

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3865477号

(P3865477)

(45) 発行日 平成19年1月10日(2007. 1. 10)

(24) 登録日 平成18年10月13日(2006. 10. 13)

(51) Int. Cl.

F I

C 2 1 D 9/46 (2006. 01)  
 C 2 1 D 8/02 (2006. 01)  
 C 2 2 C 38/00 (2006. 01)  
 C 2 2 C 38/06 (2006. 01)

C 2 1 D 9/46 F  
 C 2 1 D 8/02 A  
 C 2 2 C 38/00 3 O 1 U  
 C 2 2 C 38/06

請求項の数 2 (全 11 頁)

|           |                        |           |                     |
|-----------|------------------------|-----------|---------------------|
| (21) 出願番号 | 特願平9-227786            | (73) 特許権者 | 000004581           |
| (22) 出願日  | 平成9年8月25日(1997. 8. 25) |           | 日新製鋼株式会社            |
| (65) 公開番号 | 特開平11-61269            |           | 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号   |
| (43) 公開日  | 平成11年3月5日(1999. 3. 5)  | (74) 代理人  | 100084238           |
| 審査請求日     | 平成16年6月4日(2004. 6. 4)  |           | 弁理士 宮崎 新八郎          |
|           |                        | (72) 発明者  | 小林 雅之               |
|           |                        |           | 大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式 |
|           |                        |           | 会社 堺製造所内            |
|           |                        | (72) 発明者  | 柳生 晋吾               |
|           |                        |           | 大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式 |
|           |                        |           | 会社 堺製造所内            |
|           |                        | (72) 発明者  | 仲尾次 利弘              |
|           |                        |           | 大阪府堺市晴見台三丁目13番地2-50 |
|           |                        |           | 5                   |

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 強度・延性バランスにすぐれた高張力冷延鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%にて、

C : 0. 10 ~ 0. 30 %、

S i : 0. 20 % 以下、

M n : 0. 40 ~ 1. 50 %、

P : 0. 04 % 以下、

S : 0. 02 % 以下、

N : 0. 01 % 以下、

A l : 0. 02 ~ 0. 10 %、

残部は F e 及び不可避不純物からなる鋼を熱間圧延し、A r<sub>3</sub>点以上の温度域で熱間圧延を終了すると共に、板温450~700℃で熱延鋼板の巻取りを行い、脱スケール処理の後、圧延率40%以上の冷間圧延を行い、ついで連続焼鈍装置により、フェライトとオーステナイトの二相が共存する均熱温度780~830℃の焼鈍処理を施し、焼鈍温度からの冷却を、1~20℃/秒の冷却速度で行なうことにより、フェライトとパーライトおよびフェライト中に分散析出した微細Fe<sub>3</sub>C粒子からなる組織を形成することを特徴とする、引張強度：400N/mm<sup>2</sup>以上、引張強度×伸び値：16000(N/mm<sup>2</sup>・%)以上を有する強度・延性バランスにすぐれた高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】

溶融亜鉛めっきの母材鋼板用冷延鋼板である請求項1に記載の強度・延性バランスにす

ぐれた高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車、建材、産業機械等に使用される高張力冷延鋼板の製造方法に係り、高い引張強度と良好な強度・延性バランスを具備せしめるようにしたものである。

【0002】

【従来の技術】

自動車用鋼板の分野では、車体の軽量化・安全性向上等の要請に対し、内外装鋼板として高張力鋼板、高張力めっき鋼板の需要が高まっている。この用途に供される鋼板は、高張力のほか、所要形状に成形するためのプレス成形性にすぐれていること、まためっき鋼板として使用されるのが一般であるので、良好なめっき性を備えていることなども同時に要求される。

一般的に、高張力を得るための手段としては、

▲1▼C、Si、Mn、P等の固溶強化元素の増量による固溶強化、

▲2▼Nb、Ti、W等の炭化物析出強化元素の添加による析出強化、

▲3▼Ac<sub>1</sub>～Ac<sub>3</sub>点温度域（フェライト・オーステナイト二相域）からの急速冷却によりマルテンサイト変態を生起させ、フェライト・マルテンサイト二相組織を形成する変態組織強化、等の方法が用いられている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

