

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5418047号
(P5418047)

(45) 発行日 平成26年2月19日(2014.2.19)

(24) 登録日 平成25年11月29日(2013.11.29)

(51) Int.Cl.	F I		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 U	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
C 2 3 C 2/02 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	F	
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J	

請求項の数 11 (全 26 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2009-179953 (P2009-179953)
 (22) 出願日 平成21年7月31日(2009.7.31)
 (65) 公開番号 特開2010-90475 (P2010-90475A)
 (43) 公開日 平成22年4月22日(2010.4.22)
 審査請求日 平成24年4月23日(2012.4.23)
 (31) 優先権主張番号 特願2008-232401 (P2008-232401)
 (32) 優先日 平成20年9月10日(2008.9.10)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100147485
 弁理士 杉村 憲司
 (74) 代理人 100114292
 弁理士 来間 清志
 (74) 代理人 100152973
 弁理士 鈴木 葉子
 (74) 代理人 100149700
 弁理士 高梨 玲子
 (72) 発明者 松田 広志
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度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 . 1 7 % 以上 0 . 7 3 % 以下、

S i : 3 . 0 % 以下、

M n : 0 . 5 % 以上 3 . 0 % 以下、

P : 0 . 1 % 以下、

S : 0 . 0 7 % 以下、

A l : 3 . 0 % 以下および

N : 0 . 0 1 0 % 以下

を含有し、かつ S i + A l が 0 . 7 % 以上を満足し、残部は F e および不可避不純物の組成からなり、

鋼板組織として、マルテンサイトの鋼板組織全体に対する面積率が 1 0 % 以上 9 0 % 以下、残留オーステナイト量が 5 % 以上 5 0 % 以下、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が 5 % 以上であり、前記マルテンサイトのうち 2 5 % 以上が焼戻しマルテンサイトであり、前記マルテンサイトの鋼板組織全体に対する面積率、前記残留オーステナイト量および前記上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率の合計が 6 5 % 以上、ポリゴナルフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が 1 0 % 以下 (0 % を含む) を満足し、かつ前記残留オーステナイト中の平均 C 量が 0 . 7 0 % 以上であって、引張強さが 9 8 0 M P a 以上であることを特徴

とする高強度鋼板。

【請求項 2】

前記焼戻しマルテンサイト中に、 5 nm 以上 $0.5\text{ }\mu\text{ m}$ 以下の鉄系炭化物が 1 mm^2 あたり 5×10^4 個以上析出していることを特徴とする、請求項 1 に記載の高強度鋼板。

【請求項 3】

質量%で、C： 0.17% 以上 0.3% 未満の範囲において、さらに

Cr： 0.05% 以上 5.0% 以下、

V： 0.005% 以上 1.0% 以下および

Mo： 0.005% 以上 0.5% 以下

のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼板。

10

【請求項 4】

前記鋼板がさらに、質量%で、

Ti： 0.01% 以上 0.1% 以下および

Nb： 0.01% 以上 0.1% 以下

のうちから選んだ 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 3 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 5】

前記鋼板がさらに、質量%で、

B： 0.0003% 以上 0.0050% 以下

を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 4 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

20

【請求項 6】

前記鋼板がさらに、質量%で、

Ni： 0.05% 以上 2.0% 以下および

Cu： 0.05% 以上 2.0% 以下

のうちから選んだ 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 5 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 7】

前記鋼板がさらに、質量%で、

Ca： 0.001% 以上 0.005% 以下および

REM： 0.001% 以上 0.005% 以下

のうちから選んだ 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 6 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

30

【請求項 8】

請求項 1 乃至 7 のいずれか 1 項に記載の鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を具えることを特徴とする高強度鋼板。

【請求項 9】

請求項 1 乃至 8 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板の製造方法であって、

請求項 1 乃至 7 のいずれか 1 項に記載の成分組成になる鋼片を、熱間圧延後、冷間圧延により冷延鋼板とし、ついで該冷延鋼板を、オーステナイト単相域で 15 秒 以上 600 秒 以下焼鈍した後、 50 以上 300 以下の第 1 温度域まで平均冷却速度： 8 /s 以上で冷却し、その後、 350 以上 490 以下の第 2 温度域に昇温し、該第 2 温度域に 5 秒 以上 1000 秒 以下保持することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

40

【請求項 10】

マルテンサイト変態開始温度 M_s を指標として、前記第 1 温度域を $M_s - 100$ 以上 M_s 未満とし、前記第 2 温度域で 5 秒 以上 600 秒 以下保持することを特徴とする請求項 9 に記載の高強度鋼板の製造方法。

【請求項 11】

前記第 2 温度域への昇温中または前記第 2 温度域での保持中に、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする請求項 9 または 10 に記載の高強

50

度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、電気機器等の産業分野で使用される加工性、とりわけ延性と伸びフランジ性に優れた引張強さ(TS)が980MPa以上の高強度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】

近年、地球環境保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。このため、車体材料の高強度化により車体部品の薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発である。

【0003】

一般に、鋼板の高強度化を図るためには、鋼板の組織全体に対してマルテンサイトやベイナイトなどの硬質相の割合を増加させる必要がある。しかしながら、硬質相の割合を増加させることによる鋼板の高強度化は加工性の低下を招くことから、高強度と優れた加工性を併せ持つ鋼板の開発が望まれている。これまでに、フェライト-マルテンサイト二相鋼(DP鋼)や残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用したTRIP鋼など、種々の複合組織鋼板が開発されてきた。

【0004】

複合組織鋼板において硬質相の割合を増加させた場合、鋼板の加工性は硬質相の加工性の影響を強く受けるようになる。これは、硬質相の割合が少なく軟質なポリゴナルフェライトが多い場合には、ポリゴナルフェライトの変形能が鋼板の加工性に対して支配的であり、硬質相の加工性が十分でない場合においても延性等の加工性は確保されたのに対し、硬質相の割合が多い場合には、ポリゴナルフェライトの変形能ではなく硬質相の変形能自体が鋼板の成形性に直接影響するようになるからである。

【0005】

このため、冷延鋼板の場合には、焼鈍およびその後の冷却過程で生成するポリゴナルフェライトの量を調整する熱処理を行った後、鋼板を水焼入れしてマルテンサイトを生成させ、再び鋼板を昇温して高温保持することにより、マルテンサイトを焼戻しして、硬質相であるマルテンサイト中に炭化物を生成させて、マルテンサイトの加工性を向上させてきた。しかしながら、このようなマルテンサイトの焼入れ・焼戻しには、例えば、水焼入れ機能を有する連続焼鈍設備のような特別な製造設備が必要となる。従って、鋼板を水焼入れした後、再び昇温して高温保持することができない通常の製造設備の場合には、鋼板を高強度化することはできるものの、硬質相であるマルテンサイトの加工性を向上させることはできなかった。

【0006】

また、マルテンサイト以外を硬質相とする鋼板として、主相をポリゴナルフェライト、硬質相をベイナイトやパーライトとし、かつこれらの硬質相であるベイナイトやパーライトに炭化物を生成させた鋼板がある。この鋼板は、ポリゴナルフェライトのみで加工性を向上させるのではなく、硬質相中に炭化物を生成させることにより硬質相自体の加工性も向上させ、特に、伸びフランジ性の向上を図る鋼板である。しかしながら、主相をポリゴナルフェライトとしている以上、引張強さ(TS)で980MPa以上の高強度化と加工性の両立を図ることは困難である。また、硬質相中に炭化物を生成させることによって硬質相自体の加工性を向上させても、ポリゴナルフェライトの加工性の良さには劣るため、引張強さ(TS)で980MPa以上の高強度化を図るためにポリゴナルフェライトの量を低減した場合には、十分な加工性を得ることができなくなる。

【0007】

特許文献1には、合金成分を規定し、鋼組織を、残留オーステナイトを有する微細で均一なベイナイトとすることにより、曲げ加工性および衝撃特性に優れた高張力鋼板が提案

10

20

30

40

50

されている。

【0008】

特許文献2には、所定の合金成分を規定し、鋼組織を、残留オーステナイトを有するベイナイトとし、かつベイナイト中の残留オーステナイト量を規定することにより、焼付け硬化性に優れた複合組織鋼板が提案されている。

【0009】

特許文献3には、所定の合金成分を規定し、鋼組織を、残留オーステナイトを有するベイナイトを面積率で90%以上、ベイナイト中の残留オーステナイト量を1%以上15%以下とし、かつベイナイトの硬度(HV)を規定することにより、耐衝撃性に優れた複合組織鋼板が提案されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献1】特開平4-235253号公報

【特許文献2】特開2004-76114号公報

【特許文献3】特開平11-256273号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

しかしながら、上述した鋼板には以下に述べる課題がある。

20

特許文献1に記載される成分組成では、鋼板に歪みを付与した際に、高歪域でのTRIP効果を発現する安定した残留オーステナイトの量を確保することが困難であり、曲げ性は得られるものの、塑性不安定が生じるまでの延性が低く、張り出し性に劣る。

