

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4265153号  
(P4265153)

(45) 発行日 平成21年5月20日(2009.5.20)

(24) 登録日 平成21年2月27日(2009.2.27)

(51) Int.Cl.

F 1

C 2 2 C 3 8/0 0	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/0 0	3 O 1 U
C 2 1 D 9/4 6	(2006.01)	C 2 1 D 9/4 6	F
C 2 2 C 3 8/0 6	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/0 6	
C 2 2 C 3 8/1 4	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/1 4	

請求項の数 5 (全 16 頁)

(21) 出願番号

特願2002-173669 (P2002-173669)

(22) 出願日

平成14年6月14日 (2002.6.14)

(65) 公開番号

特開2004-18912 (P2004-18912A)

(43) 公開日

平成16年1月22日 (2004.1.22)

審査請求日

平成16年8月26日 (2004.8.26)

(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 100105968

弁理士 落合 憲一郎

(74) 代理人 100130834

弁理士 森 和弘

(72) 発明者 長谷川 浩平

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(72) 発明者 松田 広志

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板およびその製造方法

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

m a s s %で、C : 0 . 0 7 0 ~ 0 . 1 0 %、Si : 0 . 5 ~ 1 . 5 %、Mn : 1 . 8 ~ 3 %、P : 0 . 0 2 %以下、S : 0 . 0 1 %以下、S o l . A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、N : 0 . 0 0 5 %以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる成分組成を有し、鋼板の金属組織が、フェライト、マルテンサイト相の二相組織（ただし、ベイナイト相及びオーステナイト相は各々2%未満であり、あるいはさらに、不可避的なセメンタイト相、A l N、M n Sを含む）からなり、かつ引張強度：9 8 0 M P a以上、1 1 8 0 M P a未満であることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

## 【請求項 2】

さらに、m a s s %で、Ti : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、Nb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1に記載の伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

## 【請求項 3】

マルテンサイト相の体積率が45~60%であることを特徴とする請求項1または2に記載の伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

## 【請求項 4】

請求項1または2に記載の成分よりなる鋼を溶製し、熱間圧延、冷間圧延により所望の板厚のストリップとし、次いでこのストリップを750~870℃に加熱し、この温度範囲で10sec以上保持した後、550~750℃まで冷却し、引き続き、100℃/sec

c を超える冷却速度で 300 以下まで冷却することにより引張強度 : 980 MPa 以上、1180 MPa 未満の鋼板を得ることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

**【請求項 5】**

請求項 1 または 2 に記載の成分よりなる鋼を溶製し、熱間圧延、冷間圧延により所望の板厚のストリップとし、このストリップを 750 ~ 870 に加熱し、この温度範囲で 10 sec 以上保持した後、550 ~ 750 の範囲内でかつオ - ステナイト相の体積率が 45 ~ 60 % となる温度まで 20 / sec 以下の冷却速度で冷却し、引き続き、100 / sec を超える冷却速度で 300 以下まで冷却することによりフェライトと体積率が 45 ~ 60 % のマルテンサイト相の二相組織（ただし、ベイナイト相及びオーステナイト相は各々 2 % 未満であり、あるいはさらに、不可避的なセメンタイト相、AIN、MnS を含む）からなる金属組織であり、かつ引張強度が 980 MPa 以上、1180 MPa 未満の鋼板を得ることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。10

**【発明の詳細な説明】**

**【0001】**

**【発明の属する技術分野】**

本発明は、引張強度 980 MPa 以上を必要とされる自動車構造部材、補強部材、その他あらゆる機械構造部品等に使用可能な高張力冷延鋼板およびその製造方法に関する。20

**【0002】**

**【従来の技術】**

例えば、自動車部品は、軽量化による燃費向上と乗員の保護という相反する特性を満足させるため、高強度化が要求されている。このような高強度化が要求される材料として高張力鋼板が用いられる。高張力鋼板は軟質鋼板と比較して比較的高強度であるが、伸びおよび伸びフランジ性が劣るために、プレス成形など成形加工が困難である。ここで、伸びフランジ性とは、薄板のプレス成形におけるプランク端面の割れ不良の起こりにくさを示す材料特性で、特に高張力鋼板のプレス成形では製品不良の原因となる場合が多い。また、伸びフランジ性は、鉄鋼連盟規格 JFST 1001 - 1996 に定められた穴抜け試験で評価される。