上記▲1▼のC、Si、Mn、P等による固溶強化法は、鋼板の要求強度が高くなると共に、これらの元素添加量を増加する必要がある。しかるに、C、Mn、Pの増量は、鋼板の延性の低下、溶接性の悪化を招く。合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、Si、Mnの増量に伴うめっき濡れ性の低下、C、Mn、Pの増量による合金化処理性の低下をきたす。

また、▲2▼のNb、Ti、W等の炭化物形成元素による析出強化法は、これらの元素添加により鋼の再結晶温度が高くなるため、冷間圧延後の焼鈍処理を約850℃を超える高温処理としなければならず、熱エネルギーコストの大幅な上昇を免れない。しかも析出強化型鋼板は降伏強度が高く、プレス成形における寸法精度が他の高張力鋼板に比べて劣る。

【0004】

更に、▲3▼の変態組織強化を利用した強化法では、マルテンサイト変態を生起させるために、Mn、Cの多量添加、あるいは数十℃/秒以上の急速冷却が可能な設備を必要とする。また、この方法により強化される鋼板は、焼鈍温度および焼鈍後の冷却速度の変動による材質変化が大きく、従って焼鈍温度および冷却速度の厳密な制御管理が必要となり、設備・操業面での煩瑣とコスト負担の増大を余儀なくされる。

本発明は、従来の各種強化法に付随する難点を回避し、自動車用鋼板等として有用な強度および強度・延性バランスにすぐれ、良好なめっき性を有する高張力冷延鋼板の製造方法を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】

本発明の第1の高張力冷延鋼板の製造方法（請求項1）は、重量%にて、

C : 0.10～0.30%、

Si : 0.20%以下、

Mn : 0.40～1.50%、

P : 0.04%以下、

S : 0.02%以下、

N : 0.01%以下、

Al : 0.02～0.10%、

残部はFe及び不可避不純物からなる鋼を熱間圧延し、 $A_{r3}$ 点以上の温度域で熱間圧延を終了すると共に、板温 $450 \sim 700^{\circ}\text{C}$ で熱延鋼板の巻取りを行い、脱スケール処理の後、圧延率 $40\%$ 以上の冷間圧延を行い、ついで連続焼鈍装置により、フェライトとオーステナイトの二相が共存する均熱温度 $780 \sim 830^{\circ}\text{C}$ の焼鈍処理を施し、焼鈍温度からの冷却を、 $1 \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で行なうことにより、フェライトとパーライトおよびフェライト中に分散析出した微細 $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子からなる組織を形成することを特徴とする、引張強度： $400\text{ N/mm}^2$ 以上、引張強度 $\times$ 伸び値： $16000\text{ (N/mm}^2 \cdot \%)$ 以上を有する強度・延性バランスにすぐれた高張力冷延鋼板の製造方法である。

本発明の第2の高張力冷延鋼板の製造方法（請求項2）は、溶融亜鉛めっきの母材鋼板として使用される上記冷延鋼板の製造方法である。

10

#### 【0006】

鋼板を焼鈍処理すると、鋼板の強度は一般に焼鈍温度の上昇に伴って低下する。本発明の上記成分組成を有する冷延鋼板の焼鈍処理においても、その処理を $A_{c1}$ 点より低い温度域で行う場合は、一般的な焼鈍温度と鋼板強度の関係と同様に、処理温度の上昇に伴って鋼板の強度は低下する。ところが、 $A_{c1}$ 点（前記化学組成の範囲内では組成による変化は殆どなくほぼ一定（約 $720^{\circ}\text{C}$ ）である）を超える温度域においては、意外にも、焼鈍温度を高めると共に、製品鋼板の強度が上昇し、しかも強度上昇に伴う延性低下の少ない温度域が存在するのである。その温度域は $780 \sim 830^{\circ}\text{C}$ であり、この焼鈍加熱と同温度からの制御された冷却により、高強度と、良好な強度・延性バランスが実現される。その引張強度(TS)は $400\text{ N/mm}^2$ 以上であり、強度TS( $\text{N/mm}^2$ )と伸びEl(%)の積算値「TS $\times$ El値」( $\text{N/mm}^2 \cdot \%$ )は16000を超えるレベルを示す。

