500以下であると、その効果は小さくなる。

10

【0043】

『フェライトの体積分率』

フェライトは、母材疲労特性の向上に寄与するとともに、打抜き端面の粗さ改善に寄与するマルテンサイトあるいは残留オーステナイトの確保のために、適正分率で含まれる必要がある。フェライトの体積分率が50%未満であると、マルテンサイトあるいは残留オーステナイトを適正量にすることが困難になり、打抜き部疲労特性が低下する。一方、フェライト分率が90%を超えると、最大引張強度：720MPaを確保することが困難になる。このため、フェライトの体積分率の適正範囲を50~90%に限定した。

20

【0044】

『残留オーステナイトの体積分率』

マルテンサイトと残留オーステナイトを比較した場合、ポイド発生サイトとしての効果は残留オーステナイトの方が若干大きいことから、残留オーステナイトは一定量含有した方が好ましい。しかしながら、残留オーステナイトの体積分率が2%未満であると、その効果が明確ではなく、また、8%を超えると母材疲労特性の低下を引き起こすので、その適正範囲を2~8%の範囲に限定した。

30

【0045】

なお、本発明の高強度熱延鋼板において、金属組織の残部はベイナイトであり、または、ベイナイトと焼き戻しマルテンサイトの1種または2種であっても良い。なお、パーライトは、打抜き破断面の粗さを増大させ、打ち抜き疲労特性を劣化させるため、その体積分率は1%未満にするべきである。

【0046】

『スケール層中のマグネタイトの体積分率』

本発明の高強度熱延鋼板において、スケール層中のマグネタイトの体積分率は、塗装後耐食性を確保する上で極めて重要な因子である。スケール層中のマグネタイト分率が70%未満であると、良好な化成処理皮膜が形成されにくくなり、その結果、化成皮膜上に行う電着塗装との密着性が低下して耐食性が劣化する。このため、本発明においては、スケール層中のマグネタイトの体積分率を70%以上に規定した。また、本発明においては、耐食性をさらに向上させる観点から、スケール層中のマグネタイトの体積分率を85%以上とすることがより好適である。

40

【0047】

『マグネタイトの平均結晶粒径』

50

本発明の高強度熱延鋼板において、マグネタイトの平均結晶粒径は、塗装後耐食性を確保する上で極めて重要な因子である。マグネタイトの結晶粒径が $3\mu\text{m}$ を超えると、良好な下地化成皮膜が形成されにくくなり、電着塗装後の耐食性が劣化するので、その適正範囲を $3\mu\text{m}$ 以下とした。また、本発明におけるマグネタイトの平均結晶粒径は、 $2\mu\text{m}$ 以下がより好適な範囲である。

【0048】

なお、本発明において説明するマグネタイトとは、 Fe_3O_4 の化学式からなるスピネル型の結晶構造を有する酸化物である。また、結晶構造において、Feの原子位置にMn、Al、Ti等の原子が一部置換した場合でも塗装耐食性に及ぼす効果は変わらないが、他原子による置換率が30%を超えるとスケールの割れを引き起こす場合があることから、Fe位置の他原子による置換率はこれを上限とする。

10

【0049】

『鋼板の最大引張強度』

本発明においては、鋼板の最大引張強度が 720MPa 未満であると、部材の軽量化効果が小さくなることから、その範囲を 720MPa 以上とした。

【0050】

『打抜き破断面粗さの最大値』

打抜き破断面粗さの最大値は、打抜き部疲労特性と相関する指標の一つである。打抜き破断面粗さの最大値 R_z が $30\mu\text{m}$ を超えると、打ち抜き端面からの疲労亀裂発生が促進されて疲労強度が低下するため、その適正範囲を $30\mu\text{m}$ 以下とした。また、本発明における打抜き破断面粗さの最大値 R_z は、 $15\mu\text{m}$ 以下がより好ましい範囲である。

20

【0051】

『母材表層部の網目状の酸化物』

本発明においては、スケール層下の母材表層部において、Si、AlおよびMnのうちの1種又は2種以上を含有する網目状の酸化物を有し、また、これら酸化物を含有する領域の板厚方向の厚さが $0.5\mu\text{m}$ 以上かつ $5\mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。

