

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5167487号
(P5167487)

(45) 発行日 平成25年3月21日(2013.3.21)

(24) 登録日 平成25年1月11日(2013.1.11)

(51) Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 1 U
C 2 2 C 38/38 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/38
C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 2 C 38/58
 C 2 1 D 9/46 J

請求項の数 10 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2008-36870 (P2008-36870)
 (22) 出願日 平成20年2月19日(2008.2.19)
 (65) 公開番号 特開2009-197251 (P2009-197251A)
 (43) 公開日 平成21年9月3日(2009.9.3)
 審査請求日 平成22年8月20日(2010.8.20)

(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
 (73) 特許権者 500169782
 ティッセンクルップ スチール アクチェ
 ンゲゼルシャフト
 ThyssenKrupp Steel
 AG
 ドイツ連邦共和国, デー-47166 デ
 ユイスブルク, カイザー-ビルヘルム-シ
 ュトラーセ 100
 (74) 代理人 100080687
 弁理士 小川 順三
 (74) 代理人 100077126
 弁理士 中村 盛夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 延性に優れる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】

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 0 m a s s %、 S i : 0 . 5 m a s s % 以下、 M n : 1 . 5 ~ 3 . 0 m a s s %、 P : 0 . 0 6 m a s s % 以下、 S : 0 . 0 1 m a s s % 以下、 A l : 0 . 3 ~ 1 . 5 m a s s %、 N : 0 . 0 2 m a s s % 以下、 T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 m a s s %、 B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 0 m a s s % および C r : 0 . 5 2 ~ 1 . 5 m a s s % を含有し、残部が F e および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライトとマルテンサイトを含むミクロ組織からなり、引張強さが 9 5 0 M P a 以上である高強度鋼板。

【請求項2】

上記成分組成に加えてさらに、 N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 m a s s % および V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 2 m a s s % のうちの1種または2種を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼板。

【請求項3】

上記成分組成に加えてさらに、 C u , N i のうちの1種または2種を合計で 0 . 0 1 ~ 4 . 0 m a s s % 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。

【請求項4】

上記ミクロ組織は、体積率で 2 0 ~ 7 0 % のフェライトと 2 0 % 以上のマルテンサイトを含むことを特徴とする請求項1 ~ 3 のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項5】

上記ミクロ組織は、さらに体積率で10%未満の残留オーステナイトを含むことを特徴とする請求項4に記載の高強度鋼板。

【請求項6】

上記鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項7】

上記鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の高強度鋼板。

【請求項8】

請求項1～3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を熱間圧延し、冷間圧延し、その後、780～900の300sec以下の焼鈍をした後、5 / sec以上の平均冷却速度で500以下まで冷却することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

10

【請求項9】

上記焼鈍後、鋼板表面に溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする請求項8に記載の高強度鋼板の製造方法。

【請求項10】

上記溶融亜鉛めっき後、さらに合金化処理を施す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。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

20

【0001】

本発明は、主として自動車車体、中でも自動車構造部材に用いて好適な、高い強度と優れた加工性（延性）を有し、しかも化成処理性やめっき性にも優れ、製造時の焼鈍条件の変化に対する機械的特性の変動が小さい、引張強さが950MPa以上の高強度鋼板とその製造方法に関するものである。なお、ここでいう「焼鈍条件の変化に対する機械的特性の変動の小さい」とは、焼鈍工程の均熱温度780～860の範囲における引張強さの最大値と最小値の差TSが100MPa以下であることをいう。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境を保護する観点から、自動車の燃費向上が強く求められている。このため、自動車車体に用いられる材料を高強度化することにより薄肉化し、軽量化を図ることが推し進められている。しかし、鋼板の高強度化は、延性の低下による加工性の低下を招くことから、高強度と高延性を兼ね備えた材料の開発が望まれている。

30

【0003】

従来、このような要求に応えるものとして、フェライトとマルテンサイトからなる組織強化型のDP鋼（Dual Phase鋼）や残留オーステナイトの変態誘起塑性現象（Transformation Induced Plasticity）を活用したTRIP鋼などの複合組織鋼板が開発されている。

【0004】

例えば、特許文献1や特許文献2には、残留オーステナイトの加工誘起変態を利用したTRIP鋼が開示されている。しかし、このTRIP鋼は、多量のSi添加が必要であるため、鋼板表面の化成処理性や溶融亜鉛めっき性が悪化するという問題や、高強度化するためには多量のC添加が必要であるため、溶接部のナゲット割れが起こり易くなる等の問題がある。

40

【0005】

また、特許文献3には、多量のSiを添加して残留を確保することにより高延性を達成した、加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかし、Siは、めっき性を低下させるため、このような鋼にめっきを施すには、Niのプレめっきや特殊な薬剤の塗布を行ったり、鋼板表面の酸化物層を還元して酸化膜の厚さを制御したりするなどの煩雑な工程が必要となる。

50

【0006】

また、特許文献4および特許文献5には、Siを低減したTRIP鋼が開示されている。しかしながら、このTRIP鋼は、高強度を確保するために多量のC添加が必要であるため、溶接上の問題が残されていること、引張強さが980MPa以上では、降伏応力が非常に高くなるため、プレス加工時の形状凍結性が低下するという問題がある。

【0007】

さらに、一般に、TRIP鋼は、残留オーステナイト量が多いため、加工時に誘起変態して生成したマルテンサイト相とその周囲の相との界面には、ポイドや転位が多く発生している。そのため、このような場所に水素が集積し、遅れ破壊が発生し易いという問題点があることが指摘されている。