【0012】

特許文献2に記載の鋼板は、焼付硬化性は得られるものの引張強さ(TS)を980MPa以上あるいはさらに1050MPa以上に高強度化しようとしても、ベイナイトあるいはさらにフェライトを主体として含み、マルテンサイトを極力抑制した組織であるため、強度の確保あるいは高強度化時における延性や伸びフランジ性などの加工性の確保が困難である。

【0013】

30

特許文献3に記載の鋼板は、耐衝撃性を向上させることを主目的としており、硬さがHV250以下のベイナイトを主相とし、具体的にはこれを90%超で含む組織であるため、引張強さ(TS)を980MPa以上とすることは難しい。

【0014】

本発明は、上記の課題を有利に解決するもので、加工性、とりわけ延性と伸びフランジ性に優れた引張強さ(TS)が980MPa以上の高強度鋼板を、その有利な製造方法とともに提供することを目的とする。

本発明の高強度鋼板には、鋼板の表面に溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施した鋼板を含むものとする。

なお、本発明において、加工性に優れるとは、 $TS \times T.E.L$ の値が20000MPa・%以上、かつ $TS \times$ の値が25000MPa・%以上であることを意味する。

40

【課題を解決するための手段】

【0015】

発明者らは、上記の課題を解決すべく、鋼板の成分組成およびマイクロ組織について鋭意検討を重ねた。その結果、マルテンサイト組織を活用して高強度化を図るとともに、鋼板中のC量を0.17%以上とC含有量を多くした上で、上部ベイナイト変態を活用することにより、TRIP効果を得る上で必要な残留オーステナイトを安定して確保することができ、しかもマルテンサイトの一部を焼戻しマルテンサイトにすることによって、加工性、とりわけ強度と延性のバランス、並びに強度と伸びフランジ性のバランスがともに優れ、しかも引張強さが980MPa以上の高強度鋼板が得られることを見出した。

50

【 0 0 1 6 】

さらに発明者らは、上記の課題を解決すべく、マルテンサイトの量とその焼戻し状態、並びに、残留オーステナイトの量とその安定性について詳細に検討した。その結果、オーステナイト単相域で焼鈍した鋼板を急冷する際、 M_s 点からの過冷度を制御しながら一部マルテンサイトを生成させた後、炭化物の生成を抑制した状態での上部ベイナイト変態を活用することにより、残留オーステナイトの安定化が一層促進され、高強度化における延性の更なる向上と伸びフランジ性との両立が可能であることを見出した。

【 0 0 1 7 】

本発明は、上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で

C : 0.17%以上0.73%以下、

Si : 3.0%以下、

Mn : 0.5%以上3.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.07%以下、

Al : 3.0%以下および

N : 0.010%以下

を含有し、かつSi + Alが0.7%以上を満足し、残部はFeおよび不可避不純物の組成からなり、

鋼板組織として、マルテンサイトの鋼板組織全体に対する面積率が10%以上90%以下、残留オーステナイト量が5%以上50%以下、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が5%以上であり、前記マルテンサイトのうち25%以上が焼戻しマルテンサイトであり、前記マルテンサイトの鋼板組織全体に対する面積率、前記残留オーステナイト量および前記上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率の合計が65%以上、ポリゴナルフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が10%以下(0%を含む)を満足し、かつ前記残留オーステナイト中の平均C量が0.70%以上であって、引張強さが980MPa以上であることを特徴とする高強度鋼板。

【 0 0 1 8 】

2. 前記焼戻しマルテンサイト中に、5nm以上0.5 μ m以下の鉄系炭化物が1mm²あたり 5×10^4 個以上析出していることを特徴とする、上記1に記載の高強度鋼板。

【 0 0 1 9 】

3. 質量%で、C : 0.17%以上0.3%未満の範囲において、さらに

Cr : 0.05%以上5.0%以下、

V : 0.005%以上1.0%以下および

Mo : 0.005%以上0.5%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記1または2に記載の高強度鋼板。

【 0 0 2 0 】

4. 前記鋼板がさらに、質量%で、

Ti : 0.01%以上0.1%以下および

Nb : 0.01%以上0.1%以下

のうちから選んだ1種または2種を含有することを特徴とする上記1乃至3のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

【 0 0 2 1 】

5. 前記鋼板がさらに、質量%で、

B : 0.0003%以上0.0050%以下

を含有することを特徴とする上記1乃至4のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

【 0 0 2 2 】

6. 前記鋼板がさらに、質量%で、

Ni : 0.05%以上2.0%以下および

Cu : 0.05%以上2.0%以下

のうちから選んだ1種または2種を含有することを特徴とする上記1乃至5のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

【0023】

7. 前記鋼板がさらに、質量%で、

Ca : 0.001%以上0.005%以下および

REM : 0.001%以上0.005%以下

のうちから選んだ1種または2種を含有することを特徴とする上記1乃至6のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

10

【0024】

8. 上記1乃至7のいずれか1項に記載の鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を具えることを特徴とする高強度鋼板。

【0025】

9. 上記1乃至8のいずれか1項に記載の高強度鋼板の製造方法であって、

上記1乃至7のいずれか1項に記載の成分組成になる鋼片を、熱間圧延後、冷間圧延により冷延鋼板とし、ついで該冷延鋼板を、オーステナイト単相域で15秒以上600秒以下焼鈍した後、50以上300以下の第1温度域まで平均冷却速度：8 /s以上で冷却し、その後、350以上490以下の第2温度域に昇温し、引き続き該第2温度域に5秒以上1000秒以下保持することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

20

【0026】

10. マルテンサイト変態開始温度Msを指標として、前記第1温度域をMs - 100以上Ms未満とし、前記第2温度域で5秒以上600秒以下保持することを特徴とする上記9に記載の高強度鋼板の製造方法。

【0027】

11. 前記第2温度域への昇温中または前記第2温度域での保持中に、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする上記9または10に記載の高強度鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0028】

本発明によれば、加工性、とりわけ延性と伸びフランジ性に優れ、しかも引張強さ(TS)が980MPa以上の高強度鋼板を得ることができるので、自動車、電気機器等の産業分野での利用価値は非常に大きく、特に自動車車体の軽量化に対して極めて有用である。

30

【図面の簡単な説明】

【0029】

【図1】本発明に従う製造方法における熱処理の温度パターンを示した図である。

【発明を実施するための形態】

【0030】

以下、本発明を具体的に説明する。

40

まず、本発明において、鋼板組織を上記のように限定した理由について述べる。以下、面積率は、鋼板組織全体に対する面積率とする。

【0031】

マルテンサイトの面積率：10%以上90%以下

マルテンサイトは硬質相であり、鋼板を高強度化するために必要な組織である。マルテンサイトの面積率が10%未満では、鋼板の引張強さ(TS)が980MPaを満足しない。一方、マルテンサイトの面積率が90%を超えると、上部ベイナイトが少なくなり、その結果、Cが濃化した安定した残留オーステナイト量が確保できないため、延性等の加工性が低下することが問題となる。従って、マルテンサイトの面積率は、10%以上90%以下とする。なお、好ましくは15%以上90%以下、より好ましくは15%以上85

50

%以下であり、さらに好ましくは75%以下である。

【0032】

マルテンサイトのうち、焼戻しマルテンサイトの割合：25%以上

マルテンサイトのうち、焼戻しマルテンサイトの割合が、鋼板中に存在する全マルテンサイトに対して25%未満の場合、引張強さは980MPa以上となるものの、伸びフランジ性に劣る。極めて硬質で変形能が低い焼入れままのマルテンサイトを焼戻すことにより、マルテンサイト自体の変形能を改善し、加工性と伸びフランジ性を向上させ、 $TS \times$ の値を25000MPa以上とすることができる。また、焼入れままのマルテンサイトと上部ベイナイトの硬度差は著しく大きいため、焼戻しマルテンサイトの量が少なく、焼入れままのマルテンサイトの量が多いと、焼入れままのマルテンサイトと上部ベイナイトとの界面が多くなり、打ち抜き加工時などに、焼入れままのマルテンサイトと上部ベイナイトとの界面に微小なボイドが発生し、打ち抜き加工の後に行う伸びフランジ成形時に、ボイドが連結して亀裂が進展しやすくなることから、伸びフランジ性がさらに劣化する。従って、マルテンサイトのうち焼戻しマルテンサイト割合は、鋼板中に存在する全マルテンサイトに対して25%以上とする。好ましくは35%以上である。なお、ここで、焼戻しマルテンサイトは、SEM観察などによりマルテンサイト中に微細な炭化物が析出した組織として観察され、マルテンサイト内部にこのような炭化物が認められない焼入れままのマルテンサイトとは明瞭に区別することができる。

10

【0033】

残留オーステナイト量：5%以上50%以下

20

残留オーステナイトは、加工時にTRIP効果によりマルテンサイト変態し、歪分散能を高めることにより延性を向上させる。

本発明の鋼板では、上部ベイナイト変態を活用して、特に、炭素濃化量を高めた残留オーステナイトを、上部ベイナイト中に形成せしめる。その結果、加工時に高歪域でもTRIP効果を発現できる残留オーステナイトを得ることができる。このような残留オーステナイトとマルテンサイトを併存させて活用することにより、引張強さ(TS)が980MPa以上の高強度領域でも良好な加工性が得られ、具体的には、 $TS \times T.E.L$ の値を20000MPa・%以上とすることができ、強度と延性のバランスに優れた鋼板を得ることができる。