スケール層下の地鉄表層領域に網目状の酸化物を存在させることにより、スケール層と地鉄間の密着性を向上させることができ、これにより、仕上げ圧延直前のスケール厚が厚い状態で仕上げ圧延を行っても、スケールの剥離や破壊が起こりにくくなる。一般的に、仕上げ圧延開始時のスケール厚さは、鋼帯内の長手・幅の場所に依りばらつきが生じるが、網目状の酸化物を存在させることにより、鋼帯内のスケール密着性ばらつき、即ち、塗装耐食性ばらつきを小さくすることができる。しかしながら、酸化物が存在する地鉄表面からの深さが $0.5\mu\text{m}$ 未満だと、その効果は小さく、 $5\mu\text{m}$ を超えると母材の疲労特性が低下することから、 $0.5\sim 5\mu\text{m}$ の範囲内であることが望ましい。

30

【0052】

[高強度熱延鋼板の製造方法]

次に、上記構成を備えた本発明の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を製造する方法について説明する。

本発明の高強度熱延鋼板の製造方法は、上記成分組成からなる鋼片を加熱し、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚が $3\sim 50\mu\text{m}$ となるようにデスクレーンを行った後、 $980\sim 830$ 間の累積圧下率が70%以上となり、かつ、最終仕上げ圧延温度FTが 830 以上となる仕上げ圧延を行い、次いで、最終仕上げ圧延温度FT \sim Ar₃温度間の平均冷却速度が 25 / s以上であり、かつ、(Ar₃ - 50) \sim 680間の平均冷却速度が 12 / s以下である冷却を行い、次いで、680 \sim 550間を平均冷却速度： 20 / s以上の速度で冷却した後、400 \sim 530の範囲内で巻き取る方法である。

40

また、本発明においては、上記構成を備えた高強度熱延鋼板を製造するにあたり、680 \sim 550間を平均冷却速度： 20 / s以上の速度で冷却する工程までを上記同様の手順及び条件で行った後、400以下で巻き取り、その後、鋼帯を300 \sim 530で再加熱する方法とすることができる。

以下、本発明の高強度熱延鋼板の製造方法で規定する各手順並びに条件について説明す

50

る。

【0053】

まず、上記成分からなるスラブを加熱し、その後、粗圧延、仕上げ圧延を順次行う。この際、スラブ加熱条件、並びに、粗圧延の条件は特に限定されるものではなく、従来から用いられている各条件を採用することができる。

【0054】

また、本発明において、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚は、熱延後の塗装耐食性と疲労特性に影響する重要な因子である。ここで、従来の製造方法では、通常、仕上げ圧延前にデスケリングを完全に行うことが一般的である。しかしながら、デスケリングを完全に行い、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚さが3 μm未満になると、熱延後において微細なマグネタイト結晶が得られないために良好な化成処理皮膜が得られず、その結果、電着塗装後の耐食性が劣化する。一方、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚さが50 μmを超えると、仕上げ圧延後のスケール/地鉄界面の凹凸が大きくなって疲労特性が劣化するとともに、マグネタイト分率の低下およびスケールと地鉄の密着性低下を通して、塗装耐食性の劣化も引き起こす。このため、本発明の製造方法においては、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚の適正範囲を3 ~ 50 μmに限定した。また、仕上げ圧延開始時の平均スケール厚は、鋼帯内の塗装耐食性ばらつきを低減する観点から、30 μmがより好ましい上限である。

【0055】

なお、仕上げ圧延前に行うデスケリングの方法は特に限定するものではない。但し、デスケリングの処理の程度は、鋼成分やデスケリング時の鋼板温度に応じて変化するので、これら鋼成分や鋼板温度に応じて吐出水の水圧・水量や噴射角度を変化させることにより、デスケリング後のスケール厚さを調整する。

【0056】

また、仕上げ圧延において、圧延時の温度と歪付加量は、冷却後のマグネタイトの結晶粒径に影響を及ぼす重要な因子である。鋼板温度が980 を超える温度での仕上げ圧延は、マグネタイトの微細化には影響を及ぼさないため、少なくとも980 以下の温度で圧延を行うことが重要である。一方、830 未満の温度で仕上げ圧延を行うと、マグネタイトの体積分率が低下し塗装耐食性が低下する。このため、本発明の製造方法においては、圧下率を上記範囲に規定する鋼板温度の範囲を、830 ~ 980 に限定した。

【0057】

また、仕上げ圧延において、上記適正温度範囲内での累積圧下率が70%未満であると、スケール層に歪が十分に蓄積しないため、マグネタイトが微細化せず、塗装耐食性が不良となる。このため、本発明では、980 ~ 830 間における累積圧下率の適正範囲を70%以上に制限した。

なお、本発明で説明する累積圧下率とは、上記温度範囲内で行った圧延に関して、初期板厚を t_0 、圧延後の板厚を t_f とした場合に、次式 $\{(t_0 - t_f) / t_0 \times 100\}$ によって求められる量である。