10

【0008】

一方、フェライトとマルテンサイトからなる組織強化型のDP鋼は、降伏応力が低く延性の優れた鋼板として知られているが、高強度かつ高延性を達成するには、Siの多量添加が必要であり、化成処理性や溶融亜鉛めっき性が低下するという問題がある。そこで、特許文献6や特許文献7には、溶融亜鉛めっき性を確保するために、Siを低減してAlを添加した鋼板が開示されているが、十分な延性を有しているとは言えない。

【特許文献1】特開昭61-157625号公報

【特許文献2】特開平10-130776号公報

【特許文献3】特開平11-279691号公報

【特許文献4】特開平05-247586号公報

20

【特許文献5】特開2000-345288号公報

【特許文献6】特開2005-220430号公報

【特許文献7】特開2005-008961号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

上記のように、従来のDP鋼やTRIP鋼では、高強度と高延性を兼備し、しかも、化成処理性や溶融亜鉛めっき性等にも優れた高強度冷延鋼板は実現できていないのが実情である。また、これらの鋼板は、製造時の焼鈍条件が変化したときの機械的特性の変動、特に引張強さの変動が大きく、製造安定性に欠けるという問題点を抱えるものであった。

30

【0010】

そこで、本発明は、従来技術が抱える上記問題点を解決すべく開発されたものであって、その目的は、950MPa以上の引張強さと高い延性を有すると共に、化成処理性や溶融亜鉛めっき性にも優れ、しかも、焼鈍条件の変化に対する機械的特性の変動が小さい高強度鋼板とその製造方法を提案することにある。

【課題を解決するための手段】

【0011】

発明者らは、上記課題を解決すべく、高強度鋼板が有する成分組成およびミクロ組織に着目して鋭意検討を重ねた。その結果、鋼の成分組成を適正範囲に制御する、具体的には、Alを適正量添加し、フェライトとオーステナイトの2相温度域を拡大することで、焼鈍工程における均熱温度の変化に対する機械的特性の変動量を小さくし、さらに、Cr, Mo, Bを適正量添加し、焼鈍時に生成するオーステナイトの焼入れ性を高めることにより、焼鈍後の冷却条件の変化に対する機械的特性の変動量を小さくすることにより、フェライトとマルテンサイトを主相とするミクロ組織を有し、高強度かつ高延性で、しかも化成処理性やめっき性にも優れた冷延鋼板を安定して得ることができることを見出した。

40

【0012】

上記知見に基づき開発された本発明は、C:0.05~0.20mass%、Si:0.5mass%以下、Mn:1.5~3.0mass%、P:0.06mass%以下、S:0.01mass%以下、Al:0.3~1.5mass%、N:0.02mass%以下、Ti:0.01~0.1mass%、B:0.0005~0.0030mass

50

%およびCr : 0.52 ~ 1.5 mass %を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、フェライトとマルテンサイトを含むミクロ組織からなり、引張強さが950 MPa以上である高強度鋼板である。

【0013】

本発明の高強度鋼板は、上記成分組成に加えてさらに、Nb : 0.01 ~ 0.1 mass %およびV : 0.01 ~ 0.12 mass %のうちの1種または2種、および/または、Cu, Niのうちの1種または2種を合計で0.01 ~ 4.0 mass %含有することを特徴とする。

【0014】

また、本発明の高強度鋼板における上記ミクロ組織は、体積率で20 ~ 70%のフェライトと20%以上のマルテンサイトを含むこと、あるいはさらに体積率で10%未満の残留オーステナイトを含むことを特徴とする。

10

【0015】

また、本発明の高強度鋼板は、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有することを特徴とする。

【0016】

また、本発明は、上記の成分組成を有する鋼素材を熱間圧延し、冷間圧延し、その後、780 ~ 900 で300 sec以下の焼鈍を施した後、5 / sec以上の平均冷却速度で500 以下まで冷却する高強度鋼板の製造方法を提案する。

【0017】

本発明の高強度鋼板の製造方法は、上記焼鈍後、鋼板表面に溶融亜鉛めっきを施す、あるいはさらに、合金化処理を施すことを特徴とする。

20

【発明の効果】

【0018】

本発明の高強度鋼板は、高強度でありながら、優れた延性を有していることから、厳しいプレス成形性と強度・剛性の要求される自動車構造部品等に用いて好適である。また、本発明の高強度鋼板は、化成処理性や溶融亜鉛めっき性、合金化処理性にも優れているため、優れた防錆性が要求される自動車の足回り部品や家電・電気製品などの用途にも適している。

【発明を実施するための最良の形態】

30

【0019】

まず、本発明に係る高強度鋼板の成分組成を限定する理由について説明する。

C : 0.05 ~ 0.20 mass %

Cは、適正量のマルテンサイト量を確保し、高い強度を得るためには不可欠な成分である。Cの含有量が0.05 mass %未満では、本発明が所望とする鋼板強度を確保することが難しくなる。一方、Cの含有量が0.20 mass %を超えると、溶接部および熱影響部が著しく硬化し、溶接性が低下する。そのため、本発明では、Cの含有量を0.05 ~ 0.20 mass %の範囲とする。なお、引張強さ950 MPa以上を安定して確保するには、Cは0.085 mass %以上が好ましく、より好ましくは0.10 mass %以上である。