このような背景の中、従来から高張力鋼板の伸びフランジ性改善に関する研究はいくつか実施されている。30

特公平 7 - 59726 号公報、特開 2001 - 226741 号公報、特開平 10 - 60593 号公報および特開平 9 - 263838 号公報には、例えば、特開平 9 - 263838 号公報では、冷延鋼板の焼鈍時に均熱温度から徐冷することにより、フェライト中に均一に分散した第 2 相組織を得て、その後に続く冷却速度とその停止温度および過時効温度を管理することにより、フェライト相と均一に分散したベイナイト相を主とする第 2 相を生成させ、高強度で伸びフランジ性に優れた冷延鋼板を得るといったように、鋼成分と製造条件を適正範囲とし、金属組織を規定することにより、伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板及びその製造方法が開示されている。

特開 2001 - 355044 号公報には、フェライトの強度を高くすることにより異相間の強度差に起因する穴抜け性の劣化を防止し、鋼組織中に所要量の残留オーステナイトを存在させることにより穴抜け性と成形性を両立させる、残留オーステナイト 2 ~ 20 % の金属組織からなる高強度鋼板が開示されている。40

特開平 11 - 350038 号公報には、特定の鋼成分と製造条件の組み合わせにより、980 MPa 級高張力鋼板であって、且つ延性と伸びフランジ成形性がともに優れた複合組織型高張力鋼板を得る方法が開示されている。

特開平 9 - 41040 号公報には、冷間圧延をした後、焼鈍を 2 相域で行い、650 からパ - ライト変態の停止温度までの範囲の温度で 10 秒以上滞在するように冷却すると共に、上記パ - ライト変態の停止温度から 450 までの範囲の温度での滞在時間を 5 秒以下となるように冷却することによって、伸びフランジ性に優れる高強度冷延鋼板を得る方50

法が開示されている。

以上は、高張力鋼板の伸びフランジ性改善に関する従来技術である。他に、伸びフランジ性に関しては明示されていないが、成形性などの向上を目的とした高強度鋼板またはその製造技術がいくつか開示されている。次に、これらの技術を説明する。

特公昭58-55219号公報及び特許2545316号公報には、化学成分範囲のより厳格な規定と特定の水焼入焼戻（特公昭58-55219号公報）あるいは特定の熱延および冷延後の連続焼鈍（特許2545316号公報）とを併用することにより、高強度冷延鋼板を製造する方法が開示されている。

特公平7-68583号公報には、鋼のC、Si、Mnの含有量を制限するとともに、熱間圧延前の再加熱条件を限定し、さらに冷間圧延後の焼鈍を特定の均熱条件および雰囲気での連続焼鈍とすることにより、機械的特性、スポット溶接性および化成処理性の優れた2相組織鋼の高張力冷延鋼板を製造する方法が開示されている。10

特公平8-30212号公報には、特性成分の鋼を熱延板において組織を均一微細化し、かつバンド組織をなくし、続く連続焼鈍でフェライトとマルテンサイトが均一微細に分布した組織とすることにより、高延性とともに良好な曲げ性を有する超高強度冷延鋼板を製造する方法が開示されている。

特公平5-57332号公報には、比較的多量のMnを含有し且つSiを含む鋼をA c 3点以上のオ-ステナイト単相域で加熱し、その冷却過程でフェライトとマルテンサイトなどの低温変態相を生成させ複合組織を得ることによって表面性状と曲げ加工性に優れ降伏比が0.65以下の低降伏比型冷延高張力鋼板を製造する方法が開示されている。20

特公平1-35051号公報及び特公平1-35052号公報には、水焼入れ開始温度及び過時効処理温度を制御・調整すると共に、再結晶加熱温度を制御し、再加熱時のオ-ステナイト相体積率を所定の範囲に規制することにより、延性の優れた高強度の冷延鋼板を製造する方法が開示されている。

特公平7-74412号公報及び特公平3-68927号公報では、例えば、特公平7-74412号公報には、通常の冷間圧延後、焼鈍工程における高温域での焼鈍を行うことによって、C量の濃化を少なくして、オ-ステナイトとして残る量を5%以下にすることにより、加工性（曲げ性）、絞り加工性および耐置き割れ性の優れた高強度薄鋼板を製造するといったように、製造条件を制限することにより加工性に優れた高強度冷延鋼板を製造する方法が開示されている。30