【0058】

また、仕上げ圧延終了温度が830 未満であると、引張最大強度：720 MPa以上の確保が困難になるとともに、スケール中のマグネタイト分率が減少する結果、塗装耐食性が低下する。このため、本発明では、仕上げ圧延終了温度の適正範囲を830 以上に制限した。

【0059】

最終仕上げ圧延温度 $F T \sim A r_3$ 温度間の冷却速度は、鋼のミクロ組織と強度に影響を及ぼす重要因子である。この温度間の平均冷却速度が25 /s未満であると、粗大な合金炭化物が形成するため、最大引張強度：720 MPa以上の確保が困難になる。このため、本発明では、 $F T \sim A r_3$ 温度間における平均冷却速度の適正範囲を25 /s以上とした。なお、 $A r_3$ 温度は下記(1)式によって計算する。

$$A r_3 () = 910 - 310 \times C + 33 (S i + A l) - 80 \times M n - 20 \times C$$

10

20

30

40

50

$u - 15 \times Cr - 55 \times Ni - 80 \times Mo \dots\dots (1)$

但し、上記(1)式において、各元素記号は、各元素の添加量(質量%)を示す。

【0060】

また、 $(Ar_3 - 50) \sim 680$ 間の冷却速度は、鋼中のフェライト分率を確保するための重要な製造パラメータである。この温度間の平均冷却速度が $12 / s$ を超えると、50%以上のフェライトを確保することが困難になるため、その適正範囲を $12 / s$ 以下とした。

【0061】

また、 $680 \sim 550$ 間の冷却速度は、マルテンサイトと残留オーステナイトを適正量含有させるための重要な製造パラメータである。この温度範囲の平均冷却速度が $20 / s$ 未満であると、パーライトが形成され、打抜き破断面の粗さが増大する結果、打抜き部疲労特性が低下する。このため、本発明では、その適正範囲を $20 / s$ 以上とした。

【0062】

次に、本発明の製造方法において、鋼帯を巻き取る際の温度は、スケール層中のマグネタイトの体積分率とマグネタイト粒径に影響するため、本発明において重要な製造パラメータである。鋼帯の巻き取り温度が 400 未満の場合、マグネタイトへの変態が十分に起こらないために良好な塗装耐食性が得られない。一方、鋼帯の巻き取り温度が 530 を超えると、適正量のマルテンサイトと残留オーステナイトが得られない結果、打抜き破断面の粗さが増大し、打抜き部の疲労特性が低下する。このため、本発明では、鋼帯の巻き取り温度の適正範囲を $400 \sim 530$ の範囲内に制限した。

【0063】

また、本発明において、上記条件で冷却する工程までを行った後に巻き取り、その後、鋼帯再加熱する方法を採用した場合には、その巻き取り温度は 400 以下でも構わない。上述のように 400 以下で鋼帯を巻き取った場合、マグネタイト分率が適正範囲外となるが、再加熱を行うことにより、ウスタイトからマグネタイトの変態を促進することができるためである。この場合、巻き取った鋼帯の再加熱温度が 300 未満であると、マグネタイト分率が適正範囲内にならないために塗装耐食性が得られず、一方、 530 を超えると、マルテンサイトと残留オーステナイトの合計量が適正範囲にならず、打抜き部の疲労特性が低下する。このため、本発明では、再加熱温度の適正範囲を $300 \sim 530$ に限定した。なお、本発明では、マグネタイト分率をより高める観点から、巻き取った鋼帯の再加熱は $1hr$ 以上で行うことが望ましい。

【0064】

なお、マグネタイトの体積分率は、熱延鋼板表面をX線回折法で測定するか、あるいは、鋼板断面をEBSD法(電子線後方散乱電子回折法)によって測定してもよい。また、マグネタイトの平均結晶粒径は、鋼板断面において、EBSD法によって100個以上の結晶粒を測定し、その公称粒径として求めることができる。

【0065】

また、TiおよびNbを含有する合金炭化物の粒子径は、電解研磨あるいはイオン研磨により薄膜化したサンプルについて、鋼中の析出物をTEMで観察し、100個以上の合金炭化物の円相当粒子径として算出する。

また、打抜き破断面の粗さは、クリアランス: 10%にてシャーまたはパンチにて打ち抜き、その破断面内の最大粗さRzをJIS 0601Bの規定に従って評価するものとする。

【0066】

また、本発明の高強度熱延鋼板において、打抜き部の疲労特性は、簡易的に以下の方法で評価することができる。即ち、ピアス穴を中心部に有する曲げ試験片を作製し、平面曲げ疲労試験により、疲労耐久限あるいは疲労耐久限度比(=疲労限/TS)を評価する。ここで、10mmの新品パンチを用いて、クリアランス10%の条件でピアス穴を打ち抜き、試験片幅30mmの試験片を用いて曲げ疲労試験を行った場合、本発明の高強度熱延鋼板においては、疲労耐久限度比: 0.36以上を確保することができる。また、本発