40

【0020】

Si : 0.5 mass %以下

Siは、延性を劣化させることなく高強度化を図るのに有効な成分である。しかし、Siが0.5 mass %を超えると、溶融亜鉛めっき鋼板における不めっきの発生やその後に行われる合金化反応の低下をもたらして、表面品質の低下や防錆性能の低下を招いたり、また、冷延鋼板においては、化成処理性の低下を招いたりする。そこで、本発明では、Siの含有量は0.5 mass %以下とする。より溶融亜鉛めっき性を重視する場合には、0.3 mass %以下とするのが好ましい。

【0021】

Mn : 1.5 ~ 3.0 mass %

50

Mnは、鋼の固溶強化に有効であることに加え、焼入れ強化にも有効な元素である。Mnの含有量が1.5mass%未満では、本発明が所望とする高い強度が得られないばかりか、焼入れ性の低下により、焼鈍後の冷却中にパーライトが形成され、延性の低下をもたらす。一方、Mnの含有量が3.0mass%を超えると、溶鋼を鑄造してスラブにする際、スラブ表面やコーナー部に割れが生じやすくなる。さらに、スラブを熱間圧延し、冷間圧延し、焼鈍して得られる鋼板では、表面欠陥が顕在化するようになる。よって、本発明では、Mn含有量は1.5~3.0mass%の範囲とする。なお、熱間圧延および冷間圧延における圧延荷重を低減し、圧延性を確保するためには、2.5mass%以下であることが好ましい。

【0022】

10

P: 0.06mass%以下

Pは、鋼中に不可避免的に混入してくる不純物であり、加工性やめっき密着性を高めるためには低い方が好ましい。そこで、本発明では、Pは0.06mass%以下とする。好ましくは0.03mass%以下である。

【0023】

S: 0.01mass%以下

Sは、鋼中に不可避免的に混入してくる不純物であり、鋼の延性を著しく低下させるため、少ない方が好ましい。そこで、本発明では、Sは0.01mass%以下とする。好ましくは0.005mass%以下である。

【0024】

20

Al: 0.3~1.5mass%

Alは、脱酸剤として添加される成分であり、また、延性の向上に有効に作用する成分でもある。さらに、Alは、フェライト+オーステナイトの2相温度域を拡大することで、焼鈍工程における均熱温度の変化に対する機械的特性の変動量を小さくする効果がある。上記効果を得るためには、0.3mass%以上の添加が必要である。一方、Alが鋼中に過剰に存在すると、溶融亜鉛めっき後の鋼板の表面品質が劣化するようになるが、1.5mass%以下であれば、良好な表面品質を保持することができる。よって、Alは0.3~1.5mass%の範囲とする。好ましくは、0.3~1.2mass%である。

【0025】

30

N: 0.02mass%以下:

Nは、鋼中に不可避免的に含まれる元素であり、多量に含有すると、時効性を劣化させるのみならず、AlNの析出量が増加してAlの添加効果を減少させる。また、NをTiNとして固定するために必要なTi量も増大する。よって、Nの含有量の上限は0.02mass%とする。好ましくは0.005mass%以下である。

【0026】

Ti: 0.01~0.1mass%

Tiは、NをTiNとして固定して、鑄造時のスラブ表面割れの原因となるAlNの生成を抑制する。この効果は0.01mass%以上の添加で発現する。しかし、0.1mass%を超える添加は、焼鈍後の延性を著しく劣化させる。そのため、Tiの含有量は0.01~0.1mass%の範囲とする。好ましくは0.01~0.05mass%である。

40

【0027】

B: 0.0005~0.0030mass%

Bは、焼鈍後の冷却中におけるオーステナイトからフェライトへの変態を抑制し、硬質なマルテンサイトの生成を促進するため、鋼板の強度上昇に寄与する。このような効果は0.0005mass%以上の添加で発現する。しかし、0.0030mass%を超える添加は、焼入れ性の向上効果が飽和するだけでなく、鋼板表面へのB酸化物の形成により、化成処理性や溶融亜鉛めっき性を低下させる。このため、Bは0.0005~0.0030mass%の範囲で添加する。好ましくは、0.0007~0.0020mass%

50

%である。

【0028】

Cr: 0.1 ~ 1.5 mass%、Mo: 0.01 ~ 2.0 mass%

CrおよびMoは、焼鈍後の冷却中におけるフェライト、パーライト変態のノーズを長時間側に移行させて、マルテンサイトの生成を促進するので、焼入れ性を向上し、高強度化を図るには有効な元素である。上記効果を得るためには、Cr: 0.1 mass%以上、Mo: 0.01 mass%以上のうちの1種または2種を添加する必要がある。一方、Crが1.5 mass%超あるいはMoが2.0 mass%超となると、安定炭化物が生成し、焼入れ性が低下するだけでなく、合金コストが増加する。よって、本発明では、Cr: 0.1 ~ 1.5 mass%、Mo: 0.01 ~ 2.0 mass%のうちから選ばれる1種または2種を添加する。また、18000 MPa・%を超えるTSxElを達成するためには、Crは0.4 mass%以上とするのが好ましい。なお、Crは、溶融亜鉛めっき処理を施す場合、表面に生成するCr酸化物がめっきを誘発するおそれがあるので、1.0 mass%以下とすることが好ましい。また、Moは、冷延鋼板の化成処理性を低下させることがあり、また、過剰の添加は合金コストの上昇を招くので、0.5 mass%以下とするのが好ましい。