#### 【0003】

##### 【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上記従来技術には以下の問題点がある。

#### 【0004】

特公平7-59726号公報の技術では、350以上の高温での過時効処理が必須のため、この過時効処理により不可避的に発生する材料の引張強度の低下を補償するため、強化元素であるCを多量に添加（実施例では、引張強度980MPa以上の特性を出すためにはC0.17%以上添加、実施例表1発明鋼9、10、13）しなければならない。そのため、自動車用鋼板は、ほとんどの場合、プレス成形などで成形後スポット溶接により組み立てられるため、鋼中C量が多い上記鋼板を用いた場合、スポット溶接部の韌性が劣化し、接合強度が低下してしまう。また、過時効処理温度が高いため、製造におけるエネルギーコストおよび生産性が低下する。さらに、例えば、実施例では、得られている伸びフランジ性の達成レベルは、引張強度980MPa以上の時、穴抜け率が56%（実施例第1表発明鋼9）と低く、伸びフランジ性は不充分である。40

#### 【0005】

特開2001-226741号公報の技術は、ベイナイトを主相とした金属組織であり、このベイナイト相を生成するには、連続焼鈍工程で均熱保持後にオ-ステンバ-熱処理が必須である。しかし上記熱処理は、温度履歴により鋼板特性がばらつきやすいという工業的な問題がある。また、Si量が0.05~0.50%のため、延性が不充分である。

#### 【0006】

10

20

30

40

50

特開2001-355044号公報の技術は、残留オーステナイトを2~20%含む金属組織である。オーステナイトを残留させるためには、ベイナイト生成が必須であり、ベイナイト生成により強度が低下する。実施例に示されている鋼板の強度も600~800 MPaと強度レベルは低く、引張強度は不充分である。さらに、強度を上げるためにC、Si、Mn量を多量に添加する必要があるが、C、Si、Mn量を多量に添加することにより、溶接性などが劣化する。

#### 【0007】

特開平11-350038号公報の技術では、C量が0.10~0.15%と高いため、伸びフランジ性が劣る上に、スポット溶接部の韌性が劣化し、接合強度が低下してしまう。

10

#### 【0008】

特開平9-41040号公報の技術は、金属組織がフェライト、パーライト相であるため、また、特開平9-263838号公報の技術は、金属組織がフェライト、ベイナイト相であるため、強度が低い。実施例に示されている鋼板の強度も45~67 kg/mm<sup>2</sup>(特開平9-41040号公報)、431~683 MPa(特開平9-263838号公報)と強度レベルは低く、引張強度は不充分である。さらに、強度を上げるためにC、Si、Mn量を多量に添加する必要があるが、C、Si、Mn量を多量に添加することにより、溶接性などが劣化する。。

#### 【0009】

特開平10-60593号公報、特公昭58-55219号公報、特公平7-68583号公報及び特許2545316号公報には、引張強度が371~668 MPa(特開平10-60593号公報)47~66 kg/mm<sup>2</sup>(特公昭58-55219号公報)、48~68 kg/mm<sup>2</sup>(特公平7-68583号公報)の鋼板が実施例に開示されているが、引張強度980 MPa以上の鋼は示されておらず、目的とする引張強度のレベルが低く、引張強度が不充分である。

20

#### 【0010】

特公平1-35051号公報、特公平1-35052号公報、特公平3-68927号公報、特公平8-30212号公報及び特公平7-74412号公報の技術では、製品特性として延性に着目しているが、例えば、実施例において、伸びフランジ性の評価結果については何ら示されていない等、伸びフランジ性に関しては全く考慮されていない。

30

#### 【0011】

特公平5-57332号公報の技術では、伸びフランジ性に関しては全く考慮されていない。また、製造する材料の引張強度は60~90 kg/mm<sup>2</sup>を目的としており、引張強度は不充分である。

#### 【0012】

以上のように、従来技術の高張力鋼板は、伸びフランジ性が全く考慮されておらずその結果、伸びフランジ性が極めて劣る鋼板であるか、考慮されていたとしても、伸びフランジ性は十分でなく、またC含有量が高いためスポット溶接性の改善を必要とするなどの問題点があった。

#### 【0013】

本発明はこのような事情に鑑みなされたものであり、引張強度が980 MPa以上、1180 MPa未満の伸びおよび伸びフランジ性に優れた超高張力冷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。特に伸びフランジ性に関しては、鉄連規格に定められた穴抜け試験において60%以上の極めて高いレベルの材質を安定して達成することとする。