10

20

30

40

50

明においては、疲労耐久限度比：0.39以上がより好ましい範囲である。

【0067】

以上説明したような本発明に係る塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板によれば、上記構成により、スケール層を有する熱延鋼板に電着焼付塗装を施した場合であっても、優れた塗装耐食性と打抜き部の疲労耐久性が得られる。これにより、従来の鋼板において、腐食による減肉量を見込んだ部品板厚が設定されていたのに対し、本発明の高強度熱延鋼板は、優れた塗装耐食性が得られることから部品の板厚を薄くすることが可能となり、自動車あるいはトラック等の軽量化が可能となる。また、従来の鋼板においては、高強度化を施した場合でも打抜き部の疲労強度がほとんど改善されなかったのに対し、本発明の高強度熱延鋼板は、優れた打抜き部の疲労特性を具備することから、部材の軽量化に極めて好適である。

10

また、本発明の塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法によれば、上記手順並びに条件を採用することにより、電着塗装後の耐食性と打抜き部の疲労耐久性に優れた高強度熱延鋼板を製造することが可能となる。

【実施例】

【0068】

以下、本発明に係る塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の実施例を挙げ、本発明をより具体的に説明するが、本発明は、もとより下記実施例に限定されるものではなく、前、後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

20

【0069】

本実施例においては、まず、下記表1に示す化学成分を有するA～Qの鋼を鑄造した後、このスラブを1050～1300の範囲内で再加熱し、粗圧延を行った。

次いで、デスケリング装置を用いて、スケールの残存厚さを変化させた上で、下記表2に示す条件で仕上げ圧延を行なった。その後、所定の温度で巻き取り処理を行うか、あるいは、巻き取り処理の後、鋼帯に対して1Hrの再加熱を施した。

【0070】

そして、上記手順で得られた本発明例の高強度熱延鋼板及び比較例の熱延鋼板について、以下に説明するような評価試験を行った。

まず、スケール層中のマグネタイトの体積分率については、X線回折法により定量し、スケール層中に存在するマグネタイトの結晶粒径はEBSD法にてマグネタイト相の分離を行ったうえで、その粒径を測定した。

30

【0071】

また、打抜き部の疲労特性は、ピアス穴を中心部に有する曲げ試験片を用いて、JIS Z 2275に記載の方法に従って、応力比 = -1の条件下で平面曲げ疲労試験を行い、1000万回疲労限で評価した後、次式{疲労限 / TS (引張強度)}から疲労限度比を算出した。ここで、ピアス穴を設ける打抜き加工は、10mmの新品パンチを用いて、クリアランス10%の条件で行った。

【0072】

また、打抜き破断面の粗さは、クリアランス：10%にてシャーまたはパンチにて試験片に打ち抜き加工を施し、その破断面内の最大粗さRzをJIS 0601Bに記載の方法に従って評価した。

40

また、鋼板の引張特性は、各々の鋼板からJIS 5号試験片を採取し、引張方向が圧延方向垂直方向(C方向)になるような条件で行った。

【0073】

また、塗装耐食性については、まず、スケール層付き鋼板を脱脂し、次いで、前処理としてリン酸亜鉛処理(化成処理)を行った後、カチオン電着塗装を25μmの厚さで行った。そして、電着塗装表面に線状の疵を付与した後、JIS Z 2371に記載の方法に従って200hの塩水噴霧試験(SS T試験)を行い、この試験後に、テープ剥離試験を行った際の塗膜剥離幅を測定した。そして、塗膜剥離幅が2mm以下のものを「(耐食

50

性OK)」、2mmを超えるものを「×(耐食性NG)」として二段階評価した。

【0074】

下記表1に鋼成分の一覧を示すとともに、下記表2及び表3に、作製した熱延鋼板に存在するスケール層の解析結果、打抜き部の疲労特性、打抜き破断面の最大粗さ(Rz)、引張強さ(TS)、塗装耐食性の評価結果の一覧を示す。なお、下記表2及び表3中において、各見出しは以下の項目を示す。