ここで、上部ベイナイト中の残留オーステナイトは、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトのラス間に形成され、細かく分布するため、組織観察によりその量(面積率)を求めるには高倍率で大量の測定が必要であり、正確に定量することは難しい。しかし、該ベイニティックフェライトのラス間に形成される残留オーステナイトの量は、形成されるベイニティックフェライト量にある程度見合った量である。そこで、発明者らが検討した結果、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率が5%以上で、かつ従来から行われている残留オーステナイト量を測定する手法であるX線回折(XRD)による強度測定、具体的にはフェライトとオーステナイトのX線回折強度比から求められる残留オーステナイト量が5%以上であれば、十分なTRIP効果を得ることができ、引張強さ(TS)が980MPa以上で、 $TS \times T.E.L$ が20000MPa・%以上を達成できることが分かった。なお、従来から行われている残留オーステナイト量の測定手法で得られた残留オーステナイト量は、残留オーステナイトの鋼板組織全体に対する面積率と同等であることを確認している。

30

40

残留オーステナイト量が5%未満の場合、十分なTRIP効果が得られない。一方、50%を超えると、TRIP効果発現後に生じる硬質なマルテンサイトが過大となり、靱性の劣化などが問題となる。従って、残留オーステナイトの量は、5%以上50%以下の範囲とする。好ましくは、5%超、より好ましくは10%以上45%以下の範囲である。さらに好ましくは、15%以上40%以下の範囲である。

【0034】

残留オーステナイト中の平均C量：0.70%以上

TRIP効果を活用して優れた加工性を得るためには、引張強さ(TS)が980MP

50

a ~ 2 . 5 G P a 級の高強度鋼板においては、残留オーステナイト中のC量が重要である。本発明の鋼板では、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトのラス間に形成される残留オーステナイトにCを濃化させる。該ラス間の残留オーステナイト中に濃化されるC量を正確に評価することは困難であるが、発明者らが検討した結果、本発明の鋼板においては、従来行われている残留オーステナイト中の平均C量（残留オーステナイト中のC量の平均）を測定する方法であるX線回折（XRD）での回折ピークのシフト量から求める残留オーステナイト中の平均C量が0 . 7 0 %以上であれば、優れた加工性が得られることが分かった。

残留オーステナイト中の平均C量が0 . 7 0 %未満の場合、加工時において低歪域でマルテンサイト変態が生じてしまい、加工性を向上させる高歪域でのTRIP効果が得られない。従って、残留オーステナイト中の平均C量は0 . 7 0 %以上とする。好ましくは0 . 9 0 %以上である。一方、残留オーステナイト中の平均C量が2 . 0 0 %を超えると、残留オーステナイトが過剰に安定となり、加工中にマルテンサイト変態が生じず、TRIP効果が発現しないことにより、延性が低下する。従って、残留オーステナイト中の平均C量は2 . 0 0 %以下とすることが好ましい。より好ましくは1 . 5 0 %以下である。

【0035】

上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率：5%以上

上部ベイナイト変態によるベイニティックフェライトの生成は、未変態オーステナイト中のCを濃化させ、加工時に高歪域でTRIP効果を発現して歪分解能を高める残留オーステナイトを得るために必要である。オーステナイトからベイナイトへの変態は、およそ150 ~ 550 の広い温度範囲にわたって起こり、この温度範囲内で生成するベイナイトには種々のものが存在する。従来技術では、このような種々のベイナイトを単にベイナイトと規定する場合が多かったが、本発明で目標とする加工性を得るためには、ベイナイト組織を明確に規定する必要があることから、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトを次のように定義する。

上部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトと、ベイニティックフェライトの間に存在する残留オーステナイトおよび/または炭化物とからなり、ラス状のベイニティックフェライト中に規則正しく並んだ細かな炭化物が存在しないことが特徴である。一方、下部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトと、ベイニティックフェライトの間に存在する残留オーステナイトおよび/または炭化物とからなることは、上部ベイナイトと共通であるが、下部ベイナイトでは、ラス状のベイニティックフェライト中に規則正しく並んだ細かな炭化物が存在することが特徴である。

つまり、上部ベイナイトと下部ベイナイトは、ベイニティックフェライト中における規則正しく並んだ細かな炭化物の有無によって区別される。このようなベイニティックフェライト中における炭化物の生成状態の差は、残留オーステナイト中へのCの濃化に大きな影響を与える。つまり、上部ベイナイトのベイニティックフェライトの面積率が5%未満の場合、ベイナイト変態を進めた場合においても、Cはベイニティックフェライト中に炭化物として生成する量が多くなり、結果的にラス間に存在する残留オーステナイト中へのC濃化量が減少して、加工時に高歪域でTRIP効果を発現する残留オーステナイト量が減少することが問題となる。従って、上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率は、鋼板組織全体に対する面積率で5%以上必要である。一方、上部ベイナイトのベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が85%を超えると、強度の確保が困難となる場合があるため、85%以下とすることが好ましい。より好ましくは67%以下である。

【0036】

マルテンサイトの面積率、残留オーステナイト量および上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率の合計：65%以上

マルテンサイトの面積率、残留オーステナイト量および上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率のそれぞれを上記した範囲で満足するだけでは不十分で、マルテンサイトの面積率、残留オーステナイト量および上部ベイナイト中のベイニティックフェ

10

20

30

40

50

ライトの面積率の合計が65%以上である必要がある。65%未満の場合、強度不足や加工性の低下またはその両方を生じる。好ましくは70%以上、より好ましくは80%以上である。

【0037】

焼戻しマルテンサイト中の炭化物：5nm以上0.5μm以下の鉄系炭化物が1mm²あたり5×10⁴個以上

先述のとおり、焼戻しマルテンサイトは、その内部に微細な炭化物が析出している点において、かかる炭化物の析出が認められない焼入れままのマルテンサイトと区別され、本発明においてはマルテンサイトの一部を焼戻しマルテンサイトにすることにより、980MPa以上の引張強さを確保しつつ、加工性、とりわけ、強度と延性のバランス、並びに、強度と伸びフランジ性のバランスを図っている。しかしながら、焼戻しマルテンサイト中に析出した上記炭化物の種類、粒径が適切でない場合や、上記炭化物の析出量が不十分である場合、焼戻しマルテンサイト由来の有利な効果が得られない場合がある。具体的には、5nm以上0.5μm以下の鉄系炭化物が1mm²あたり5×10⁴個未満の場合、引張強さは980MPa以上となるものの、伸びフランジ性および加工性に劣る傾向が見られる。よって、焼戻しマルテンサイト中の鉄系炭化物は5nm以上0.5μm以下の鉄系炭化物が1mm²あたり5×10⁴個以上とすることが好ましい。なお、上記鉄系炭化物は主にFe₃Cであるが、その他炭化物等が含まれる場合もある。また、鉄系炭化物の大きさが5nm未満および0.5μm超のものを判断の対象としないのは、鋼板の加工性向上に寄与しないためである。

【0038】

ポリゴナルフェライトの面積率：10%以下(0%を含む)

ポリゴナルフェライトの面積率が10%を超えると、引張強さ(TS)：980MPa以上を満足することが困難になると同時に、加工時に硬質組織内に混在した軟質なポリゴナルフェライトに歪が集中することにより加工時に容易に亀裂が発生し、結果として所望の加工性を得られない。ここで、ポリゴナルフェライトの面積率が10%以下であれば、ポリゴナルフェライトが存在しても硬質相中に少量のポリゴナルフェライトが孤立分散した状態となり、歪の集中を抑制することができ、加工性の劣化を避けることができる。従って、ポリゴナルフェライトの面積率は10%以下とする。好ましくは5%以下、さらに好ましくは3%以下であり、0%であってもよい。

【0039】

なお、本発明の鋼板の場合、鋼板組織中で最も硬質な組織の硬さは、HV 800である。すなわち、本発明の鋼板において、焼入れままのマルテンサイトが存在する場合、焼入れままのマルテンサイトが最も硬質な組織となるが、本発明の鋼板においては、焼入れままのマルテンサイトであっても硬さはHV 800となり、HV > 800となるような著しく硬いマルテンサイトは存在せず、良好な伸びフランジ性を確保できる。なお、焼入れままのマルテンサイトが存在しない場合、焼戻しマルテンサイト、上部ベイナイトあるいはさらに下部ベイナイトが存在する場合は、下部ベイナイトも含むいずれかの組織が最も硬質な相となるが、これらの組織は、いずれもHV 800となる相である。

【0040】

本発明の鋼板には、残部組織として、パーライトやウイドマンステッテンフェライト、下部ベイナイトを含んでも構わない。その場合、残部組織の許容含有量は、面積率で20%以下とすることが好ましい。より好ましくは、10%以下である。