40

#### 【0014】

##### 【課題を解決するための手段】

まず、鋼板の金属組織としては、実質的にフェライト、マルテンサイト相の二相組織とする。上記二相組織を金属組織とした高張力鋼板は高強度であるが、従来は伸びフランジ性が低く、その改善が求められていた。

50

そこで、本発明者らはさらに鋭意研究した結果、スポット溶接性、化成処理性、コストを配慮した上で高強度を得るために低合金設計とすること、かつC量を低くすることにより伸びフランジ性を高めることに着目し、上記二相組織を金属組織とした高張力鋼板の鋼中化学成分を特定の範囲に制御した。すなわち、C : 0.070 ~ 0.10%、Si : 0.5 ~ 1.5%、Mn : 1.8 ~ 3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、So1.A1 : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.005%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物とし、引張強度を980 MPa以上、1180 MPa未満とすることで、極めて伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板が得られることを見出した。さらに、Ti、Nbから選択された元素を添加することにより、伸びおよび伸びフランジ性がより一層向上することを見出した。

10

また、上記化学成分を必須として、金属組織をマルテンサイト相の体積率：45 ~ 60%で、残部が実質的にフェライト相とすることで、引張強度が980 MPa以上、1180 MPa未満で、さらに優れた伸びおよび伸びフランジ性を有する高張力冷延鋼板が得られるこ<sup>20</sup>とを見出した。

#### 【0015】

本発明は上記のような知見に基づいてなされたものであり、以下の構成を有する。

#### 【0016】

[1] mass %で、C : 0.070 ~ 0.10%、Si : 0.5 ~ 1.5%、Mn : 1.8 ~ 3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、So1.A1 : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.005%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる成分組成を有し、鋼板の金属組織が、フェライト、マルテンサイト相の二相組織（ただし、ベイナイト相及びオーステナイト相は各々2%未満であり、あるいはさらに、不可避的なセメンタイト相、AIN、MnSを含む）からなり、かつ引張強度：980 MPa以上、1180 MPa未満であることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

20

#### 【0018】

[2] 上記[1]において、さらに、mass %で、Ti : 0.001 ~ 0.05%、Nb : 0.001 ~ 0.05%の1種または2種を含有することを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

30

#### 【0019】

[3] 上記[1]または[2]において、マルテンサイト相の体積率が45 ~ 60%であることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板。

#### 【0020】

[4] 上記[1]または[2]に記載の成分よりなる鋼を溶製し、熱間圧延、冷間圧延により所望の板厚のストリップとし、次いでこのストリップを750 ~ 870に加熱し、この温度範囲で10sec以上保持した後、550 ~ 750まで冷却し、引き続き、100 / secを超える冷却速度で300以下まで冷却することにより引張強度：980 MPa以上、1180 MPa未満の鋼板を得ることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

40

#### 【0021】

[5] 上記[1]または[2]に記載の成分よりなる鋼を溶製し、熱間圧延、冷間圧延により所望の板厚のストリップとし、このストリップを750 ~ 870に加熱し、この温度範囲で10sec以上保持した後、550 ~ 750の範囲内でかつオーステナイト相の体積率が45 ~ 60%となる温度まで20 / sec以下の冷却速度で冷却し、引き続き、100 / secを超える冷却速度で300以下まで冷却することによりフェライトと体積率が45 ~ 60%のマルテンサイト相の二相組織（ただし、ベイナイト相及びオーステナイト相は各々2%未満であり、あるいはさらに、不可避的なセメンタイト相、AIN、MnSを含む）からなる金属組織であり、かつ引張強度が980 MPa以上、1180 MPa未満の鋼板を得ることを特徴とする伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

50

## 【0022】

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%はすべてmass%である。

## 【0023】

## 【発明の実施の形態】

以下に本発明の詳細をその限定理由と合わせて説明する。

## 【0024】

まず、本発明鋼の化学成分の限定理由について説明する。

## 【0025】

C : 0.070 ~ 0.10%

Cは鋼板の引張強度を支配し、焼き入れ組織であるマルテンサイトを強化するために重要な元素である。C量が0.070%未満では本発明の目的とする引張強度上昇の効果が不十分となる。一方、C量が0.10%を超えると伸びフランジ性が著しく劣化し、スポット溶接における十字引張試験において溶接部が破断するため、接合強度が著しく低下する。