t_{scale}	: 仕上げ圧延開始時のスケール厚さ (mm)	
Red	: 830 ~ 980 間の累積圧下率 (%)	
FT	: 最終仕上げ圧延温度 ()	
CR1	: FT ~ Ar ₃ 間の平均冷却速度 (/分)	10
CR2	: (Ar ₃ - 50) ~ 680 間の平均冷却速度 (/分)	
CR3	: 680 ~ 550 間の平均冷却速度 (/分)	
CT	: 巻き取り温度 ()	
RT	: コイル再加熱温度 ()	
d_{MC}	: Ti、Nb系合金炭化物の平均粒子径 (nm)	
fV_F	: フェライトの体積分率 (%)	
fV_M	: マルテンサイトの体積分率 (%)	
fV	: 残留オーステナイトの体積分率 (%)	
f_{vmag}	: スケール層中のマグネタイトの体積分率 (%)	
d_{mag}	: マグネタイトの平均粒径 (μm)	20
Rz	: 打ち抜き破断面の最大粗さ (μm)	
hox	: 地鉄表面直下の内部酸化層深さ (μm)	
疲労限度比	: ピアス穴付き試験片での1000万回の疲労限 / TS	

【0075】

【表 1】

鋼番号 (試験番号)	鋼成分(質量%)													Ar ₃ (°C)	区分
	C	Si	Al	Mn	P	S	N	Ti	Nb	Si+Al	Ti+Nb	その他			
A	0.07	0.6	0.8	1.7	0.010	0.002	0.003	0.07	0.03	1.4	0.1		799	本発明例	
B	0.09	0.01	1.3	1.9	0.013	0.001	0.004	0.08	0.010	1.3	0.09	Ca:0.002	773	本発明例	
C	0.07	1.4	0.04	1.8	0.010	0.001	0.003	0.05	0.03	1.4	0.08	V:0.08, Mo:0.08	785	本発明例	
D	0.11	0.2	1.1	1.7	0.015	0.002	0.003	0.09	0.02	1.3	0.11	V:0.04, Ni:0.02, Cu:0.05	781	本発明例	
E	0.06	1.2	0.03	1.4	0.011	0.002	0.003	0.08	0.05	1.2	0.13	Cr:0.2, B:0.0018, Mg:0.0012	817	本発明例	
F	0.12	1.8	0.05	2.3	0.007	0.002	0.003	0.03	0.06	1.9	0.09	La:0.0004, Ce:0.0015	762	本発明例	
G	0.08	0.4	0.5	1.5	0.080	0.002	0.003	0.05	0.04	0.9	0.08	Mo:0.25, Mg:0.003	775	本発明例	
H	0.12	0.01	1.8	1.8	0.010	0.002	0.003	0.08	0.02	1.8	0.08	Ca:0.002	789	本発明例	
I	0.07	0.6	0.04	1.8	0.015	0.002	0.003	0.06	0.010	0.6	0.07	Mo:0.2	765	比較例	
J	0.12	1.2	0.03	1.4	0.012	0.003	0.002	0.13	0	1.2	0.13		801	比較例	
K	0.06	0.01	1	1.7	0.012	0.002	0.003	0.02	0.010	1.0	0.03		789	比較例	
L	0.15	1.2	0.3	2.0	0.015	0.004	0.003	0.07	0.02	1.5	0.09		753	比較例	
M	0.10	2.3	0.04	2.0	0.015	0.002	0.003	0.07	0.02	2.3	0.09		796	比較例	
N	0.10	0.01	2.2	2.0	0.015	0.002	0.003	0.07	0.02	2.2	0.09		792	比較例	
O	0.10	1.5	0.04	1.0	0.015	0.002	0.003	0.07	0.02	1.5	0.09		850	比較例	
P	0.10	1.5	0.04	2.0	0.15	0.002	0.003	0.07	0.02	1.5	0.09		770	比較例	
Q	0.10	1.5	0.04	2.0	0.015	0.020	0.003	0.07	0.02	1.5	0.09		770	比較例	
R	0.10	1.5	0.04	2.0	0.015	0.002	0.003	0.04	0.09	1.5	0.13		770	比較例	
S	0.04	1.2	0.2	1.4	0.010	0.002	0.003	0.09	0.03	1.4	0.12		832	比較例	
T	0.05	1.8	0.04	2.7	0.015	0.002	0.003	0.07	0.02	1.8	0.09		739	比較例	
U	0.10	1.2	0.04	2.0	0.015	0.002	0.010	0.04	0.02	1.2	0.06		760	比較例	
V	0.10	1.2	0.04	2.0	0.015	0.002	0.003	0.015	0.02	1.2	0.035		760	比較例	
W	0.10	1.2	0.04	2.0	0.015	0.002	0.003	0.04	0.008	1.2	0.048		760	比較例	