【0041】

次に、本発明において、鋼板の成分組成を上記のように限定した理由について述べる。なお、以下の成分組成を表す%は質量%を意味するものとする。

C：0.17%以上0.73%以下

Cは鋼板の高強度化および安定した残留オーステナイト量を確保するのに必要不可欠な元素であり、マルテンサイト量の確保および室温でオーステナイトを残留させるために必要な元素である。C量が0.17%未満では、鋼板の強度と加工性を確保することが難し

10

20

30

40

50

い。一方、C量が0.73%を超えると、溶接部および熱影響部の硬化が著しく溶接性が劣化する。従って、C量は0.17%以上0.73%以下の範囲とする。好ましくは、0.20%を超え0.48%以下の範囲であり、さらに好ましくは0.25%以上である。

【0042】

Si：3.0%以下（0%を含む）

Siは、固溶強化により鋼の強度向上に寄与する有用な元素である。しかしながら、Si量が3.0%を超えると、ポリゴナルフェライトおよびベイニティックフェライト中への固溶量の増加による加工性、靱性の劣化を招き、また、赤スケール等の発生による表面性状の劣化や、溶融めっきを施す場合には、めっき付着性および密着性の劣化を引き起こす。従って、Si量は3.0%以下とする。好ましくは2.6%以下である。さらに好ましくは、2.2%以下である。

10

また、Siは、炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進するのに有用な元素であることから、Si量は0.5%以上とすることが好ましいが、炭化物の生成をAlのみで抑制する場合には、Siは添加する必要はなく、Si量は0%であっても良い。

【0043】

Mn：0.5%以上3.0%以下

Mnは、鋼の強化に有効な元素である。Mn量が0.5%未満では、焼鈍後の冷却中にベイナイトやマルテンサイトが生成する温度よりも高い温度域で炭化物が析出するため、鋼の強化に寄与する硬質相の量を確保することができない。一方、Mn量が3.0%を超えると、鑄造性の劣化などを引き起こす。従って、Mn量は0.5%以上3.0%以下の範囲とする。好ましくは1.0%以上2.5%以下の範囲とする。

20

【0044】

P：0.1%以下

Pは、鋼の強化に有用な元素であるが、P量が0.1%を超えると、粒界偏析により脆化することにより耐衝撃性を劣化させ、鋼板に合金化溶融亜鉛めっきを施す場合には、合金化速度を大幅に遅延させる。従って、P量は0.1%以下とする。好ましくは0.05%以下である。なお、P量は、低減することが好ましいが、0.005%未満とするには大幅なコスト増加を引き起こすため、その下限は0.005%程度とすることが好ましい。

30

【0045】

S：0.07%以下

Sは、MnSを生成して介在物となり、耐衝撃性の劣化や溶接部のメタルフローに沿った割れの原因となるため、S量を極力低減することが好ましい。しかしながら、S量を過度に低減することは、製造コストの増加を招くため、S量は0.07%以下とする。好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.01%以下である。なお、Sは0.0005%未満とするには大きな製造コストの増加を伴うため、製造コストの点からはその下限は0.0005%程度である。

【0046】

Al：3.0%以下

Alは、製鋼工程で脱酸剤として添加される有用な元素である。Al量が3.0%を超えると、鋼板中の介在物が多くなり延性を劣化させる。従って、Al量は3.0%以下とする。好ましくは、2.0%以下である。

40

また、Alは、炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進するのに有用な元素であり、また、脱酸効果を得るために、Al量は0.001%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.005%以上とする。なお、本発明におけるAl量は、脱酸後に鋼板中に含有するAl量とする。

【0047】

N：0.010%以下

Nは、鋼の耐時効性を最も大きく劣化させる元素であり、極力低減することが好ましい

50

。N量が0.010%を超えると耐時効性の劣化が顕著となるため、N量は0.010%以下とする。なお、Nを0.001%未満とするには大きな製造コストの増加を招くため、製造コストの点からは、その下限は0.001%程度である。

【0048】

以上、基本成分について説明したが、本発明では、上記の成分範囲を満足するだけでは不十分で、次式を満足させる必要がある。

$S i + A l : 0.7\% \text{以上}$

$S i$ および $A l$ はともに、上記したように、炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進するのに有用な元素である。炭化物の生成の抑制は、 $S i$ または $A l$ を単独で含有させても効果があるが、 $S i$ 量と $A l$ 量の合計で0.7%以上を満足する必要がある。なお、上掲式における $A l$ 量は、脱酸後に鋼板中に含有する $A l$ 量とする。

10

【0049】

また、本発明では上記した基本成分の他、以下に述べる成分を適宜含有させることができる。

$C : 0.17\% \text{以上} 0.3\% \text{未満}$ の場合において、 $C r : 0.05\% \text{以上} 5.0\% \text{以下}$ 、 $V : 0.005\% \text{以上} 1.0\% \text{以下}$ 、 $M o : 0.005\% \text{以上} 0.5\% \text{以下}$ のうちから選ばれる1種または2種以上

高強度鋼板の用途によっては、溶接性を確保しつつ高強度化が必要な場合、或いは、伸びフランジ性を重視する必要がある場合が想定されるが、 C 含有量が増加するにつれ伸びフランジ性や溶接性は劣化する。一方、伸びフランジ性や溶接性を確保すべく単に C 含有量を低減すると鋼板の強度が低下するため、鋼板の用途に見合った強度を確保することが困難となる場合がある。そこで、かかる問題を解決すべく本発明者らが鋼板の成分組成について検討したところ、 C 含有量を0.3%未満に低減することにより良好な伸びフランジ性や溶接性が得られることを確認した。また、 C 含有量の低減に伴い鋼板強度も低下するが、焼鈍温度からの冷却時にパーライトの生成を抑制する作用を有する元素である $C r$ 、 V 、 $M o$ の何れかを所定量含有させることにより、鋼板強度の向上効果が得られることを確認した。上記効果は、 $C r : 0.05\% \text{以上}$ 、 $V : 0.005\% \text{以上}$ および $M o : 0.005\% \text{以上}$ で得られる。一方、 $C r : 5.0\%$ 、 $V : 1.0\%$ および $M o : 0.5\%$ を超えると、硬質なマルテンサイトの量が過大となり、必要以上に高強度となる。従って、 $C r$ 、 V および $M o$ を含有させる場合には、 $C r : 0.05\% \text{以上} 5.0\% \text{以下}$ 、 $V : 0.005\% \text{以上} 1.0\% \text{以下}$ および $M o : 0.005\% \text{以上} 0.5\% \text{以下}$ の範囲とする。

20

30

【0050】

$T i : 0.01\% \text{以上} 0.1\% \text{以下}$ 、 $N b : 0.01\% \text{以上} 0.1\% \text{以下}$ のうちから選ばれる1種または2種

$T i$ および $N b$ は鋼の析出強化に有用で、その効果は、それぞれの含有量が0.01%以上で得られる。一方、それぞれの含有量が0.1%を超えると加工性および形状凍結性が低下する。従って、 $T i$ および $N b$ を含有させる場合は、 $T i : 0.01\% \text{以上} 0.1\% \text{以下}$ および $N b : 0.01\% \text{以上} 0.1\% \text{以下}$ の範囲とする。

【0051】

$B : 0.0003\% \text{以上} 0.0050\% \text{以下}$

B はオーステナイト粒界からポリゴナルフェライトが生成・成長することを抑制するのに有用な元素である。その効果は0.0003%以上の含有で得られる。一方、含有量が0.0050%を超えると加工性が低下する。従って、 B を含有させる場合は、 $B : 0.0003\% \text{以上} 0.0050\% \text{以下}$ の範囲とする。

40

【0052】

$N i : 0.05\% \text{以上} 2.0\% \text{以下}$ および $C u : 0.05\% \text{以上} 2.0\% \text{以下}$ のうちから選ばれる1種または2種

$N i$ および $C u$ は鋼の強化に有効な元素である。また、鋼板に溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施す場合には、鋼板表層部の内部酸化を促進してめっき密着性を向

50

上させる。これらの効果は、それぞれの含有量が0.05%以上で得られる。一方、それぞれの含有量が2.0%を超えると、鋼板の加工性を低下させる。従って、NiおよびCuを含有させる場合には、Ni:0.05%以上2.0%以下およびCu:0.05%以上2.0%以下の範囲とする。

【0053】

Ca:0.001%以上0.005%以下およびREM:0.001%以上0.005%以下のうちから選ばれる1種または2種

CaおよびREMは、硫化物の形状を球状化し、伸びフランジ性への硫化物の悪影響を改善するために有用である。その効果は、それぞれの含有量が0.001%以上で得られる。一方、それぞれの含有量が0.005%を超えると、介在物等の増加を招き、表面欠陥および内部欠陥などを引き起こす。従って、CaおよびREMを含有させる場合には、Ca:0.001%以上0.005%以下およびREM:0.001%以上0.005%以下の範囲とする。

10

【0054】

本発明の鋼板において、上記以外の成分は、Feおよび不可避不純物である。ただし、本発明の効果を損なわない範囲内であれば、上記以外の成分の含有を拒むものではない。

【0055】

次に、本発明の高強度鋼板の製造方法について説明する。

上記の好適成分組成に調整した鋼片を製造後、熱間圧延し、ついで冷間圧延を施して冷延鋼板とする。本発明において、これらの処理に特に制限はなく、常法に従って行えば良い。