## 【0026】

Si : 0.5 ~ 1.5%

Siはフェライト、マルテンサイトの2相組織鋼の延性を高めるために有効である。Si量が0.5%未満ではその効果が十分でない。一方、Si量が1.5%を超えると熱延工程で鋼板表面にSi酸化物を多量に形成し、表面欠陥が発生するため、1.5%以下である必要がある。さらに、化成処理性の観点から、Si量は1.0%以下であることが望ましい。

## 【0027】

Mn : 1.8 ~ 3%

Mnは連続焼鈍の冷却工程でのフェライト生成を抑制するために重要な元素である。Mn量が1.8%未満ではその効果が十分でなく、3%を超えると例えば連続鋳造工程でスラブ割れが発生するため、Mn量は1.8 ~ 3%とする。連続焼鈍工程における製造安定性を向上させるためには、Mn量は、2.0 ~ 2.5%であることが望ましい。

## 【0028】

P : 0.02%以下

Pは本発明鋼中では不純物であり、スポット溶接性を劣化させるためにできるだけ製鋼工程で除去することが望ましい。P量が0.02%を超えるとスポット溶接性の劣化が顕著となるため、P量は0.02%以下とする。

## 【0029】

S : 0.01%以下

Sは本発明鋼中では不純物であり、スポット溶接性および曲げ加工性を劣化させるため、できるだけ製鋼工程で除去することが望ましい。S量が0.01%を超えるとスポット溶接性の劣化が顕著となるため、S量は0.01%以下とする。

## 【0030】

So1.A1 : 0.01 ~ 0.1%

A1は脱酸およびNをA1Nとして析出させるために添加される。So1.A1量が0.01%未満では脱酸及びA1N析出の効果が十分でない。一方、So1.A1量が0.1%を超えるとA1添加の効果が飽和し不経済となる。

## 【0031】

N : 0.005%以下

Nは鋼中に含有される不純物であり、鋼板の成形性を劣化させるので、可能な限り製鋼工程で除去、低減することが望ましい。しかしながら、Nを必要以上に低減すると精錬コストが上昇するので、N量は実質的に無害となる0.005%以下とする。

## 【0032】

次に選択添加元素について説明する。

## 【0034】

10

20

30

40

50

T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %の1種または2種  
 T i、N bは、铸造、热延工程で鋼中に炭化物、窒化物を形成し、結晶粒径の粗大化を抑制することで、伸びフランジ性を向上させる効果がある。いずれの添加元素も、0 . 0 0 1 %未満では伸びフランジ性の向上効果が十分でない。一方、いずれの添加元素も、0 . 0 5 %を超えると過度な析出強化によって延性が劣化する。以上より、T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %の1種または2種を添加することが好ましい。

### 【0035】

次に金属組織について説明する。

本発明は、鋼板の金属組織としては、実質的にフェライト、マルテンサイト相の二相組織とする。ただし、前記2相以外に、鉄を主構成元素とする相、すなわち、ベイナイト相、オーステナイト相は金属組織中に含まれないことが望ましいが、それぞれ体積率で2%未満であれば、実質的に無害であるので含まれてもよい。またFeを含有する化合物相、すなわち、セメンタイト相などはフェライト相中、マルテンサイト相中、フェライト相およびマルテンサイト相の界面に含まれてもよい。したがって、本発明において、実質的にフェライト、マルテンサイト相の二相組織とは、ベイナイト相、オーステナイト相が各々2%を未満であれば含まれていてもよく、また、セメンタイト相が各相の界面に含まれてもよいという意味である。また、AlN、MnSなど添加元素、不純物元素に起因する化合物相は、添加元素、不純物元素が本発明の化学成分範囲であれば、実質的に無害であるので、金属組織中に含まれてもよいものとする。

10

### 【0036】

本発明において、さらに効果を出すためには、マルテンサイト相の体積率は45~60%とするのが好ましい。マルテンサイト相の体積率が45%未満では、本発明の目的とする伸びフランジ性が劣化する。さらに曲げ性の効果を顕著するために、マルテンサイト相の体積率は50%以上がさらに好ましい。一方、マルテンサイト相の体積率が60%超えでは伸びが低下する。また、本発明鋼は、所望の強度が達成される範囲で適宜マルテンサイト相の焼き戻し処理を行ってよい。