10

【0029】

本発明の高強度鋼板は、上記成分に加えてさらに、必要に応じて以下の成分を添加することができる。

Nb: 0.01 ~ 0.1 mass%

20

Nbは、微細な炭窒化物を形成し、再結晶フェライトの粒成長を抑制したり、焼鈍時のオーステナイト核生成サイトを増加させたりする効果があるので、焼鈍後の鋼板の延性を向上させることができる。このような効果を得るためには、0.01 mass%以上含有させることが好ましい。一方、0.1 mass%を超えて含有すると、炭窒化物が多量に析出し、逆に延性を低下させる。さらに、熱間圧延や冷間圧延における圧延負荷が増大して圧延能率が低下したり、原料コストの上昇を招いたりする。よって、Nbを添加する場合には、0.01 ~ 0.1 mass%の範囲とするのが好ましい。より好ましくは、0.01 ~ 0.08 mass%の範囲である。

【0030】

V: 0.01 ~ 0.12 mass%

30

Vは、焼入れ性を高める効果がある。この効果は0.01 mass%以上の添加で発現する。しかし、0.12 mass%を超えると、この効果は飽和し、さらに合金コストの上昇を招く。よって、Vを添加する場合には、0.01 ~ 0.12 mass%とするのが好ましい。より好ましくは0.01 ~ 0.10 mass%の範囲である。

【0031】

Cu, Niの1種または2種: 合計で0.01 ~ 4.0 mass%

CuおよびNiは、固溶強化による強度向上効果を有しており、鋼を強化する目的で、Cu, Niを単独または複合で、合計0.01 mass%以上添加することができる。しかし、Cu, Niの添加量が4.0 mass%を超えると、延性や表面品質の劣化が著しくなる。よって、Cu, Niを添加する場合には、1種または2種の合計で0.01 ~ 4.0 mass%の範囲とするのが好ましい。

40

【0032】

本発明の高強度鋼板は、上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。ただし、本発明の作用効果を害さない範囲であれば、上記以外の成分の含有を拒むものではない。

【0033】

次に、本発明の高強度鋼板が有する金属組織について説明する。

本発明の高強度鋼板の金属組織は、引張強さ950 MPa以上かつ高延性を達成するために、以下に説明する体積率のフェライトとマルテンサイトを主相とし、残部残留オーステナイトからなるものであることが必要である。ここで、上記フェライトは、ポリゴナルフ

50

フェライトおよびベイニティックフェライトを示す。

【0034】

フェライトの分率：体積率で20～70%

フェライトの分率は、延性を確保する観点からは、体積率で20%以上とするのが好ましい。また、引張強さを950MPa以上とするには、フェライトの分率は体積率で70%以下とするのが好ましい。よって、本発明の高強度鋼板におけるフェライトの分率は、20～70%の範囲とするのが好ましい。

【0035】

マルテンサイトの分率：体積率で20%以上

マルテンサイトの分率は、引張強さ950MPa以上を確保する観点からは、体積率で20%以上とするのが好ましく、より好ましくは30%以上である。なお、マルテンサイトの分率の上限は、特に設けないが、高延性を確保する観点からは、70%未満であることが好ましい。

10

【0036】

残留オーステナイトの分率：体積率で10%未満

鋼板組織中にオーステナイト()が残存すると、二次加工脆性や遅れ破壊を起こし易くなるため、残留オーステナイトの分率は、少ないことが望ましい。残留 の分率が、体積率で10%未満であれば、その悪影響も小さく、許容できる範囲である。好ましくは7%以下、さらに好ましくは4%以下である。

【0037】

次に、本発明に係る高強度鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高強度鋼板は、前述した成分組成に適合する鋼を転炉や電気炉等、通常公知の方法で溶製し、連続鋳造して鋼スラブとした後、直ちに熱間圧延してもよいし、あるいは、一旦、室温近くまで冷却し、再加熱してから熱間圧延してもよい。

20

【0038】

熱間圧延における仕上圧延終了温度は800 以上とする。仕上圧延終了温度が800 未満では、圧延負荷が増大するばかりでなく、最終圧延の段階では鋼板組織が二相組織となり、フェライト粒の著しい粗大化が起こる。この粗大粒は、その後に行われる冷間圧延や焼鈍によっても完全に消失しないため、加工性のよい鋼板が得られない場合がある。なお、熱間圧延後の巻取温度は、冷間圧延時の負荷や酸洗性を確保する観点から、400 30

30

【0039】

次いで、好ましくは熱延鋼板の表面に形成されているスケールを酸洗等で除去した後、所望の板厚に冷間圧延する。この際の、冷延圧下率は、40%以上とするのが好ましい。冷延圧下率が40%を下回る場合には、冷延後の鋼板に導入される歪量が少ないため、焼鈍時の再結晶フェライトの粒径が大きくなり過ぎ、延性が低下する。

【0040】

上記冷間圧延後の鋼板は、所望の強度と延性、即ち、優れた強度 - 延性バランスを得るために、焼鈍を施す。この焼鈍は、均熱温度780～900 の温度域に300sec以下保持した後、500 以下の温度まで5 /sec以上の平均冷却速度で冷却する必要がある。ここで、上記均熱温度は、マルテンサイト変態を起こさせるために、オーステナイトとフェライトの2相域の温度以上とする必要があるが、オーステナイトの分率の増加とオーステナイト中へのCの濃化を促進させるためには、780 以上とする必要がある。一方、均熱温度が900 を超えると、オーステナイトの粒径が著しく粗大化し、焼鈍後の鋼板の延性が低下する。このため、均熱温度は780～900 の範囲とする。また、1800MPa・%を超えるTS×E1を達成するためには、均熱温度は、780～860 の範囲とするのが好ましい。