【 0 0 7 6 】

10

20

30

40

【表 2】

試験番号	t _{scale} (μm)	Red (%)	FT (°C)	CR1 (°C/s)	CR2 (°C/s)	CR3 (°C/s)	CT (°C)	RT (°C)	d ₉₀ (nm)	fV _F (%)	fV _M (%)	fV _T (%)	fV _{M+V_T} (%)	備考(組織)	f _{mag} (%)	d _{mag} (μm)	Rz (μm)	hox (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	疲労限 度比	塗装耐 食性	区分
A-1	6	85	870	40	10	25	480		6	75	7	3	10		90	1.6	11	2.0	630	790	24	0.41	○	本発明例
A-2	1	85	870	40	10	25	480		6	75	7	3	10		93	3.4	12	2.2	650	800	23	0.41	×	比較例
A-3	70	85	870	40	10	25	480		6	75	7	3	10		98	2.4	12	2.5	640	795	23	0.37	×	比較例
A-4	6	30	870	40	10	25	480		6	75	7	3	10		89	3.5	12	2.2	635	800	23	0.41	×	比較例
A-5	6	85	800	40	10	25	480		6	87	5	3	8		83	1.6	12	2.1	615	710	27	0.39	○	比較例
A-6	6	85	870	15	10	25	480		12	85	5	3	8		90	1.7	15	2.1	620	715	27	0.39	○	比較例
A-7	6	85	870	40	30	20	480		5	40	0	2	2		89	1.7	34	2.3	665	770	19	0.35	○	比較例
A-8	6	85	870	40	10	15	480		6	75	0	0	0	パーライト:4%	90	1.9	40	2.2	615	735	26	0.34	○	比較例
A-9	6	85	870	40	10	25	560		6	75	0	0	0	パーライト:7%	75	1.7	42	2.3	605	725	25	0.35	○	比較例
A-10	6	85	870	40	10	50	30	350	6	75	18*	2	20	*焼戻マルテンサイト	85	1.7	9	2.2	790	825	24	0.41	○	本発明例
A-11	6	85	870	40	10	50	30	550	6	75	18*	2	20	*焼戻マルテンサイト	81	1.7	20	2.3	690	715	27	0.4	○	比較例
A-12	6	85	870	40	10	25	380		6	75	3	7	10		95	1.6	12	2.2	650	800	25	0.4	×	比較例
B-1	4	85	855	40	10	25	450		6	73	9	5	14		92	1.8	8	1.5	630	780	23	0.41	○	本発明例
B-2	1	85	855	40	10	25	450		6	73	9	5	14		92	3.3	9	1.6	640	775	22	0.41	×	比較例
C-1	20	75	900	45	8	20	500		4	78	9	4	13		88	1.8	9	2.5	645	785	22	0.43	○	本発明例
C-2	80	75	900	45	8	20	500		4	78	9	4	13		95	2.4	11	2.6	640	790	22	0.37	×	比較例
D-1	5	85	880	40	8	25	420		6	72	5	7	12		90	1.7	11	0.6	790	990	15	0.42	○	本発明例
D-2	5	50	880	40	8	25	420		6	72	5	7	12		89	3.2	9	0.5	775	985	13	0.42	×	比較例

下線:請求範囲外

d₉₀:Ti,Nb系合金炭化物の平均粒子径 (nm)

fV_F:フェライトの体積分率 (%)

fV_M:マルテンサイトの体積分率 (%)

fV_T:残留オーステナイトの体積分率 (%)

f_{mag}:スケール層中のマグネタイトの体積分率 (%)

d_{mag}:マグネタイトの平均粒径 (μm)

Rz:打ち抜き破断面の最大粗さ (μm)

hox:焼鉄表面直下の内部酸化層深さ (μm)

疲労限度比:ピアス穴付き試験片での1000万回疲労限/TS

t_{scale}:仕上げ圧延開始時のスケール厚さ (mm)

Red:830~980°C間の累積圧下率 (%)

FT:最終仕上げ延温度 (°C)

CR1:FT~Ar3間の平均冷却速度 (°C/分)

CR2:A3~680°C間の平均冷却速度 (°C/分)

CR3:680~550°C間の平均冷却速度 (°C/分)

CT:巻取り温度 (°C)

RT:コイル再加熱温度 (°C)