20

#### 【0007】

本発明の高張力冷延鋼板の高強度と強度・延性バランスは、焼鈍後の冷却過程のオーステナイト相からフェライト相への相変態において、生成するフェライト相中に $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子が極微細粒子として析出することによる分散強化の効果と考えられる。すなわち、前記化学組成を有する冷延鋼板は、 $A_{c1}$ 点より低い温度域では「フェライト+パーライト（フェライト+炭化物 $\text{Fe}_3\text{C}$ ）」の組織であり、 $A_{c1}$ 点以上の温度になると、炭化物 $\text{Fe}_3\text{C}$ が分解し、Cはオーステナイトに固溶してフェライトとオーステナイトの二相組織となる。更に温度を高めるとオーステナイトの単相組織となる。この二相ないし単相温度域から冷却（冷却速度： $1 \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ）すると、オーステナイト相は固溶限を超えるCを微細炭化物 $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子として分散析出しながらフェライト相に変態し、最終的に鋼組織は「フェライト+パーライト+微細分散析出 $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子」となり、その $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子の微細分散析出の効果として、高強度と良好な強度・延性バランスが実現されるものと推察される。

30

#### 【0008】

焼鈍温度を高めると共に、鋼組織に占めるオーステナイト相の比率は増大し、その効果として冷却過程のオーステナイト相から析出生成する微細 $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子量は増加する。焼鈍温度の下限を $780^{\circ}\text{C}$ に規定したのは、オーステナイト相から析出する微細 $\text{Fe}_3\text{C}$ 粒子の生成量を富化して高強度化を十分ならしめるためである。しかし、焼鈍温度を過度に高めると、鋼板の強度は低下する。これは、オーステナイト相の量比が大きくなり過ぎ、その量比の増加に見合うC濃度の増加がないことにより、オーステナイトのC濃度が低下し、結果として微細 $\text{Fe}_3\text{C}$ の分散析出量が減少するからであると考えられる。このため、焼鈍処理温度は $830^{\circ}\text{C}$ を上限とする。

40

#### 【0009】

上記のように焼鈍処理温度と冷却速度の制御の効果として、高強度と強度・延性バランスを実現した本発明は、従来の固溶強化法におけるようなC, Si, Mn, P等の多量添加を必要とせず、その含有量を必要最少限に抑えて良好なめっき性（めっき濡れ性、合金化処理性）等を確保することができ、またNb, Ti, W等を添加する析出強化法と異なっており、高温の焼鈍処理を必要とせず、かつ降伏強度の上昇もなく、良好なプレス成形性が

50

保持される。さらに、変態組織強化法を利用する場合のような設備・操業上の負担増大はなく、操業が容易で、安定した材質を得ることができる。

#### 【0010】

##### 【発明の実施の形態】

本発明における鋼材の成分限定理由は次のとおりである。

C: 0.10～0.30%

Cは鋼の強化に不可欠の元素である。本発明では、C原子自体の固溶強化のほか、微細Fe<sub>3</sub>Cの分散析出により鋼を強化する。C量が0.10%に満たないと、Ac<sub>1</sub>点以上の温度に加熱したときのオーステナイトの比率が小さく、結果としてオーステナイト相から微細分散析出するFe<sub>3</sub>C量が不足し、十分な強化作用が得られない。0.30%を超え

10

#### 【0011】

Si: 0.20%以下

Siは、脱酸元素であり、また固溶強化元素として鋼の強化に寄与するが、フェライト安定化元素であるため、多量に添加すると、焼鈍加熱時のフェライトからオーステナイトへの相変態が抑制され、オーステナイト相の比率が小さくなる。このため、オーステナイト相から微細分散析出するFe<sub>3</sub>C量が少なくなり、十分な強化作用が得られない。また、多量の添加は、溶融亜鉛に対する鋼板の濡れ性を悪くする。このため、0.20%を上限とする。