40

【0041】

なお、本発明の高強度鋼板は、焼鈍での均熱温度が変化しても機械的特性の変動が小さいという特徴を有する。これは、Alの含有量が高いため、オーステナイトとフェライト

50

の2相域の温度範囲が拡大したことに起因するものであり、均熱温度が大きく変化しても焼鈍後の鋼板組織の変化が小さく、従って、焼鈍後の機械的特性(特に、引張強さ)の変化を小さく抑制することができる。その結果、本発明の高強度鋼板は、均熱温度が780~860の温度範囲で変化しても、得られる鋼板の引張強さの変動量(最大値と最小値の差)TSは100MPa以下となり、極めて製造安定性に優れるものとなる。

【0042】

上記焼鈍における均熱温度からの冷却は、マルテンサイト相を生成させる上で重要であり、均熱温度から500以下までの平均冷却速度を5/s以上とする必要がある。平均冷却速度が5/s未満では、オーステナイトからパーライトが生成し、高い延性が得られない。好ましくは10/s以上である。また、冷却停止温度が500より高いと、セメンタイトやパーライトが生成し、高い延性が得られない。

10

【0043】

本発明の高強度鋼板は、上記条件にて焼鈍、冷却後、熔融亜鉛めっきを施して、熔融亜鉛めっき鋼板(GI)としてもよい。この際の熔融亜鉛の目付け量は、要求される耐食性により適宜決定すればよく、特に限定されないが、自動車の構造部材に使用される鋼板では、通常、30~60g/m²である。

【0044】

さらに、本発明の高強度鋼板は、上記熔融亜鉛めっき後、必要に応じて、450~580の温度域に一定時間保持して亜鉛めっき層を合金化する合金化処理を施してもよい。この合金化処理は、処理温度が高温となると、めっき層中のFe含有量が15mass%を超え、めっき密着性や加工性の確保が困難となるため、580以下とするのが好ましい。一方、合金化処理温度が450未満では、合金化の進行が遅く、生産性が低下する。よって、合金化処理温度は450~580の範囲とするのが好ましい。

20

【実施例1】

【0045】

表1に示した成分組成を有するNo.1~26の鋼を真空溶解炉で溶製し、小型鋼塊とし、次いでこの鋼塊を1250に加熱し1hr保持後、熱間圧延して板厚3.5mmの熱延板とした。この際、熱間圧延の仕上圧延終了温度は890とし、圧延終了後、平均20/sの冷却速度で冷却し、その後、巻取温度600に相当する600×1hrの熱処理を施した。次いで、この熱延板を酸洗し、板厚1.5mmまで冷間圧延した後、この冷延板に、還元性雰囲気(5vol%H₂-N₂)で、表2に示した条件で焼鈍し、冷延焼鈍板(CR)とした。また、一部の冷延板については、上記焼鈍後、さらに、470の熔融亜鉛めっき浴中に浸漬して亜鉛めっき処理を施してから室温まで冷却して熔融亜鉛めっき鋼板(GI)とするか、あるいは、上記熔融亜鉛めっき後、さらに550×15secの合金化処理を施して合金化熔融亜鉛めっき鋼板(GA)とした。なお、上記熔融亜鉛めっきの目付け量は、片面あたり60g/m²とした。

30

【0046】

上記のようにして得た、冷延焼鈍板(CR)、熔融亜鉛めっき鋼板(GI)および合金化熔融亜鉛めっき鋼板(GA)について、下記の評価試験に供した。

<ミクロ組織>

40

上記3種類の鋼板について、圧延方向に平行な断面組織をSEMにて観察し、撮影した組織写真を画像解析し、フェライトおよびパーライトの占有面積からそれぞれの面積率を求め、これらの値を体積率とした。また、残留オーステナイトの体積率(分率)については、板厚1/4の深さに相当する面まで化学研磨した後、この研磨面をX線回折し、測定した。なお、上記X線回折の入射X線にはMo-K線を使用し、フェライト相の{110}、{200}、{211}の各面の回折X線強度に対する残留オーステナイト相の{111}、{200}、{311}の各面の回折X線強度を求め、これらの平均値を残留オーステナイト相の体積率とした。また、フェライト、パーライトおよび残留オーステナイトの体積率を足し合わせた値の残りをマルテンサイト体積率とした。

<引張試験>

50

上記3種類の鋼板から、JIS Z2201に規定されたJIS 5号引張試験片を圧延方向が引張方向となるよう採取し、JIS Z2241に準じて引張試験を行い、降伏応力YP、引張強さTSおよび伸びE1を測定した。また、上記結果から、強度-延性バランスを評価するため、 $TS \times E1$ の値を求めた。

<化成処理性>

上記冷延焼鈍板に、市販の化成処理薬剤（日本パーカライジング（株）製、パルボンドPB-L3020システム）を用いて、浴温42℃、処理時間120秒の条件で化成処理を施し、鋼板表面に形成されたりん酸亜鉛皮膜をSEMで観察し、下記の基準で化成処理性を評価した。