20

好適な製造条件は次のとおりである。鋼片を、1000 以上1300 以下の温度域に加熱した後、870 以上950 以下の温度域で熱間圧延を終了し、得られた熱延鋼板を350 以上720 以下の温度域で巻き取る。ついで、熱延鋼板を酸洗後、40%以上90%以下の範囲の圧下率で冷間圧延を行い冷延鋼板とする。

なお、本発明では、鋼板を通常の製鋼、鑄造、熱間圧延、酸洗および冷間圧延の各工程を経て製造する場合を想定しているが、例えば、薄スラブ鑄造やストリップ鑄造などにより熱間圧延工程の一部または全部を省略して製造しても良い。

【0056】

得られた冷延鋼板に、図1に示す熱処理を施す。以下、図1を参照しながら説明する。

30

オーステナイト単相域で15秒以上600秒以下の焼鈍をする。本発明の鋼板は、上部ベイナイトやマルテンサイトといった未変態オーステナイトから変態させて得る低温変態相を主相とするものであり、ポリゴナルフェライトは極力少ない方が好ましく、このためオーステナイト単相域での焼鈍が必要である。焼鈍温度に関しては、オーステナイト単相域であれば特に制限はないが、焼鈍温度が1000 を超えるとオーステナイト粒の成長が著しく、後の冷却によって生じる構成相の粗大化を引き起こし、靱性などを劣化させる。一方、焼鈍温度が A_3 点(オーステナイト変態点)未満の場合には、焼鈍段階で既にポリゴナルフェライトが生成しており、冷却中のポリゴナルフェライトの成長を抑制するためには500 以上の温度域を極めて急速に冷却する必要が生じる。従って、焼鈍温度は、 A_3 点(オーステナイト変態点) 以上とする必要があり、1000 以下とすることが好ましい。

40

また、焼鈍時間が15秒未満の場合には、オーステナイトへの逆変態が十分に進まない場合や、鋼板中の炭化物が十分に溶解しない場合がある。一方、焼鈍時間が600秒を超えると、多大なエネルギー消費に伴うコスト増を招く。従って、焼鈍時間は15秒以上600秒以下の範囲とする。好ましくは、60秒以上500秒以下の範囲である。ここで、 A_3 点は、

$$A_3 \text{ 点 (} \text{)} = 910 - 203 \times [\text{C} \%]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si} \%] - 30 \times [\text{Mn} \%] \\ + 700 \times [\text{P} \%] + 130 \times [\text{Al} \%] - 15.2 \times [\text{Ni} \%] \\ - 11 \times [\text{Cr} \%] - 20 \times [\text{Cu} \%] + 31.5 \times [\text{Mo} \%] \\ + 104 \times [\text{V} \%] + 400 \times [\text{Ti} \%]$$

50

によって近似的に算出することができる。なお、 $[X\%]$ は鋼板の成分元素Xの質量%とする。

【0057】

焼鈍後の冷延鋼板は、 50 以上 300 以下の第1温度域まで、平均冷却速度を 8 /s以上に制御して冷却される。この冷却は、 M_s 点未満まで冷却することによりオーステナイトの一部をマルテンサイト変態させるものである。ここで、第1温度域の下限が 50 未満では、未変態オーステナイトが、この時点でほとんどすべてマルテンサイト化するため、上部ベイナイト(ベイニティックフェライトや残留オーステナイト)量が確保できない。一方、第1温度域の上限が 300 を超えると、適正量の焼戻しマルテンサイト量を確保できなくなる。従って、第1温度域の範囲は、 50 以上 300 以下とする。好ましくは 80 以上 300 以下、より好ましくは 120 以上 300 以下である。また、平均冷却速度が 8 /s未満の場合、ポリゴナルフェライトの過剰な生成、成長や、パーライト等の析出が生じ、所望の鋼板組織を得られない。従って、焼鈍温度から第1温度域までの平均冷却速度は、 8 /s以上とする。好ましくは、 10 /s以上である。平均冷却速度の上限は、冷却停止温度にバラツキが生じない限り特に限定されないが、一般的な設備では、平均冷却速度が 100 /sを超えると、鋼板の長手方向および板幅方向での組織のバラツキが著しく大きくなるため、 100 /s以下が好ましい。従って、平均冷却速度は、 10 /s以上 100 /s以下の範囲が好ましい。なお、本発明においては冷却停止後の昇温工程は特に規定していないが、炭化物の生成を含む下部ベイナイト変態などの本発明の効果に対して不利な変態挙動が生じる場合には、冷却停止温度に保持することなく、直ちに後述の第2温度域まで昇温することが好ましい。そのため、本発明の冷却手段としては、ガス冷却や油冷却、低融点液体金属冷却等が推奨される。

【0058】

さらに発明者らは、マルテンサイトの焼戻し状態と残留オーステナイトの関係を詳細に研究した。その結果、オーステナイト単相域で焼鈍した鋼板を急冷する際、マルテンサイト変態開始温度 M_s を指標として、 M_s 点からの過冷度を制御しながら一部マルテンサイトを生成させた後、炭化物の生成を抑制した状態での上部ベイナイト変態を活用することにより、残留オーステナイトの安定化が一層促進され、同時に第1温度域で生成させたマルテンサイトを焼戻すことにより高強度化における延性の更なる向上と伸びフランジ性との両立が可能であることを見出した。具体的には、第1温度域を $M_s - 100$ 以上 M_s 未満に制御することにより過冷度を利用した上記効果が得られる。なお、焼鈍後の鋼板を $M_s - 100$ 未満まで冷却すると、未変態オーステナイトの大半がマルテンサイト化し、上部ベイナイト(ベイニティックフェライトや残留オーステナイト)量が確保できなくなるおそれがある。また、 M_s が低下するにつれて、焼鈍後の鋼板を第1温度域まで冷却する過程において過冷却され難くなり、現状の冷却設備では冷却速度の確保が難しくなる場合があるため、過冷度を利用した上記効果を十分に発現する上では、例えば M_s が 100 以上であることが好ましい。上記効果が得られる理由は定かでないが、 M_s 点からの過冷度を最適に制御した状態でマルテンサイトを生成させた場合、マルテンサイト変態、並びに、その後の昇温・保持によるベイナイト生成温度域(後述の第2温度域)におけるマルテンサイトの焼戻しにより、未変態オーステナイトへ適度な圧縮応力が付与され、残留オーステナイトの安定化がより一層促進し、第1温度域で生成させたのち第2温度域で焼戻すことにより加工性を確保した焼戻しマルテンサイトと併せて、加工時の変形挙動が最適化されるためと考えられる。

【0059】

さらに、 50 以上 $M_s - 50$ 以下の範囲まで冷却する場合においては、 $M_s + 20$ から $M_s - 50$ までの平均冷却速度を 8 /s以上 50 /s以下に規制することが、板形状の安定化を図る上では好ましい。平均冷却速度が 50 /sを超える場合、マルテンサイト変態が急速に進む。ここで、冷却停止温度が鋼板内で差がなければ最終的なマルテンサイト変態量は鋼板内ではばらつくことはない。しかしながら、通常、鋼板が急冷されて鋼板内(特に幅方向)に温度差が生じることに伴い、マルテンサイト変態の開始時間も鋼板

10

20

30

40

50

内ではらつく。そのため、マルテンサイト変態が急速に進む場合、上記温度差が微小であっても、マルテンサイト変態開始時間のバラツキに起因して、鋼板内に生じるひずみ、応力に大きな差が生じ、結果的に形状が劣化する。以上の理由により、平均冷却速度は50 /s以下とすることが好ましい。より好ましくは45 /s以下とする。

【0060】

上述したMsは実験式などにより近似的に求めることも可能であるが、フォーマスタ試験などによる実測により決定することが望ましい。

【0061】

第1温度域まで冷却された鋼板は、350～490の第2温度域まで昇温され、第2温度域で5秒以上1000秒以下の時間保持される。なお、本発明においては、第1温度域まで冷却した鋼板を、冷却停止温度に保持することなく直ちに昇温することが、炭化物の生成を含む下部ベイナイト変態などの本発明に対して不利な変態挙動を抑制する上で好ましい。第2温度域では、焼鈍温度から第1温度域までの冷却により生成したマルテンサイトを焼戻し、未変態オーステナイトを上部ベイナイトに変態させる。第2温度域の上限が490を超えると、未変態オーステナイトから炭化物が析出して、所望の組織が得られない。一方、第2温度域の下限が350未満の場合、上部ベイナイトではなく、下部ベイナイトが生成し、オーステナイト中へのC濃化量が少なくなることが問題となる。従って、第2温度域の範囲は、350以上490以下の範囲とする。好ましくは、370以上460以下の範囲である。