20

次に製造条件について説明する。

### 【0037】

本発明においては、上記の成分によるスラブを溶製し、熱間圧延、冷間圧延により所望の板厚のストリップとし、次いでこのストリップを750~870℃に加熱し、この温度範囲で10sec以上保持した後、550~750℃まで冷却し、次いで、100℃/secを超える冷却速度で300℃以下まで冷却することにより、鋼板の金属組織が、実質的にフェライト、マルテンサイト相の二相組織からなり、かつ引張強度：980MPa以上、1180MPa未満である伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板を製造することができる。

30

### 【0038】

上記製造方法においては、まず、上記の成分によるスラブを連続铸造または造塊で溶製する。得られたスラブを冷却後再加熱するか、そのまま熱間圧延を行う。熱間圧延における最終圧延温度は、組織を微細化することによる伸びおよび伸びフランジ性を向上させるためAr3点以上870℃以下が望ましい。熱延板は冷却後巻き取る。巻き取り温度は組織を微細化することによる伸びおよび伸びフランジ性を向上させるため620℃以下が望ましい。次いで、冷間圧延し、所望の板厚とする。このときの冷間圧延率は組織微細化による伸びおよび伸びフランジ性の向上のため55%以上が望ましい。

40

次いで、上記により得られたストリップを連続焼鈍炉によって熱処理する。このときの加熱温度は750~870℃とする。加熱温度が750℃未満では十分なオーステナイトが生成せず、強度が十分得られない。一方870℃を超えるとオーステナイト単相化し、組織が粗大化するため伸びおよび伸びフランジ性が劣化する。保持時間は10sec以上とする。10sec未満ではオーステナイトが十分生成せず、十分な強度が得られない。

均熱保持後、550~750℃まで冷却する。均熱保持後550~750℃まで冷却（徐

50

冷)することにより、フェライトを適量生成して延性を向上させるとともに、強度の調整を行う。この時の冷却速度は、 $20 / \text{sec}$ を超えると製品の材質の安定性が劣化するため、 $20 / \text{sec}$ 以下であることが望ましい。この冷却終了温度が $550$ 未満ではフェライト体積率が高くなりすぎて強度が不足する。一方、冷却終了温度が $750$ 超えでは、次に行う急冷を $750$ 超えから行うことになり、 $750$ 超えから急冷を行うと延性が劣化するばかりか、ストリップの平坦性が劣化する可能性があるため、冷却終了温度は $750$ 以下とする。また、マルテンサイト相の体積率が $45\sim60\%$ で、残部が実質的にフェライト相からなる金属組織とするためには上記範囲において、成分系により、適宜調整する。特に、 $550\sim750$ の範囲内でオーステナイト相の体積率が $45\sim60\%$ となる温度まで $20 / \text{sec}$ 以下の冷却速度で冷却することが望ましい。

次いで、 $100 / \text{sec}$ を超える冷却速度で $300$ 以下まで冷却する。この冷却は冷却速度が $100 / \text{sec}$ 超えの急冷とする。冷却速度が $100 / \text{sec}$ 以下では焼き入れが不十分となり、強度が不足する。さらに、製品材質安定化のためには、 $500 / \text{sec}$ 以上の速度で冷却することが望ましい。また、この時の冷却(急冷)終了温度は $300$ 以下とする。冷却終了温度が $300$ を超えるとベイナイト相が生成するか、またはオーステナイトが残留し、伸びフランジ性を劣化させるためである。冷却停止温度は、製品材質を安定化するために $100$ 以下とすることが望ましい。

次いで、再加熱を行わず $5\sim20$ 分保持もしくは $150\sim390$ の温度範囲で再加熱行った後、 $5\sim20$ 分保持してもよい。この熱処理により、先の急冷で生成したマルテンサイトは焼き戻しされ、伸びおよび伸びフランジ性が向上する。なお、熱処理温度が $150$ 未満または熱処理時間が $5$ 分未満では、この効果が十分でない。一方、熱処理温度が $390$ 超えまたは熱処理時間が $20$ 分超えでは強度低下が顕著となり、 $980\text{ MPa}$ 以上の引張強度が得られないこともありうる。