：りん酸亜鉛皮膜にスケやムラがまったく認められない。

：りん酸亜鉛皮膜にスケはないが、多少のムラが認められる。

：りん酸亜鉛皮膜の一部にスケがある。

×：りん酸亜鉛皮膜にスケが著しい。

<めっき性>

上記溶融亜鉛めっき鋼板（GI）および合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）の表面を、目視および倍率10倍のルーペにて観察し、下記の基準で評価した。

：不めっきなし（不めっきが全く認められないもの）。

：僅かな不めっきあり（10倍のルーペで観察可能な微小の不めっきが認められるもの。めっき浴の温度、浸入板温などのめっき条件改善により解消可能）

×：不めっき（目視で不めっきが観察できるもの。めっき条件の改善では解消不可能）

<合金化処理後の外観評価>

上記合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）の表面を、目視で観察し、合金化の遅延による外観ムラの発生有無を調べ、下記の基準で評価した。

：合金化ムラなし（良）

×：合金化ムラあり（不良）

【0047】

10

20

【 附 1 】

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)													備 考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ti	B	Nb	V		Cu	Ni
1	0.17	0.02	2.0	0.01	0.002	0.81	0.002	—	0.30	0.022	0.0012	0.031	—	—	—	参考鋼
2	0.11	0.01	2.8	0.01	0.002	1.41	0.001	—	0.15	0.032	0.0012	—	—	—	—	参考鋼
3	0.16	0.28	2.2	0.02	0.001	0.73	0.002	—	0.20	0.034	0.0009	—	—	—	—	参考鋼
4	0.13	0.25	2.5	0.02	0.002	0.65	0.002	—	0.10	0.012	0.0005	0.014	0.014	—	0.1	参考鋼
5	0.15	0.25	2.0	0.01	0.001	0.71	0.002	0.71	—	0.021	0.0010	0.023	—	—	—	発明鋼
6	0.15	0.26	2.0	0.01	0.001	0.70	0.002	1.05	—	0.024	0.0009	—	—	—	—	発明鋼
7	0.12	0.27	2.1	0.01	0.002	0.72	0.002	—	0.30	0.022	0.0015	—	—	—	—	参考鋼
8	0.13	0.25	2.2	0.01	0.001	0.79	0.002	0.52	—	0.023	0.0012	—	0.052	—	0.06	発明鋼
9	0.15	0.24	2.9	0.02	0.002	0.75	0.002	—	0.10	0.021	0.0015	0.019	—	—	—	参考鋼
10	0.14	0.26	2.2	0.02	0.001	1.10	0.002	0.69	0.20	0.018	0.0014	0.032	—	—	—	参考鋼
11	0.16	0.26	2.2	0.01	0.001	1.07	0.003	—	0.20	0.011	0.0011	0.022	—	—	—	参考鋼
12	0.18	0.45	1.6	0.01	0.001	0.60	0.003	0.51	0.30	0.030	0.0017	—	—	—	—	参考鋼
13	0.13	0.45	2.2	0.01	0.001	1.21	0.004	—	0.15	0.022	0.0015	—	—	—	—	参考鋼
14	0.15	0.31	2.1	0.01	0.001	0.75	0.003	0.32	—	0.021	0.0012	0.019	—	—	—	参考鋼
15	0.14	0.01	1.8	0.02	0.002	0.50	0.003	0.07	—	0.030	0.0012	—	—	—	—	比較鋼
16	0.12	0.01	1.4	0.02	0.002	0.52	0.002	0.52	—	0.019	0.0012	—	—	0.05	0.1	比較鋼
17	0.13	0.02	3.1	0.01	0.003	1.51	0.002	0.62	—	0.030	0.0009	0.020	—	—	—	比較鋼
18	0.14	0.21	2.1	0.01	0.001	0.03	0.003	0.49	—	0.024	0.0011	—	—	—	—	比較鋼
19	0.14	0.52	2.1	0.01	0.001	0.03	0.003	1.23	—	0.020	0.0009	—	—	—	—	比較鋼
20	0.15	0.25	1.8	0.01	0.002	0.35	0.002	0.72	0.04	0.021	0.0009	0.021	—	—	—	比較鋼
21	0.15	0.24	1.9	0.02	0.002	0.92	0.003	0	0	0.019	0.0023	0.032	—	—	—	比較鋼
22	0.15	0.25	2.1	0.01	0.002	1.55	0.003	—	0.15	0.024	0.0010	—	0.032	—	—	比較鋼
23	0.15	0.25	1.8	0.01	0.001	0.71	0.002	1.82	—	0.021	0.0011	—	—	—	—	比較鋼
24	0.15	0.25	1.8	0.01	0.001	0.71	0.003	—	2.08	0.023	0.0012	—	—	—	—	比較鋼
25	0.13	1.40	1.9	0.01	0.001	0.70	0.003	0.71	—	0.022	0.0012	—	—	—	0.2	比較鋼
26	0.15	1.03	2.1	0.01	0.002	0.69	0.002	0.73	—	0.023	0.0010	—	—	—	—	比較鋼