#### 【0012】

Mn: 0.40～1.50%

Mnは、鋼を固溶強化するほか、オーステナイト安定化元素として、焼鈍加熱におけるオーステナイト相の比率を大きくし、微細分散析出するFe<sub>3</sub>C量を増加させ、鋼の強度を高める。これらの効果を得るために、0.4%以上の添加を必要とする。しかし、1.50%を超えると、鋼板の延性、溶接性が低下するほか、溶融亜鉛めっきに対する鋼板の濡れ性の低下が大きくなる。また、焼鈍加熱後の冷却過程でオーステナイトからマルテンサイトへの相変態が生起し易くなり、変態組織強化を生じる場合がある。変態組織強化は、前述のように焼鈍温度および冷却速度の変動に伴う材質変化が著しく、安定した鋼板材質の確保を困難にする。このため、1.50%を上限としている。

20

#### 【0013】

P: 0.04%以下

Pは、フェライト中に固溶して鋼を強化する働きを有する元素であるが、鋼板のスポット溶接性を悪くし、また合金化溶融亜鉛めっきにおける合金化反応を抑制し、めっきラインの操作性を低下させる原因となる。このため、0.04%以下に制限している。

30

#### 【0014】

S: 0.02%以下

Sは有害不純分であり、鋼板の加工性等の点からも混在量は低いほどよい。0.02%以下であれば、実質的な弊害を回避することができるので、これを上限とする。

#### 【0015】

Al: 0.02～0.10%

Alは鋼の溶製工程における脱酸剤として、少なくとも0.02%の添加を必要とする。しかし、多量の添加は、鋼板の加工性の低下を招くので、0.10%を上限とする。

40

#### 【0016】

N: 0.01%以下

Nの混在は鋼板を脆くし、加工性を悪くする。0.01%以下であれば、実質的な悪影響はないので、これを上限とする。

#### 【0017】

次に、熱間圧延とそれにつづく工程について説明する。

##### 〔熱間圧延〕

上記化学組成を有する鋼は連続鋳造等によりスラブとされ、熱間圧延に付される。熱間圧

50

延は常法に従って行われ、 $A r_3$  点以上の温度（オーステナイト単相域）で熱間圧延を終了する。熱延終了温度を $A r_3$  点以上とするのは、最終製品鋼板の材質の均一性を確保するためである。 $A r_3$  点より低い温度域（フェライト＋オーステナイト二相温度域）で熱間圧延を行うと、混粒組織を生じ、製品鋼板の材質（特に成形性）にムラが生じる。 $A r_3$  点は化学組成により異なり、本発明の前記化学組成を有する鋼の $A r_3$  点、 $780 \sim 880^\circ\text{C}$ である。

#### 【0018】

熱延鋼板の巻取りは、 $450 \sim 700^\circ\text{C}$ の温度範囲で行うことを要する。 $700^\circ\text{C}$ を超える巻取り温度では、鋼板表面のスケール発生量が多く、その後の酸洗処理での脱スケール性が悪くなる。巻取り温度の下限を $450^\circ\text{C}$ としているのは、それより低い温度では、鋼板の組織の一部にベイナイト相ないしマルテンサイト相が生成し、鋼板の硬質化により、その後の冷間圧延における圧延負荷が増大するからである。

10

#### 【0019】

##### 〔冷間圧延〕

熱延鋼板は、酸洗処理（脱スケール処理）の後、冷間圧延に付される。冷間圧延率は、鋼板の再結晶温度および材質に大きな影響を及ぼす。冷間圧延率が40%に満たない場合は、圧延加工で鋼板に蓄えられる歪みエネルギーが少なく、このため冷間圧延後の焼鈍処理では再結晶の生起に高温加熱が必要となり、熱エネルギー消費の増大を余儀なくされる。また冷延率が低いと、鋼板内に導入される転位の数が少なく、再結晶核が不足し、焼鈍後の結晶粒が粗大化することにより、靱性、強度、延性等が低下する。このため、圧延率は40%以上を必要とする。好ましくは50%以上である。圧延率の上限は限定されないが、冷間圧延の設備・操業面から約90%までとするのが適当である。

20

#### 【0020】

##### 〔焼鈍処理〕

冷延鋼板の焼鈍温度は、本発明の特に重要な要件である。前記のようにその焼鈍加熱温度を $780 \sim 830^\circ\text{C}$ に設定することにより、微細 $F e_3 C$ の分散析出の効果として、高強度と良好な強度・延性バランスが確保される。