#### 【0039】

さらに調質圧延を圧延率 $0.1\sim0.7\%$ の範囲で行うことが望ましい。調質圧延を行うことにより、降伏伸びをなくすことが可能となる。

#### 【0040】

なお、本発明鋼板は鋼板表面に電気めっき、溶融亜鉛めっきまたは固形潤滑材などを塗布してもよい。

#### 【0041】

#### 【実施例】

本発明の実施例について説明する。

#### 【0042】

#### (実施例1)

表1の成分を有する供試鋼を溶製後、鋳造し、加熱温度： $1250$ で板厚 $2.8\text{ mm}$ まで熱間圧延を行った。熱間圧延における最終パス出側温度は約 $860$ であった。引き続き、約 $20 / \text{sec}$ で冷却後、 $600$ で巻き取りを模擬し、1時間保持後炉冷した。次いで冷間圧延を行い、板厚 $1.2\text{ mm}$ とし、さらに連続焼鈍を模擬した熱処理を実施した。この連続焼鈍では、加熱速度は約 $20 / \text{sec}$ で $830$ まで加熱し $300\text{ sec}$ 保持した。次いで、約 $10 / \text{sec}$ で $700$ まで冷却し、引き続き、水温 $20$ の噴流水中で、水温まで急冷した。このときの冷却速度は約 $2000 / \text{sec}$ であった。次いで、 $300$ で $15$ 分間の焼き戻し処理を行い、冷却後、 $0.3\%$ の調質圧延を行い供試材を得た。

#### 【0043】

#### 【表1】

10

20

30

40

種別	鋼番号	化学成分(mass%)												
		C	Si	Mn	P	S	SolAl	N	B	Cr	Mo	Ti	Nb	V
比較例	1	0.065	1.1	2.3	0.012	0.004	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
本発明例	2	0.073	1.0	2.3	0.015	0.002	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
本発明例	3	0.095	1.4	2.1	0.010	0.003	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
比較例	4	0.112	0.8	2.0	0.006	0.001	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
比較例	5	0.134	0.9	1.3	0.008	0.007	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
比較例	6	0.081	0.03	2.1	0.014	0.006	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
比較例	7	0.068	0.9	1.5	0.012	0.003	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
比較例	8	0.078	1.2	3.6	0.010	0.002	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
参考例	9	0.083	0.9	1.9	0.010	0.001	0.030	0.003	0.0010	0.020	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001
本発明例	10	0.088	0.8	2.0	0.010	0.003	0.030	0.003	<0.0001	<0.001	0.02	0.02	0.02	<0.001

得られた供試材について、機械特性（引張特性）、伸びフランジ性を評価した。評価方法は以下の通りである。

【0045】

機械特性はJIS 5号試験片(JISZ2201)を圧延方向と直角方向から採取し、JISZ2241に準拠して試験した。

【0046】

伸びフランジ性の評価方法として、鉄鋼連盟規格(JFST1001-1996)に準拠した穴抜け試験を実施した。

【0047】

表2に評価結果を示す。

【0048】

【表2】

種別	鋼番号	マルテンサイト 体積率(%)	引張特性			穴拡げ率 $\lambda$ (%)
			YP(MPa)	引張強度TS(MPa)	伸び $\delta E$ (%)	
比較例	1	50	696	870	21.8	61
本発明例	2	55	808	1010	18.8	70
本発明例	3	51	816	1020	18.6	65
比較例	4	56	1000	1250	15.2	35
比較例	5	32	792	990	19.2	30
比較例	6	46	744	930	20.4	45
比較例	7	40	712	890	21.3	40
比較例	8	80	1024	1280	13.2	55
参考例	9	47	808	1010	18.8	73
本発明例	10	53	800	1000	19.0	71

## 【0049】

40

表2に示すように、本発明例においては、引張特性、伸びフランジ性が優れていることがわかる（ $1180\text{ MPa} > \text{引張強度 } 980\text{ MPa}$ 、伸び 18%、穴拡げ率 60%）。

## 【0050】

30

一方、比較例はいずれかの特性が劣る。鋼番号1の比較例は、C量が低いため引張強度が低い。鋼番号4の比較例はC量が高いため、引張強度が高く、伸びが低い上に、伸びフランジ性も劣る。鋼番号5の比較例は、C量が高く、Mn量が低いため、引張強度は適性であるが、伸びフランジ性が著しく劣る。鋼番号6の比較例は、Si量が低いため、引張強度が低く、伸びフランジ性が劣る。鋼番号7の比較例は、C量が低く、Mn量が低いため、引張強度が低く、伸びフランジ性も劣る。鋼番号8の比較例は、Mn量が高いため、強

20

10

度が高く、そのため、伸びが劣る。

【0051】

(実施例2)