【 0 0 4 8 】

【 表 2 】

鋼板 No.	鋼製品種類	焼鈍条件				鋼板のミクロ組織				機械的特性				合金化処理後外觀	化成処理性	備考
		均熱温度 (°C)	均熱時間 (sec)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	合金化温度 (°C)	マルテンサイト分率 (%)	フェライト分率 (%)	残留γ分率 (%)	パラサイト分率 (%)	Y P (MPa)	T S (MPa)	E I (%)			
1A	GA	910	180	15	470	550	46.5	52.3	1.2	0	804	1198	11.8	14136	○	比較例
1C	CR	820	60	10	470	—	38.6	60.3	1.1	0	592	1058	19.2	20314	—	参考例
2A	GA	750	90	15	470	550	32.1	65.8	2.1	0	724	1067	13.2	14084	○	比較例
3A	GA	850	210	20	470	550	52.0	46.4	1.6	0	834	1241	14.8	18367	○	参考例
4A	GA	890	210	7	470	550	40.4	58.3	1.3	0	621	1112	15.5	17236	○	参考例
5I	GI	820	60	10	470	—	35.3	63.2	1.5	0	654	1047	18.5	19370	○	発明例
6A	GA	840	60	15	470	550	40.1	58.7	1.2	0	635	1152	16.7	19238	○	発明例
6C	CR	840	60	15	470	—	40.3	58.3	1.4	0	649	1156	16.9	19536	—	◎
7A	GA	840	60	15	470	550	28.9	69.1	2.0	0	578	1050	19.2	20160	○	参考例
7C	CR	820	60	10	470	—	28.6	69.3	2.1	0	598	1046	19.3	20188	—	◎
8A	GA	850	120	15	470	550	35.0	62.1	2.9	0	586	1023	18.7	19130	○	発明例
9A	GA	840	90	25	470	550	33.7	64.9	1.4	0	624	1014	19.1	19367	○	参考例
10A	GA	850	150	10	470	550	45.0	53.7	1.3	0	681	1183	16.9	19993	○	参考例
11A	GA	800	60	15	470	550	65.1	32.7	2.2	0	867	1274	14.2	18091	○	参考例
11C	CR	820	60	10	470	—	63.6	34.6	1.8	0	845	1267	14.6	18498	—	◎
12A	GA	860	270	30	470	550	51.2	47.0	1.8	0	824	1218	15.4	18757	○	参考例
13I	GI	820	30	2	470	—	5.4	72.5	0	22.1	430	648	24.2	15682	○	比較例
14A	GA	880	60	10	470	550	35.2	62.5	2.3	0	562	967	17.1	16536	○	参考例
14C	CR	820	60	10	470	—	34.9	63.7	1.4	0	638	1025	17.3	17733	—	◎
15A	GA	840	180	25	470	550	27.0	67.8	5.2	0	541	971	15.9	15439	○	比較例
16A	GA	850	150	7	470	550	19.6	77.2	3.2	0	421	774	20.6	15944	○	比較例
17C	CR	850	90	15	470	—	59.8	38.4	1.8	0	922	1292	10.8	13954	—	△
18I	GI	820	60	10	470	—	37.5	58.2	4.3	0	624	1054	15.1	15915	○	比較例
19A	GA	820	60	15	470	550	55.9	42.3	1.8	0	984	1321	10.9	14399	△	比較例
20A	GA	850	60	10	470	550	36.4	62.4	1.2	0	634	1023	15.5	15857	○	比較例
21A	GA	860	120	10	470	550	21.6	70.6	7.8	0	492	859	20.4	17524	○	比較例
22C	CR	830	150	10	470	—	34.9	63.0	2.1	0	687	1026	15.2	15595	—	×
23A	GA	840	60	15	470	550	40.3	58.0	1.7	0	642	1164	13.8	16063	○	比較例
24C	CR	840	90	15	470	—	75.2	23.7	1.1	0	1012	1366	10.2	13933	—	×
25A	GA	830	60	20	470	550	34.5	62.4	3.1	0	649	1003	17.6	17653	×	比較例
26I	GI	830	90	7	520	—	32.3	57.5	10.2	0	628	1042	18.4	19173	×	比較例

【 0 0 4 9 】

上記製造試験の結果を表2に併記して示した。

表 2 から、本発明に適合する成分組成を有する鋼を用いて、本発明に適合する製造条件で製造した鋼板は、いずれも引張強さ TS が 950MPa 以上かつ $TS \times El$ が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 以上で強度 - 延性バランスに優れ、しかも、化成処理性、めっき性、合金化処理性のいずれにも優れていることがわかる。

これに対して、本発明の成分組成および製造条件を満たさない鋼板は、上記特性のいずれか 1 以上が劣っている。例えば、鋼の成分組成を満たしていても、均熱温度が高すぎる No. 1A の鋼板は、組織が粗大化し、延性が低下して強度 - 延性バランスが劣っている。また、均熱温度が低すぎる No. 2A の鋼板は、再結晶が不十分となり延性が低下している。また、No. 13I の鋼板は、均熱温度からの冷却速度が遅すぎるため、パーライトが 22.1% も生成してマルテンサイトの分率が低下したため、引張強さが 950MPa 未満である。

10

また、鋼の成分組成が本発明の範囲外である No. 15A, 16A, 17C, 18I, 19A, 20A, 22C および 24C の鋼板は、いずれも $TS \times El$ の値が $16000\text{MPa} \cdot \%$ 未満であり、強度 - 延性バランスに劣る。また、No. 21A の鋼板は、 $TS \times El$ の値は $16000\text{MPa} \cdot \%$ 以上であるが、引張強さが 950MPa 未満である。さらに、Si の含有量が高く本発明範囲外である No. 25A, 26I の鋼板および Cr 含有量が高く本発明範囲外である No. 23A の鋼板は、 $TS \times El$ の値は $16000\text{MPa} \cdot \%$ 以上であるが、鋼板表面に形成される表面酸化物によって、めっき性や合金化処理性が劣化している。