また、第2温度域での保持時間が5秒未満の場合、マルテンサイトの焼戻しや上部ベイナイト変態が不十分となり、所望の鋼板組織とすることができず、その結果、得られる鋼板の加工性は劣る。一方、第2温度域での保持時間が1000秒を超える場合、鋼板の最終組織として残留オーステナイトとなる未変態オーステナイトから炭化物が析出してC濃化した安定な残留オーステナイトが得られず、その結果、所望の強度と延性またはその両方が得られない。従って、保持時間は5秒以上1000秒以下とする。好ましくは、15秒以上600秒以下の範囲である。さらに好ましくは、40秒以上400秒以下である。

【0062】

なお、本発明における一連の熱処理では、上述した所定の温度範囲内であれば、保持温度は一定である必要はなく、所定の温度範囲内で変動しても本発明の趣旨を損なわない。冷却速度についても同様である。また、熱履歴さえ満足すれば、鋼板はいかなる設備で熱処理を施されても構わない。さらに、熱処理後に、形状矯正のために鋼板の表面に調質圧延を施すことや電気めっき等の表面処理を施すことも本発明の範囲に含まれる。

【0063】

本発明の高強度鋼板の製造方法には、さらに、溶融亜鉛めっき、あるいは溶融亜鉛めっき後にさらに合金化処理を加えた合金化溶融亜鉛めっきを加えることができる。

溶融亜鉛めっきや合金化溶融亜鉛めっきは、第1温度域から第2温度域への昇温中、第2温度域保持中、第2温度域保持後のいずれでもかまわないが、いずれの場合においても、第2温度域での保持条件が本発明の規定を満たす必要があり、第2温度域での保持時間は、溶融亜鉛めっき処理あるいは合金化亜鉛めっき処理の処理時間も含めて5秒以上1000秒以下とする。なお、該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は、連続溶融亜鉛めっきラインにて行うことが好ましい。

【0064】

また、本発明の高強度鋼板の製造方法では、上記した本発明の製造方法に従い、熱処理まで完了させた高強度鋼板を製造した後、改めて溶融亜鉛めっき処理、あるいはさらに合金化処理を施すことを加えることができる。

【0065】

鋼板に溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う方法は、次のとおりである。

鋼板をめっき浴中に浸入させ、ガスワイピングなどで付着量を調整する。めっき浴中の溶解Al量は、溶融亜鉛めっき処理の場合は0.12%以上0.22%以下の範囲、合金

10

20

30

40

50

化溶解亜鉛めっき処理の場合は0.08%以上0.18%以下の範囲とすることが好ましい。

処理温度は、溶解亜鉛めっき処理の場合、めっき浴の温度は通常450以上500以下の範囲であればよく、さらに合金化処理を施す場合、合金化時の温度は550以下とすることが好ましい。合金化温度が550を超える場合、未変態オーステナイトから炭化物が析出したり、場合によってはパーライトが生成するため、強度や加工性またはその両方が得られず、また、めっき層のパウダリング性も劣化する。一方、合金化時の温度が450未満では合金化が進行しない場合があるため、450以上とすることが好ましい。

めっき付着量は片面当たり20g/m²以上150g/m²以下の範囲とすることが好ましい。めっき付着量が20g/m²未満では耐食性が不足し、一方、150g/m²を超えても耐食効果は飽和し、コストアップを招くだけである。

めっき層の合金化度(Fe質量%(Fe含有量))は7質量%以上15質量%以下の範囲が好ましい。めっき層の合金化度が7質量%未満では、合金化ムラが生じ外観品質が劣化したり、めっき層中にいわゆる相が生成され鋼板の摺動性が劣化したりする。一方、めっき層の合金化度が15質量%を超えると、硬質で脆い相が多量に形成され、めっき密着性が劣化する。

【実施例】

【0066】

以下、本発明を実施例によってさらに詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定するものではない。また、本発明の要旨構成の範囲内で構成を変更することは、本発明の範囲に含まれるものとする。

【0067】

(実施例1)

表1に示す成分組成の鋼を溶製して得た鋳片を、1200に加熱し、870で仕上げ熱間圧延した熱延鋼板を650で巻き取り、ついで熱延鋼板を酸洗後、65%の圧延率(圧下率)で冷間圧延し、板厚:1.2mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を、表2に示す条件で熱処理を施した。なお、表2中の冷却停止温度:Tとは、焼鈍温度から鋼板を冷却する際に、鋼板の冷却を停止する温度とする。

また、一部の冷延鋼板については、溶解亜鉛めっき処理あるいは合金化溶解亜鉛めっき処理を施した。ここで、溶解亜鉛めっき処理は、めっき浴温度:463、目付け量(片面あたり):50g/m²となるように両面めっきを施した。また、合金化溶解亜鉛めっき処理は、同じくめっき浴温度:463、目付け量(片面あたり):50g/m²として合金化度(Fe質量%(Fe含有量))が9質量%となるように合金化温度:550以下で合金化条件を調整して両面めっきを施した。なお、溶解亜鉛めっき処理および合金化溶解亜鉛めっき処理は、表2中に示すTまで一旦冷却した後に行った。

【0068】

得られた鋼板に、めっき処理を施さない場合には熱処理後に、溶解亜鉛めっき処理あるいは合金化溶解亜鉛めっき処理を施す場合にはこれらの処理の後に、圧延率(伸び率):0.3%の調質圧延を施した。

【0069】

10

20

30

40

【表 1】

(質量%)

鋼種	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	V	Mo	Ti	Nb	B	Ni	Cu	Ca	REM	Si+Al	A ₃ 点 (°C)	備考
A	0.311	1.96	1.54	0.041	0.009	0.0024	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00	850	発明鋼
B	0.299	1.98	1.99	0.042	0.013	0.0019	0.0034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.02	842	発明鋼
C	0.305	2.52	2.03	0.043	0.010	0.0037	0.0042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.56	862	発明鋼
D	0.413	2.03	1.51	0.038	0.012	0.0017	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.07	838	発明鋼
E	0.417	1.99	2.02	0.044	0.010	0.0020	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.03	820	発明鋼
F	0.330	1.45	2.82	0.040	0.012	0.0031	0.0043	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.49	787	発明鋼
G	0.185	1.52	2.32	0.048	0.020	0.0050	0.0044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.57	841	発明鋼
H	0.522	1.85	1.48	0.040	0.011	0.0028	0.0043	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.89	815	発明鋼
I	0.355	1.02	2.20	0.039	0.015	0.0018	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.06	784	発明鋼
J	0.263	1.50	2.29	0.039	0.011	0.0010	0.0036	0.9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.54	807	発明鋼
K	0.270	1.35	2.27	0.043	0.004	0.0020	0.0035	-	0.21	-	-	-	-	-	-	-	-	1.39	827	発明鋼
L	0.221	1.22	1.99	0.040	0.040	0.0030	0.0043	-	-	0.19	-	-	-	-	-	-	-	1.26	849	発明鋼
M	0.202	1.75	2.52	0.045	0.044	0.0020	0.0044	-	-	-	0.035	-	-	-	-	-	-	1.80	872	発明鋼
N	0.175	1.51	2.18	0.042	0.022	0.0020	0.0044	-	-	-	-	0.07	-	-	-	-	-	1.55	848	発明鋼
O	0.212	1.51	2.37	0.043	0.030	0.0010	0.0029	-	-	-	0.020	-	0.0011	-	-	-	-	1.55	848	発明鋼
P	0.480	1.52	1.33	0.044	0.015	0.0020	0.0038	-	-	-	-	-	-	0.52	-	-	-	1.56	806	発明鋼
Q	0.310	1.42	2.02	0.043	0.015	0.0030	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	0.55	-	-	1.46	805	発明鋼
R	0.335	2.01	2.22	0.043	0.004	0.0028	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	0.003	-	2.05	824	発明鋼
S	0.329	1.88	1.65	0.040	0.021	0.0020	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	1.92	848	発明鋼
T	0.330	0.01	2.33	1.010	0.025	0.0020	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.02	873	発明鋼
U	0.291	-	2.75	0.042	0.012	0.0040	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.04	732	比較鋼
V	0.290	0.48	2.22	0.130	0.006	0.0020	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61	777	比較鋼
W	0.145	0.50	1.42	0.320	0.007	0.0018	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.82	859	比較鋼
X	0.190	1.00	0.41	0.036	0.013	0.0020	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.04	868	比較鋼