図1(1)～(3)は、本発明により製造される冷延鋼板の焼鈍温度と「TS×EL値」の関係、図2(1)～(4)は他材種の冷延鋼板の焼鈍温度と「TS×EL値」の関係をそれぞれ示している（各供試鋼板の材種、製造条件の詳細は後述）。 $A c_1$ 点（約 $720^\circ\text{C}$ ）以上の温度域において、本発明の冷延鋼板（図1）のTS×EL曲線には、他材種の冷延鋼板（図2）のTS×EL曲線に認められないピークが存在し、 $780 \sim 830^\circ\text{C}$ の領域において、引張強度 $400 \text{ N/mm}^2$ 以上の高強度と、TS×EL値16000以上の強度・延性バランスを示している。

30

なお、焼鈍処理の均熱時間は特に規定されないが、通常の連続式焼鈍設備や連続式めっき設備の能力・構造等を考慮すると、通常約1～150秒の範囲に設定するのが適当である。

#### 【0021】

##### 〔焼鈍温度からの冷却〕

焼鈍加熱後の冷却は、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で行なう。冷却速度を $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とするのは、オーステナイト相から微細 $F e_3 C$ を十分に分散析出させるためである。これより緩慢な冷却速度では、 $F e_3 C$ が粗大に析出してパーライトを形成し、鋼の強化量が乏しくなる。他方、冷却速度を過度に高めると、オーステナイトからベイナイトまたはマルテンサイトへの相変態を生じて変態組織強化鋼となり、微細 $F e_3 C$ の分散析出による強度および強度・延性バランスの改善効果を確保できなくなる。このため冷却速度は $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下とする。

40

#### 【0022】

上記工程を経由して得られる本発明の冷延鋼板は、通常の製造工程と同じように、必要に応じて表面調整、形状矯正、および降伏点伸びの解消等のための調質圧延（スキンパス圧延）が常法に従って施される。また、得られた鋼板をめっき原板として行う溶融めっき操業も、常法に従って行われる。更に、めっき工程を経た後、所望によりめっき表面の調整

50

，形状矯正，降伏点伸びの解消等を目的とする調質圧延が行われることも、通常の製造工程と同様である。

### 【0023】

#### 【実施例】

供試鋼材の化学組成を表1に示す。A～C材は、本発明の規定を満たす化学組成を有する鋼材、D～G材は、化学組成が本発明の規定から外れた鋼材（D：低C-高Mn系固溶強化型鋼，E：低C-Si-Mn系固溶強化型鋼，F：低C-高P系固溶強化型鋼，G：中C-Nb系析出強化型鋼）である。

### 【0024】

#### (1)熱間圧延および冷間圧延

スラブを熱間圧延し、板厚2.8 mmの熱延鋼板を得る。

（熱延温度：A<sub>r3</sub>点以上，巻取り温度：550℃）。

熱延鋼板を酸洗処理（脱スケール）後、冷間圧延（圧延率：50％）に付し、板厚1.4 mmの冷延鋼板を得る。

### 【0025】

#### (2)焼鈍処理および冷却処理

冷延鋼板を連続焼鈍処理ラインに導入し焼鈍処理する。

焼鈍温度：650～900℃

均熱時間：40秒，

焼鈍加熱後の冷却速度：20℃/秒

#### (3)調質圧延

焼鈍処理後、調質圧延（伸び率：1.0％）を施して製品鋼板を得る。

### 【0026】

表2，表3に、焼鈍温度および鋼板の機械的諸特性を示す。図1(1)(2)(3)はそれぞれ供試No.1，No.2，No.3の焼鈍温度と「TS×EL値」の関係、図2(1)(2)(3)(4)はそれぞれ供試No.4，No.5，No.6，No.7の焼鈍温度と「TS×EL値」の関係を図示している。

本発明（鋼板材種：A,B,C）では、焼鈍温度（処理温度A<sub>c1</sub>点以上）の上昇とともに「TS×EL値」が大きくなり、780～830℃の温度域で最大値を示し、その温度域を超えると再び低下している。すなわち、温度780～830℃の温度域で、最良の強度・延性バランスが得られ、引張強度は400 N/mm<sup>2</sup>以上、TS×EL値は約16000を超える高水準である。