【実施例 2】

20

【0050】

表 1 に示した No. 2, 5, 18 および 21 の鋼塊を、実施例 1 の条件にしたがって冷延板とした後、表 3 に示したように、焼鈍の均熱温度を 780 、 820 および 860 の 3 水準に変化させ、他は一定の条件として焼鈍し、次いで、溶融亜鉛めっきし、合金化処理して合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA) とした。

上記合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、実施例 1 と同様にして、ミクロ組織と機械的特性を調べて結果を表 3 に併記して示した。

【0051】

【 表 3 】

鋼板 No.	鋼 No.	製 品 種 類	焼 鈍 条 件				鋼板のミクロ組織				機 械 的 特 性					備 考	
			均熱 温度 (°C)	均熱 時間 (sec)	平均 冷却 速度 (°C/s)	冷却 停止 温度 (°C)	合金化 温度 (°C)	フェライト 分率 (%)	残留γ 分率 (%)	パーライト 分率 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	TS×E1 (MPa・%)	ΔTS (MPa)		
2 a	2	G-A	780	60	10	470	550	35.2	63.0	1.8	0	602	1058	17.4	18409	37	参考例
2 b	2	G-A	820	60	10	470	550	34.9	63.5	1.6	0	572	1023	17.8	18209		参考例
2 c	2	G-A	860	60	10	470	550	34.6	63.5	1.9	0	569	1021	17.9	18276		参考例
5 a	5	G-A	780	60	10	470	550	37.2	60.5	2.3	0	674	1065	17.8	18957	20	発明例
5 b	5	G-A	820	60	10	470	550	35.3	63.2	1.5	0	654	1047	18.5	19370		発明例
5 c	5	G-A	860	60	10	470	550	35.5	62.4	2.1	0	648	1045	18.6	19437		発明例
18 a	18	G-A	780	60	10	470	550	44.1	53.6	2.3	0	724	1124	12.4	13938	138	比較例
18 b	18	G-A	820	60	10	470	550	37.5	58.2	4.3	0	618	1038	15.0	15570		比較例
18 c	18	G-A	860	60	10	470	550	32.6	64.3	3.1	0	589	986	16.1	15875		比較例
21 a	21	G-A	780	60	10	470	550	35.0	58.2	6.8	0	689	1011	14.8	14963	157	比較例
21 b	21	G-A	820	60	10	470	550	29.2	64.9	5.9	0	569	904	18.2	16453		比較例
21 c	21	G-A	860	60	10	470	550	24.2	70.2	5.6	0	492	854	20.7	17678		比較例

【 0 0 5 2 】

10

20

30

40

50

表3から、焼鈍均熱温度を780～860の範囲で変化させた場合の引張強さの変動幅TSは、本発明の成分組成を満たさないNo.18および21の鋼から得られた鋼板は、いずれも100MPaを大きく超えているのに対して、本発明の成分組成を満たすNo.5の鋼から得られた鋼板では100MPa以下である。これから、本発明の鋼板は、製造安定性に優れていることがわかる。

【産業上の利用可能性】

【0053】

本発明の高強度鋼板は、高強度であるにも拘わらず優れた延性を備えているので、自動車用部品はもとより、家電製品や建築分野において、従来材では適用が困難であった厳しい加工用途にも好適に用いることができる。

フロントページの続き

- (72)発明者 河村 健二
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 木津 太郎
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 高木 周作
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 長谷川 浩平
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 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
- (72)発明者 小林 聡雄
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 長滝 康伸
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
- (72)発明者 ヘラー トーマス
ドイツ連邦共和国, デー - 4 7 1 6 6 デュイスブルグ, カイザー - ビルヘルム - シュトラーセ
1 0 0 ティッセンクルップ スチール アクチェンゲゼルシャフト 内
- (72)発明者 ハーマー ブリジット
ドイツ連邦共和国, デー - 4 7 1 6 6 デュイスブルグ, カイザー - ビルヘルム - シュトラーセ
1 0 0 ティッセンクルップ スチール アクチェンゲゼルシャフト 内
- (72)発明者 ビアン ジアン
ドイツ連邦共和国, デー - 4 7 1 6 6 デュイスブルグ, カイザー - ビルヘルム - シュトラーセ
1 0 0 ティッセンクルップ スチール アクチェンゲゼルシャフト 内
- (72)発明者 ステッチ ギュンター
ドイツ連邦共和国, デー - 4 7 1 6 6 デュイスブルグ, カイザー - ビルヘルム - シュトラーセ
1 0 0 ティッセンクルップ スチール アクチェンゲゼルシャフト 内
- (72)発明者 ボーデ ロルフ
ドイツ連邦共和国, デー - 4 7 1 6 6 デュイスブルグ, カイザー - ビルヘルム - シュトラーセ
1 0 0 ティッセンクルップ スチール アクチェンゲゼルシャフト 内

審査官 長谷山 健

- (56)参考文献 特開2005 - 298964 (J P , A)
特開2007 - 138262 (J P , A)
特開2005 - 220430 (J P , A)
特開2005 - 281854 (J P , A)
特開2005 - 200690 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0
C 2 2 C 3 8 / 3 8
C 2 2 C 3 8 / 5 8
C 2 1 D 9 / 4 6