注) 下線は適正範囲外を示す。

【 0 0 7 0 】

10

20

30

40

【表 2】

表2

試料 No.	鋼種	めっき 有無*2	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (s)	T°Cまでの 平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度T (°C)	第2温度域		備考
							保持温度 (°C)	保持時間 (s)	
1	A	CR	870	200	5	200	430	90	比較例
2	A	CR	900	180	20	390	390	100	比較例
3	A	CR	920	120	50	20	400	90	比較例
4	A	CR	920	70	15	250	400	90	発明例
5	B	CR	820	180	10	300	410	60	比較例
6	B	CR	900	170	25	260	420	90	発明例
7	C	CR	890	180	25	400	400	120	比較例
8	C	CR	900	250	30	200	410	90	発明例
9	C	CR	900	150	25	190	390	300	発明例
10	D	CR	880	280	15	240	400	90	発明例
11	E	CR	860	350	28	200	200	90	比較例
12	E	CR	890	220	35	250	400	120	発明例
13	E	CR	900	180	30	140	400	90	発明例
14	F	CR	860	290	15	200	380	90	発明例
15	F	GI	870	180	15	200	450	90	発明例
16	G	CR	900	180	30	250	400	90	発明例
17	H	CR	890	200	25	90	380	520	発明例
18	I	CR	900	200	20	260	400	100	発明例
19	I	GA	890	180	50	250	400	60	発明例
20	J	CR	900	200	20	250	370	90	発明例
21	K	CR	900	200	40	250	400	90	発明例
22	L	CR	900	400	30	250	400	200	発明例
23	M	CR	920	200	20	250	400	180	発明例
24	N	CR	900	200	20	250	400	100	発明例
25	O	CR	900	250	20	240	400	100	発明例
26	P	CR	900	180	20	210	400	300	発明例
27	Q	CR	910	180	30	250	420	120	発明例
28	R	CR	900	180	30	200	400	100	発明例
29	S	CR	900	180	30	230	400	100	発明例
30	T	CR	920	200	30	250	400	120	発明例
31	U	CR	900	200	13	250	400	100	比較例
32	V	CR	900	200	20	250	400	100	比較例
33	W	CR	900	200	40	300	400	60	比較例
34	X	CR	900	200	15	200	400	60	比較例

*1 下線は適正範囲外を示す。

*2 CR:めっきなし(冷延鋼板) GI:溶融亜鉛めっき鋼板 GA:合金化溶融亜鉛めっき

【0071】

かくして得られた鋼板の諸特性を以下の方法で評価した。

各鋼板から試料を切り出し研磨して、圧延方向に平行な面を走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて3000倍で10視野組織観察して、各相の面積率を測定し、各結晶粒の相構造を同定した。

【0072】

残留オーステナイト量は、鋼板を板厚方向に板厚の1/4まで研削・研磨し、X線回折強度測定により求めた。入射X線には、Co-Kを用い、フェライトの(200)、(211)、(220)各面の回折強度に対するオーステナイトの(200)、(220)、(311)各面の強度比から残留オーステナイト量を計算した。

【0073】

残留オーステナイト中の平均C量は、X線回折強度測定でのオーステナイトの(200)、(220)、(311)各面の強度ピークから格子定数を求め、次の計算式から残留オース

10

20

30

40

50

テナイト中の平均C量(質量%)を求めた。

$$a_0 = 0.3580 + 0.0033 \times [C\%] + 0.00095 \times [Mn\%] \\ + 0.0056 \times [Al\%] + 0.022 \times [N\%]$$

ただし、 a_0 ：格子定数(nm)、 $[X\%]$ ：元素Xの質量%。なお、C以外の元素の質量%は、鋼板全体に対する質量%とした。

【0074】

引張試験は、鋼板の圧延方向に対して垂直な方向から採取したJIS5号試験片を用いて、JIS Z 2241に準拠して行った。TS(引張強さ)、TEL(全伸び)を測定し、強度と全伸びの積(TS×TEL)を算出して、強度と加工性(延性)のバランスを評価した。なお、本発明では、TS×TEL 20000(MPa・%)の場合を良好とした。

10

【0075】

伸びフランジ性は、日本鉄鋼連盟規格JFST1001に準拠して評価した。得られた各鋼板を100mm×100mmに切断後、クリアランスを板厚の12%で直径：10mmの穴を打ち抜いた後、内径：75mmのダイスを用いて、しわ押さえ力：88.2kNで押さえた状態で、60°円錐のポンチを穴に押し込んで亀裂発生限界における穴直径を測定し、(1)の式から、限界穴拡げ率(%)を求めた。

$$\text{限界穴拡げ率}(\%) = \{(D_f - D_0) / D_0\} \times 100 \cdots (1)$$

ただし、 D_f は亀裂発生時の穴径(mm)、 D_0 は初期穴径(mm)とする。

このようにして測定したを用いて強度と限界穴拡げ率の積(TS×)を算出して、強度と伸びフランジ性のバランスを評価した。

20

なお、本発明では、TS× 25000(MPa・%)の場合、伸びフランジ性を良好とした。

【0076】

また、鋼板組織中で最も硬質な組織の硬さを次に述べる方法で判断した。すなわち、組織観察の結果、焼入れままマルテンサイトが観察される場合は、これら焼入れままマルテンサイトを、超マイクロビッカースにて、荷重：0.02Nで10点測定し、それらの平均値を鋼板組織中で最も硬質な組織の硬さとした。なお、焼入れままマルテンサイトが認められない場合は、前述のように、焼戻しマルテンサイト、上部ベイナイトあるいは下部ベイナイトのいずれかの組織が、本発明の鋼板において最も硬質な相となる。これらの最も硬質な相は本発明の鋼板の場合、HV 800となる相であった。

30

更に、各鋼板から切り出した試験片を、10000~30000倍の範囲でSEM観察したところ、本発明の鋼板では、焼戻しマルテンサイト中に5nm以上0.5μm以下の鉄系炭化物が1mm²あたり5×10⁴個以上析出していることが確認された。

【0077】

以上の評価結果を表3に示す。

【0078】

【表 3】

試料 No.	鋼種	鋼板組織全体に対する面積率(%)										残留γ中平均C量(質量%)	TS (MPa)	TEL (%)	λ (%)	TS×TEL (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)	備考
		αb*2	M*2	tM*2	α*2	γ*2*3	残部	αb+M+γ	tM/M (%)									
1	A	5	2	0	61	3	29	10	0	0	0	0	821	23	39	18883	32019	比較例
2	A	49	32	3	2	17	0	98	9	0	0	0	1201	20	20	23972	24020	比較例
3	A	0	99	99	0	1	0	100	100	0	0	0	1805	7	29	12635	52345	比較例
4	A	78	10	7	3	9	0	97	70	0	0	0	1382	15	44	20730	60808	発明例
5	B	10	58	6	22	10	0	78	10	0	0	0	1388	13	4	17784	5472	比較例
6	B	72	15	8	2	11	0	98	53	0	0	0	1371	16	37	21936	50727	発明例
7	C	34	48	2	3	15	0	97	4	0	0	0	1499	20	2	29980	2998	比較例
8	C	58	30	20	1	11	0	99	67	0	0	0	1474	17	40	25058	58960	発明例
9	C	45	43	33	0	12	0	100	77	0	0	0	1464	18	42	26352	61488	発明例
10	D	67	20	15	0	13	0	100	75	0	0	0	1404	20	31	28080	43524	比較例
11	E	14	82	5	0	4	0	100	6	0	0	0	2234	8	2	17872	4468	比較例
12	E	54	25	10	0	21	0	100	40	0	0	0	1477	22	18	32494	26586	発明例
13	E	56	30	21	0	14	0	100	70	0	0	0	1634	15	22	24510	35948	発明例
14	F	42	48	21	0	10	0	100	44	0	0	0	1630	16	19	26080	30970	発明例
15	F	50	38	15	0	12	0	100	39	0	0	0	1556	15	18	23340	28008	発明例
16	G	49	43	12	0	8	0	100	28	0	0	0	1201	19	24	22819	28824	発明例
17	H	17	77	65	0	6	0	100	84	0	0	0	1882	11	17	20482	31654	発明例
18	I	40	50	20	0	10	0	100	40	0	0	0	1462	15	21	21930	30702	発明例
19	I	37	55	18	0	8	0	100	33	0	0	0	1410	15	19	21150	26790	発明例
20	J	18	72	60	2	8	0	98	83	0	0	0	1782	13	17	22906	29954	発明例
21	K	22	68	50	0	10	0	100	74	0	0	0	1605	14	18	22470	28890	発明例
22	L	20	70	48	0	10	0	100	69	0	0	0	1850	11	15	20350	27750	発明例
23	M	35	57	42	0	8	0	100	74	0	0	0	1294	18	22	23292	28488	発明例
24	N	32	58	40	0	10	0	100	69	0	0	0	1027	25	40	25675	41080	発明例
25	O	34	56	42	0	10	0	100	75	0	0	0	1258	21	30	26418	37740	発明例
26	P	32	54	35	0	14	0	100	65	0	0	0	1755	15	19	26325	33345	発明例
27	Q	42	43	31	0	15	0	100	72	0	0	0	1572	16	22	25152	34584	発明例
28	R	21	69	51	0	10	0	100	74	0	0	0	1472	15	39	22080	57408	発明例
29	S	58	30	18	0	12	0	100	60	0	0	0	1432	18	30	25776	42960	発明例
30	T	40	48	25	0	12	0	100	52	0	0	0	1352	19	35	25688	47320	発明例
31	U	38	45	25	8	2	7	85	56	0	0	0	1156	12	25	13872	28900	比較例
32	V	42	52	28	3	3	0	97	54	0	0	0	1286	12	24	15432	30864	比較例
33	W	80	9	4	0	2	9	91	44	0	0	0	886	15	36	13290	31896	比較例
34	X	8	0	-	70	0	22	8	0	0	0	0	720	14	32	10080	23040	比較例