表1に示す鋼2を用いて溶製後、鋳造し、加熱温度：1250で板厚2.8mmまで熱間圧延を行った。熱間圧延における最終パス出側温度は約860であった。引き続き、約20 / secで冷却後、600で巻き取りを模擬し、1時間保持後炉冷した。次いで冷間圧延を行い、板厚1.2mmとし、さらに連続焼鈍を模擬した熱処理を実施した。連続焼鈍模擬熱処理は表3に示す条件で行った。次いで、冷却後、0.3%の調質圧延を行い供試材を得た。

【0052】

【表3】

種別	符号	鋼番号	加熱温度 (°C)	保持時間 (sec)	徐冷冷却速度 (°C/sec)	急冷開始温度 (°C)	急冷冷却速度 (°C/sec)	急冷停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持時間 (min)
比較例	A	3	740	300	3.0	650	2000	40	-	-
本発明例	B	3	830	150	5.0	680	2000	40	-	-
比較例	C	3	890	200	5.7	720	2000	40	-	-
比較例	D	3	830	5	4.7	690	2000	40	-	-
比較例	E	3	830	270	1.7	780	2000	40	-	-
比較例	F	3	830	120	10.0	530	2000	40	-	-
本発明例	G	3	830	300	6.0	650	300	200	-	-
比較例	H	3	840	160	3.8	725	30	400	-	-
本発明例	I	3	850	60	5.7	680	2000	40	200	15
本発明例	J	3	830	150	5.0	680	2000	40	300	15

## 【 0 0 5 3 】

得られた供試材について、機械特性（引張特性）、伸びフランジ性を実施例1と同様の方法で評価した。

10

20

30

40

50

表4に評価結果を示す。

【0054】

【表4】

種別	符号	マルテンサイト 体積率(%)	引張特性			穴抜け率 $\lambda$ (%)
			YP(MPa)	引張強度TS(MPa)	伸びE(%)	
比較例	A	65	1024	1280	14.8	65
本発明例	B	55	840	1050	18.1	68
比較例	C	41	712	890	21.3	30
比較例	D	43	760	950	20.0	45
比較例	E	62	960	1200	14.0	71
比較例	F	24	576	720	26.4	50
本発明例	G	53	800	1000	19.0	61
比較例	H	20	616	770	24.7	42
本発明例	I	52	824	1030	18.4	62
本発明例	J	56	808	1010	18.8	68

10

20

30

40

【0055】

表4に示すように、本発明例においては引張特性、伸びフランジ性が優れていることがわかる（1180 MPa > 引張強度 980 MPa、伸び 18%、穴抜け率 60%）。

【0056】

一方、比較例はいずれかの特性が劣る。符号Aの比較例は、加熱温度が低すぎるため、引張強度が高く、伸びが劣る。符号Cの比較例は、加熱温度が高すぎるため、引張強度が低く、伸びフランジ性も劣る。これはマルテンサイトを主体とする金属組織が粗大化したためと考えられる。符号Dの比較例は、保持時間が短かすぎるため、引張強度が低く、伸びフランジ性も劣る。これは均熱保持中に十分オーステナイトが生成せず、焼き入れ後に十

50

分なマルテンサイト量が得られなかつたためと考えられる。符号 E の比較例は、急冷開始温度が高すぎるため、引張強度が高く、そのため伸びが低い。符号 F の比較例は、急冷開始温度が低すぎるため、引張強度が低く、伸びフランジ性も劣る。これは徐冷中にフェライトが生成し、焼き入れ後のマルテンサイトの体積率が減少したためと考えられる。符号 H の比較例は、急冷速度が低く急冷停止温度が高すぎるため、引張強度が低い上に、伸びフランジ性も劣る。

#### 【 0 0 5 7 】

#### 【発明の効果】

以上述べたように、本発明によれば、伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板を得ることができる。また、本発明により得られる高張力冷延鋼板は、引張強度が 980 MPa 以上 の成形性、すなわち伸び 18% 以上 および伸びフランジ性（穴拡げ率 60% 以上）と、自動車構造部材、補強部材、その他あらゆる機械構造部品を製造するに際して最適な特性を持ち合わせており、自動車構造部材、補強部材、その他あらゆる機械構造部品として好適である。さらに、例えば、自動車用鋼板として必要な特性：溶接性、化成処理性などあらゆる特性に優れた超高強度冷延鋼板を低成本で安定して製造することができ、産業上極めて有益である。

---

フロントページの続き

(72)発明者 鶴丸 英幸

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(72)発明者 河村 健二

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開2001-303186(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60

C21D 9/46- 9/48