### 【0027】

他方、No.4～7（鋼板材種：D～G）は、発明例と同じ製造工程でありながら、TS×EL曲線のピークはなく、TS×EL値の最大値も、16000に満たない。これは、供試材No.4（材種D：低C-高Mn系固溶強化型鋼）では、低C含有組成であることにより、No.5（材種E：低C-Si-Mn系固溶強化型鋼）では、Siが多量添加されていることにより、またNo.6（材種F：低C-P系固溶強化型鋼）では、低C量およびP含有組成であることにより、いずれの場合も、焼鈍加熱におけるフェライトからオーステナイトへの相変態が抑制され、冷却過程での微細Fe<sub>3</sub>Cの分散析出が十分に行われなかったことによる。また、No.7（材種G：中C-Nb系析出強化型鋼）の場合は、Nb添加による再結晶温度の上昇により、TS×EL曲線が高温側にシフトしたために、900℃という高温焼鈍を行っても、TS×EL値は15000にも満たない低いレベルに留まっている。

### 【0028】

なお、材種A～Cの冷延鋼板と材種D～F（固溶強化鋼）の冷延鋼板を母材鋼板とする、連続めっきラインにおける合金化溶融亜鉛めっきのめっき性（めっき濡れ性，合金化処理性）を比較すると、次のとおりである〔溶融めっき付着量：60 g/m<sup>2</sup>（片面当たり），ライン内鋼板移送速度：90m/min，合金化処理温度・時間：500℃・14 sec〕。

材種Dの冷延鋼板では、軽微の不めっきと、軽度ではあるが合金化反応の不足による焼けムラが発生し、材種Eの冷延鋼板では、合金化処理性は良好であるものの、不めっきが顕著である。また材種Fの冷延鋼板は、めっき濡れ性に問題はないが、合金化反応の不足による焼けムラが顕著である。これに対し、材種A～Cの冷延鋼板は、めっき濡れ性および

10

20

30

40

50

合金化処理性ともに良好であり、不めっきおよび合金化反応の不足等のない健全なめっき品質が確保されている。

【0029】

【表1】

| 鋼材 | C     | Si    | Mn    | P     | S     | Al    | N      | その他      | 備考 | 発明素材鋼      |        |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|----------|----|------------|--------|
|    |       |       |       |       |       |       |        |          |    | 中C-高Mn鋼    | 中C-Mn鋼 |
| A  | 0.226 | 0.010 | 0.690 | 0.020 | 0.010 | 0.029 | 0.0080 | —        |    |            |        |
| B  | 0.140 | 0.020 | 0.990 | 0.023 | 0.003 | 0.028 | 0.0025 | —        |    |            |        |
| C  | 0.180 | 0.020 | 0.590 | 0.021 | 0.003 | 0.027 | 0.0030 | —        |    |            |        |
| D  | 0.075 | 0.010 | 1.410 | 0.015 | 0.003 | 0.016 | 0.0010 | —        |    | 低C-高n 鋼    |        |
| E  | 0.098 | 0.350 | 0.600 | 0.020 | 0.003 | 0.030 | 0.0020 | —        |    | 低C-Si-Mn 鋼 |        |
| F  | 0.076 | 0.020 | 0.590 | 0.085 | 0.003 | 0.029 | 0.0034 | —        |    | 低C-P 鋼     |        |
| G  | 0.088 | 0.020 | 0.600 | 0.020 | 0.003 | 0.030 | 0.0017 | Nb 0.040 |    | 中C-Nb鋼     |        |