表3

*1 下線は適正範囲外を示す。
 *2 α_b: 上層ペイナイト中のベイニティックフェライト M: マルテンサイト tM: 焼戻しマルテンサイト α: ポリゴナルフェライト γ: 残留オーステナイト
 *3 X線回折強度測定により求めた残留オーステナイト量を鋼板組織全体に対する面積率とした。

【0079】

同表から明らかのように、本発明の鋼板はいずれも、引張強さが980MPa以上、かつTS×TELの値が20000MPa・%以上およびTS×λの値が25000MPa・%以上を満足することから、高強度と優れた加工性、とりわけ優れた伸びフランジ性を兼ね備えていることが確認できた。

【0080】

これに対し、試料No. 1は、第1温度域までの平均冷却速度が適正範囲外であることから、所望の鋼板組織が得られず、TS×λの値は25000MPa・%以上を満足し、伸びフランジ性に優れたものの、引張強さ(TS)が980MPaに達せず、TS×TELの値も20000MPa・%未満であった。試料No. 2、3および7は冷却停止温度:Tが第1温度域の範囲外であることから、所望の鋼板組織が得られず、引張強さ(TS)は980MPa以上を満足するものの、TS×TEL 20000MPa・%および

TS × 25000MPa・%のいずれかを満足しなかった。試料No. 5は、焼鈍温度がA₃変態点未満であることから、試料No. 11は、第2温度域の保持温度が適正範囲外であることから、所望の鋼板組織が得られず、引張強さ(TS) 980MPaを満足するものの、TS × T.EL 20000MPa・%およびTS × 25000MPa・%の両方を満足しなかった。試料No. 31~34は、成分組成が本発明の適正範囲外であることから、所望の鋼板組織が得られず、引張強さ(TS) 980MPa、TS × T.EL 20000MPa・%およびTS × 25000MPa・%のいずれか1つ以上を満足しなかった。

【0081】

(実施例2)

表4に示す鋼種a, b, c, d, eの鋼を溶製して得た鋳片を、1200 に加熱し、870 で仕上げ圧延した熱延鋼板を、650 で巻き取り、ついで熱延鋼板を酸洗後、65%の圧延率(圧下率)で冷間圧延し、板厚: 1.2mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を、表5に示す条件で熱処理を施した。更に、熱処理後の鋼板に圧延率(伸び率): 0.5%の調質圧延を施した。なお、表4中のA₃点は前記の式によって求めたものであり、表5中のMs点は、フォーマスタ試験により測定された各鋼種のマルテンサイト変態開始温度である。また、表5中、発明例1は第1温度域(冷却停止温度)をMs - 100 未満とした発明例であり、発明例2は第1温度域(冷却停止温度)をMs - 100 以上Ms未満とした発明例である。

【0082】

【表4】

表4

(質量%)

鋼種	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Si+Al	A ₃ 点 (°C)
a	0.413	2.03	1.51	0.038	0.012	0.0017	0.0025	2.07	838
b	0.417	1.99	2.02	0.044	0.010	0.0020	0.0029	2.03	820
c	0.522	1.85	1.48	0.040	0.011	0.0028	0.0043	1.89	815
d	0.314	2.55	2.03	0.041	0.011	0.0020	0.0028	2.59	862
e	0.613	1.55	1.54	0.042	0.012	0.0022	0.0026	1.59	788

【0083】

10

20

30

【 表 5 】

試料 No.	鋼種	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (s)	第1温度域までの 平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	第2温度域 での保持温度 (°C)	第2温度域 での保持時間 (s)	Ms (°C)	Ms-100°C (°C)	備考
35	a	880	280	15	240	400	90	275	175	発明例2
36	b	890	220	35	250	400	120	265	165	発明例2
37	b	900	180	30	140	400	90	265	165	発明例1
38	c	890	200	25	90	380	520	230	130	発明例1
39	d	920	150	35	250	400	90	290	190	発明例2
40	d	900	200	35	210	410	300	290	190	発明例2
41	d	900	180	35	150	400	500	290	190	発明例1
42	c	890	180	30	200	400	300	230	130	発明例2
43	e	880	400	30	200	400	300	225	125	発明例2

表5

かくして得られた鋼板の組織、残留オーステナイト中の平均C量、TS（引張強さ）、TEL（全伸び）、伸びフランジ性を実施例1と同様の方法で評価した。

また、各鋼板から切り出した試験片を、10000～30000倍の範囲でSEM観察し、焼戻しマルテンサイト中の鉄系炭化物の生成状況を確認した。以上の評価結果を表6および表7に示す。

【0085】

【表6】

試料 No.	鋼種	α b	M	tM	α	γ	残部	α b+M+ γ	tM/M (%)	残留 γ 中 のC量 (質量%)	tM中の 鉄系炭化物 (個/mm ²)	備考
35	a	67	20	15	0	13	0	100	75	1.18	1×10^6	発明例2
36	b	54	25	10	0	21	0	100	40	1.00	2×10^6	発明例2
37	b	56	30	21	0	14	0	100	70	0.96	1×10^6	発明例1
38	c	17	77	65	0	6	0	100	84	1.03	3×10^6	発明例1
39	d	55	30	18	0	15	0	100	60	0.87	4×10^5	発明例2
40	d	52	36	24	0	12	0	100	67	0.91	5×10^5	発明例2
41	d	43	47	38	0	10	0	100	81	0.87	8×10^5	発明例1
42	c	45	38	35	0	17	0	100	92	1.19	3×10^6	発明例2
43	e	55	25	24	0	20	0	100	96	1.40	5×10^6	発明例2

α b: 上部ベイナイト中のベイニティックフェライト M: マルテンサイト tM: 焼戻しマルテンサイト α : ポリゴナルフェライト γ : 残留オーステナイト
鉄系炭化物の粒径: 5nm以上0.5 μ m以下

【表 7】
表7

試料 No.	鋼種	TS (MPa)	T.EL (%)	λ (%)	TS×T.EL (MPa・%)	TS× λ (MPa・%)	備考
35	a	1404	20	31	28080	43524	発明例2
36	b	1477	22	18	32494	26586	発明例2
37	b	1634	15	22	24510	35948	発明例1
38	c	1862	11	17	20482	31654	発明例1
39	d	1423	20	34	28460	48382	発明例2
40	d	1483	17	39	25211	57837	発明例2
41	d	1546	14	42	21644	64932	発明例1
42	c	1567	18	17	28206	26639	発明例2
43	e	1530	18	17	27540	26010	発明例2

10

【 0 0 8 7 】

表 6 および表 7 に示す鋼板は何れも本発明に該当し、引張強さが 9 8 0 M P a 以上、かつ T S × T . E L の値が 2 0 0 0 0 M P a ・ % 以上および T S × の値が 2 5 0 0 0 M P a ・ % 以上を満足することから、高強度と優れた加工性、とりわけ優れた伸びフランジ性を兼ね備えていることが確認できた。更に、第 1 温度域（冷却停止温度）を M s - 1 0 0 以上 M s 未満とした試料 N o . 3 5 , 3 6 , 3 9 , 4 0 , 4 2 , 4 3 （発明例 2 ）では、第 1 温度域（冷却停止温度）を M s - 1 0 0 未満とした試料 N o . 3 7 , 3 8 , 4 1 （発明例 1 ）よりも伸びフランジ性は多少劣るものの、T S × T . E L の値が 2 5 0 0 0 M P a ・ % 以上となり、強度と延性のバランスが極めて良好であることが確認できた。

20

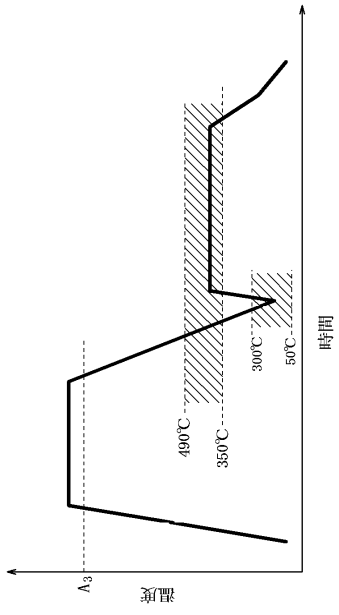
【産業上の利用可能性】

【 0 0 8 8 】

本発明に従い、鋼板中の C 量を 0 . 1 7 % 以上と C 含有量を多くした上で、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイトおよび上部ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率、残留オーステナイト量、並びに、残留オーステナイト中の平均 C 量を規定することにより、加工性、とりわけ延性と伸びフランジ性に優れ、しかも引張強さ（T S）が 9 8 0 M P a 以上の高強度鋼板を得ることができる。

30

【 図 1 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 3 C 2/40 (2006.01) C 2 3 C 2/02
C 2 3 C 2/06
C 2 3 C 2/40

(72)発明者 船川 義正
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 田中 靖
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開2002-302734(JP,A)
特開2005-336526(JP,A)
特開2004-308002(JP,A)
特開2005-200690(JP,A)
特開2009-209450(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8
C 2 3 C 2 / 0 0 - 2 / 4 0