【表 3】

試験番号	t _{scale} (μm)	Red (%)	FT (°C)	CR1 (°C/s)	CR2 (°C/s)	CR3 (°C/s)	CT (°C)	RT (°C)	d ₁₀₀ (nm)	f _{Vf} (%)	f _{Vm} (%)	f _{Vr} (%)	f _{Vr+Vr'} (%)	備考(組織)	f _{mag} (%)	d _{mag} (μm)	Rz (μm)	hox (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	疲労限度比	疲労耐 食性	区分
E-1	10	90	890	30	7	25	520		6	70	5	3	8		93	1.8	13	2.0	690	835	21	0.45	○	本発明例
E-2	10	90	890	25	18	20	520		6	43	0	1	1		92	1.8	31	2.0	805	900	16	0.35	○	比較例
F-1	40	90	920	40	10	25	460		6	75	6	5	11		90	2	10	3.0	660	820	23	0.47	○	本発明例
F-2	40	90	920	40	10	25	200		6	72	20	1	21		48	1.9	7	3.0	665	815	21	0.46	×	比較例
G-1	3	85	860	30	8	25	500		5	80	4	2	6		92	1.8	11	2.1	685	840	22	0.43	○	本発明例
H-1	3	85	860	30	8	25	500		5	82	5	2	7		90	1.7	10	2.1	660	835	21	0.43	○	本発明例
I-1	40	85	880	40	10	25	500		6	35	2	0	2		88	1.5	32	0.4	820	870	16	0.35	○	比較例
J-1	6	85	880	40	10	25	500		9	77	3	3	6		87	1.9	48	2.6	700	840	21	0.33	○	比較例
K-1	6	85	880	40	10	25	500		6	80	2	2	4		88	2	12	2.2	590	650	28	0.4	○	比較例
L-1	6	85	880	40	10	25	500		6	72	0	1	1	ハ-7イト-6%	90	1.9	31	1.9	685	730	25	0.33	○	比較例
M-1	50	85	880	40	10	25	500		6	85	6	5	11		64	2.6	9	5.4	625	850	22	0.34	×	比較例
N-1	6	85	880	40	10	25	500		6	86	4	3	7		80	2.4	12	5.4	615	845	23	0.33	○	比較例
O-1	20	85	880	40	10	25	500		6	78	0	0	0	ハ-7イト-5%	90	1.7	35	3.2	685	740	25	0.34	○	比較例
P-1	20	85	880	40	10	25	500		6	77	4	3	7		80	3.1	12	3.1	655	780	23	0.42	×	比較例
Q-1	20	85	880	40	10	25	500		6	78	4	3	7		90	1.7	31	3.2	665	785	23	0.33	○	比較例
R-1	20	85	880	40	10	25	500		6	77	3	3	6		91	1.8	44	3.1	655	780	23	0.34	○	比較例
S-1	20	85	880	40	10	25	500		6	82	0	0	0		90	1.8	40	3.1	650	760	23	0.33	○	比較例
T-1	20	85	880	40	10	25	500		4	36	3	0	3		91	1.8	34	2.7	670	845	19	0.33	○	比較例
U-1	20	85	880	40	10	25	500		8	75	5	2	7		90	1.7	14	2.5	600	705	25	0.39	○	比較例
V-1	20	85	880	40	10	25	500		6	78	4	3	7		90	2	10	2.0	585	680	27	0.39	○	比較例
W-1	20	85	880	40	10	20	520		6	48	3	0	3		90	1.8	31	2.5	650	715	25	0.35	○	比較例

下線:請求範囲外

t_{scale} : 仕上げ圧延開始時のスケール厚さ (mm)
Red : 830~980°C間の累積圧下率 (%)
FT : 最終仕上圧延温度 (°C)
CR1 : FT~Ar3間の平均冷却速度 (°C/分)
CR2 : Ar3~680°C間の平均冷却速度 (°C/分)
CR3 : 680~550°C間の平均冷却速度 (°C/分)
CT : 巻取り温度 (°C)
RT : コイル再加熱温度 (°C)
d₁₀₀ : Ti,Nb系合金炭化物の平均粒子径 (nm)
f_{Vf} : フェライトの体積分率 (%)
f_{Vm} : マルテンサイトの体積分率 (%)
f_{Vr} : 残留オーステナイトの体積分率 (%)
f_{Vr+Vr'} : スケール層中のマグネタイトの体積分率 (%)
f_{mag} : マグネタイトの平均粒径 (μm)
d_{mag} : 打ち抜き破断面の最大粗さ (μm)
Rz : 打ち抜き破断面下の内部酸化層深さ (μm)
hox : 地鉄表面直下の内部酸化層深さ (μm)
疲労限度比:ピアス付き試験片での10000回疲労限/TS

表2及び表3に示すように、本発明で規定する各条件で作製され、また、本発明で規定する範囲の鋼成分、Ti、Nbを含有する合金化合物の平均粒子径、鋼組織、スケール層中のマグネタイトの体積分率並びにマグネタイトの平均結晶粒径に制御された本発明例の高強度熱延鋼板は、何れも、疲労限度比が0.41以上であり、また、塗装耐食性の評価が「 \square 」であった。これにより、本発明の高強度熱延鋼板が、塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れていることが明らかとなった。