鋼材D-F: 固溶強化型鋼材  
鋼材G : 析出強化型鋼材

【0030】

【表2】

| No | 鋼材 | 焼鈍温度<br>(°C) | 降伏強度<br>N/mm <sup>2</sup> | 引張強度<br>N/mm <sup>2</sup> | 伸び<br>% | 降伏比<br>% | TS×EI | 備 考 |
|----|----|--------------|---------------------------|---------------------------|---------|----------|-------|-----|
| 1  | A  | 650          | 450                       | 530                       | 25.0    | 84.9     | 13250 | 比較例 |
|    |    | 700          | 400                       | 495                       | 31.5    | 80.8     | 15593 |     |
|    |    | 750          | 360                       | 465                       | 35.0    | 77.4     | 16275 |     |
|    |    | 800          | 385                       | 505                       | 33.0    | 76.2     | 16665 | 発明例 |
|    |    | 850          | 400                       | 515                       | 31.0    | 77.7     | 15965 | 比較例 |
|    |    | 900          | 383                       | 490                       | 32.0    | 78.2     | 15000 |     |
| 2  | B  | 650          | 412                       | 505                       | 23.5    | 81.6     | 11868 | 比較例 |
|    |    | 700          | 354                       | 475                       | 32.8    | 74.5     | 15580 |     |
|    |    | 750          | 293                       | 432                       | 35.9    | 67.8     | 15509 |     |
|    |    | 800          | 334                       | 450                       | 36.8    | 74.2     | 16560 | 発明例 |
|    |    | 850          | 327                       | 477                       | 34.0    | 68.6     | 16218 | 比較例 |
|    |    | 900          | 317                       | 472                       | 33.6    | 67.2     | 15859 |     |
| 3  | C  | 650          | 400                       | 515                       | 21.5    | 77.7     | 11073 | 比較例 |
|    |    | 700          | 345                       | 490                       | 29.5    | 70.4     | 14455 |     |
|    |    | 750          | 314                       | 435                       | 33.3    | 72.2     | 14486 |     |
|    |    | 800          | 296                       | 459                       | 36.5    | 64.5     | 16754 | 発明例 |
|    |    | 850          | 296                       | 463                       | 35.7    | 63.9     | 16529 | 比較例 |
|    |    | 900          | 323                       | 474                       | 32.3    | 68.1     | 15310 |     |
| 4  | D  | 650          | 618                       | 689                       | 14.7    | 89.7     | 10128 | 比較例 |
|    |    | 700          | 412                       | 539                       | 22.1    | 76.4     | 11912 |     |
|    |    | 750          | 225                       | 428                       | 37.0    | 52.6     | 15836 |     |
|    |    | 800          | 315                       | 462                       | 33.2    | 68.2     | 15338 |     |
|    |    | 850          | 308                       | 448                       | 34.0    | 68.8     | 15232 |     |
|    |    | 900          | 306                       | 454                       | 33.5    | 67.4     | 15209 |     |

【 0 0 3 1 】

【表 3】

10

20

30

40

| No | 鋼種 | 焼鈍温度<br>(°C) | 降伏強度<br>N/mm <sup>2</sup> | 引張強度<br>N/mm <sup>2</sup> | 伸び<br>% | 降伏比<br>% | TS×E1 |     |
|----|----|--------------|---------------------------|---------------------------|---------|----------|-------|-----|
| 5  | E  | 650          | 406                       | 517                       | 20.0    | 78.5     | 10443 | 比較例 |
|    |    | 700          | 307                       | 435                       | 35.5    | 70.6     | 15443 |     |
|    |    | 750          | 289                       | 422                       | 35.8    | 68.5     | 15108 |     |
|    |    | 800          | 296                       | 431                       | 36.1    | 68.7     | 15559 |     |
|    |    | 850          | 307                       | 433                       | 35.6    | 70.9     | 15415 |     |
|    |    | 900          | 315                       | 428                       | 35.5    | 73.6     | 15194 |     |
| 6  | F  | 650          | 403                       | 502                       | 21.6    | 80.3     | 10843 | 比較例 |
|    |    | 700          | 334                       | 450                       | 32.6    | 74.2     | 14670 |     |
|    |    | 750          | 298                       | 431                       | 34.0    | 69.1     | 14654 |     |
|    |    | 800          | 309                       | 434                       | 34.0    | 71.2     | 14756 |     |
|    |    | 850          | 277                       | 425                       | 36.5    | 65.2     | 15513 |     |
|    |    | 900          | 291                       | 424                       | 35.8    | 68.6     | 15179 |     |
| 7  | G  | 650          | 637                       | 720                       | 9.4     | 88.5     | 6768  | 比較例 |
|    |    | 700          | 547                       | 632                       | 13.7    | 86.6     | 8658  |     |
|    |    | 750          | 471                       | 576                       | 16.5    | 81.8     | 9504  |     |
|    |    | 800          | 439                       | 536                       | 20.3    | 81.9     | 10881 |     |
|    |    | 850          | 393                       | 486                       | 25.5    | 80.9     | 12393 |     |
|    |    | 900          | 332                       | 453                       | 31.6    | 73.3     | 14315 |     |

## 【0032】

## 【発明の効果】

本発明は、従来の固溶強化、析出強化、変態組織強化等とは異なる強化機構を利用するものであり、固溶強化鋼板に比し、Si、Mn、P等の固溶強化元素が少量に抑えられることにより、良好なめっき性が確保され、また析出強化鋼板と異なってNb、Ti、W等の析出強化元素を含まないことにより、再結晶温度の大幅な上昇や降伏強度の上昇がなく、従って析出強化鋼板のような高温での焼鈍処理は不要であり、プレス成形時の寸法精度も良好である。むろん、変態組織強化におけるような設備・操業上の制約や負担増を伴わず、操業が容易で、安定した鋼板材質を保持することができる。

本発明による冷延鋼板は、強度および強度・延性バランスにすぐれ、400N/mm<sup>2</sup>以上の引張強さと16000を超えるTS×EL値を有すると共に、良好なめっき性、プレス形成性等を備えており、これらの諸特性を要求される自動車、建材、その他の用途に有用であり、品質の向上・安定化、製造コストの低減などに寄与するものである。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】(1)は中炭素－高Mn系鋼材、(2)は中炭素－高Mn系鋼材、(3)は中炭素－Mn系鋼材の冷延鋼板について、焼鈍温度とTS×EL値の関係を示すグラフである。

【図2】(1)は低炭素－高Mn系鋼材、(2)は低炭素－Si－Mn系鋼材、(3)は

10

20

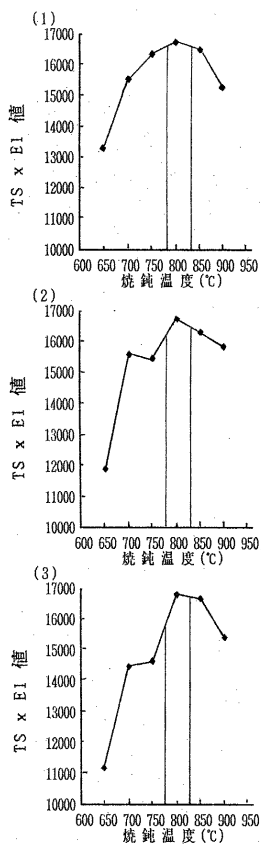
30

40

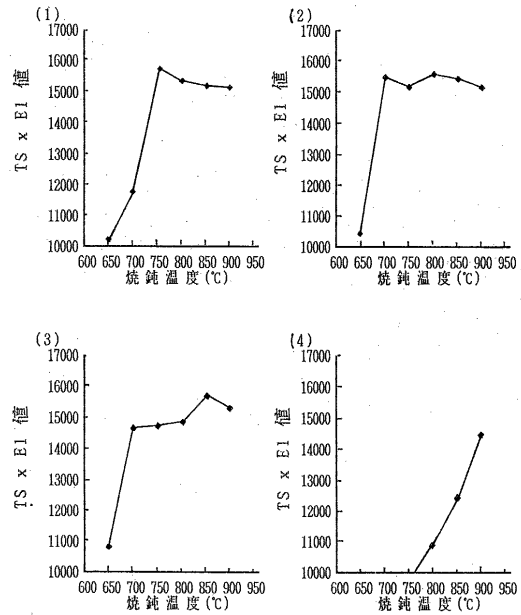
50

低炭素－P系鋼材，（４）は低炭素－Nb系鋼材の冷延鋼板について、焼鈍温度とTS×EL値の関係を示すグラフである。

【図 1】



【図 2】



---

フロントページの続き

審査官 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開昭51-042012 (JP, A)  
特開昭56-096019 (JP, A)  
特公平01-054413 (JP, B2)  
特公昭59-005649 (JP, B2)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

|            |   |       |
|------------|---|-------|
| C21D 9/46  | - | 9/48  |
| C21D 8/00  | - | 8/04  |
| C22C 38/00 | - | 38/60 |