【0079】

これに対して、表2及び表3に示す比較例の熱延鋼板は、本発明における上記各規定の少なくとも何れかが範囲外となっていることから、塗装耐食性が打抜き部疲労特性の少なくとも何れかが劣る結果となった。

10

【0080】

試験番号A-2、B-2は、デスクーリングを十分に行い、初期スケール厚が小さい状態で仕上げ圧延を開始したものであり、マグネタイト結晶粒が大きく、塗装耐食性がNGの評価となった例である。

また、試験番号A-3、C-2、M-1は、仕上げ圧延前のスケール厚が本発明の規定範囲に比べて過大であったため、マグネタイト分率が少なくなり塗装耐食性もNGの評価となった例である。

また、試験番号F-2、A-12は、巻き取り温度が適正範囲外であったことから、ウスタイトからマグネタイトへの変態が十分に起こらなかったため、耐食性がNGとなった例である。

20

【0081】

また、試験番号A-4、D-2は、仕上げ圧延前のスケール厚は適正だったものの、圧延中にスケールに歪が付与されなかったため、マグネタイト結晶粒が微細化せず、塗装耐食性がNGとなった例である。

また、試験番号A-5は、最終仕上げ圧延温度が低かったため、最大引張強度が720MPa未満となった例である。

また、試験番号A-6は、FT~Ar₃間の冷却速度が遅かったため、最大引張強度が720MPa未満となった例である。

【0082】

また、試験番号A-7、A-8、A-9、E-2、I-1、L-1、O-1、S-1は、それぞれ、(Ar₃-50)~680間の冷却速度、680~550間の冷却速度、巻き取り温度、あるいは鋼成分の少なくとも何れかが適正でなかった比較例である。

30

このため、これら各比較例では、マルテンサイトと残留オーステナイトの体積分率が少なくなり、打抜き破断面の粗さが増大し、打抜き部の疲労特性が低下した例である。

また、試験番号A-11は、再加熱温度が高すぎたため、最大引張強度(TS)が適正範囲外となった例である。

また、試験番号J-1、R-1は、Ti量あるいはNb量が多かったために打抜き破断面の粗さが増加し、打抜き部の疲労特性が低下した例である。

また、試験番号K-1、U-1、V-1、W-1は、鋼成分において、何れかの元素の含有量が適正範囲外であったことから、最大引張強度(TS)が、本発明で規定する適正範囲未満となった例である。

40

【0083】

また、試験番号N-1は、鋼成分においてAl量が適正範囲を超えているため、地鉄表面直下の内部酸化層深さ(母材表層部の酸化物を含有する領域の厚さ)が適正範囲を超え、打抜き部の疲労特性が低下した例である。

また、試験番号P-1は、鋼成分においてP量が適正範囲を超えているため、マグネタイト結晶粒が大きく、塗装耐食性がNGの評価となった例である。

また、試験番号Q-1、T-1は、鋼成分において何れかの元素の含有量が適正範囲外であったことから、打抜き破断面の粗さが増加し、打抜き部の疲労特性が低下した例であ

50

る。

【 0 0 8 4 】

以上説明した実施例の結果より、本発明の高強度熱延鋼板およびその製造方法が、黒皮（スケール層）を有する、最大引張強度が720MPa以上の高強度熱延鋼板に電着焼付塗装を施した場合であっても、良好な耐食性並びに打抜き部の疲労特性が得られることが明らかである。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 0 8 5 】

本発明によれば、例えば、自動車やトラックのフレームやメンバー、シャシー等の素材として好適な、塗装耐食性と打抜き部疲労特性に優れた高強度熱延鋼板を提供することが可能となる。このように、自動車やトラックのフレームやメンバー、シャシー等の部材に本発明を適用することにより、塗装後の耐食性や、打抜き加工を施した部材の疲労強度の向上、さらに、軽量化等のメリットを十分に享受することができ、産業上の効果は極めて高い。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I テーマコード(参考)
 C 2 5 D 13/00 (2006.01) C 2 5 D 13/00 Z

(72)発明者 本田 和彦
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 瀬戸 厚司
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 西山 亮一
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 棚橋 浩之
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA14 EA15 EA16
 EA17 EA18 EA19 EA20 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EA32
 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09 EB12 EB13 FA02 FA03 FB07
 FC03 FC04 FC05 FD01 FD02 FD03 FD04 FE01 FE06 FF01
 JA06