

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4924730号
(P4924730)

(45) 発行日 平成24年4月25日(2012.4.25)

(24) 登録日 平成24年2月17日(2012.2.17)

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

請求項の数 6 (全 17 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2010-38216 (P2010-38216)	(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
(22) 出願日	平成22年2月24日(2010.2.24)	(74) 代理人	100158665 弁理士 奥井 正樹
(65) 公開番号	特開2010-275628 (P2010-275628A)	(74) 代理人	100127513 弁理士 松本 悟
(43) 公開日	平成22年12月9日(2010.12.9)	(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
審査請求日	平成23年11月22日(2011.11.22)	(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
(31) 優先権主張番号	特願2009-109735 (P2009-109735)	審査官	河野 一夫
(32) 優先日	平成21年4月28日(2009.4.28)		最終頁に続く
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
早期審査対象出願			

(54) 【発明の名称】 加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき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：0.05%以上0.12%未満、Si：0.35%以上0.80%未満、Mn：2.0～3.5%、P：0.001～0.040%、S：0.0001～0.0050%、Al：0.005～0.1%、N：0.0001～0.0060%、Cr：0.01%～0.5%、Ti：0.010～0.080%、Nb：0.010～0.080%およびB：0.0001～0.0030%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物の組成からなり、体積分率が20～70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm以下のフェライト相を含有する組織を有し、引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量(片面当たり)：20～150 g/m²の溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】

質量%で、C：0.05%以上0.12%未満、Si：0.35%以上0.80%未満、Mn：2.0～3.5%、P：0.001～0.040%、S：0.0001～0.0050%、Al：0.005～0.1%、N：0.0001～0.0060%、Cr：0.01%～0.5%、Ti：0.010～0.080%、Nb：0.010～0.080%およびB：0.0001～0.0030%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物の組成からなり、体積分率が20～70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm以下のフェライト相と、残留オーステナイトとパーライトあわせて5%以下、平均結晶粒径が5 μm以下のベイナイトおよび/もしくはマルテンサイトからなる組織を有し、引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量(片面当たり)：20～150 g/m²の溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 3】

さらに鋼が質量%で、Mo：0.01～0.15%を含有することを特徴とする、請求項 1 または 2 に記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 4】

さらに鋼が質量%で、Ca：0.0001～0.0050%および/もしくはREM：0.0001～0.1%を含有することを特徴とする、請求項 1 乃至 3 のいずれか一項に記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 5】

さらに鋼が質量%で、Sb：0.0001～0.1%を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 4 のいずれか一項に記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

10

【請求項 6】

請求項 1 乃至 5 のいずれか一項に記載された組成からなる鋼スラブを、熱間圧延後、コイルに巻き取ったのち、酸洗し、ついで冷間圧延後、溶融亜鉛めっきを施して溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに際し、熱間圧延では、スラブ加熱温度を1150～1300、熱間仕上げ圧延温度を850～950として熱間圧延した後、熱間仕上げ圧延温度～（熱間仕上げ圧延温度-100）の温度域を平均冷却速度：5～200 / 秒として冷却し、400～650の温度でコイルに巻取り、ついで酸洗後、冷間圧延したのち、200 から中間温度までの1次平均昇温速度を5～50 / 秒として500～800の中間温度まで加熱し、さらに該中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1～10 / 秒として730～900の焼鈍温度まで加熱し、この焼鈍温度域に10～500秒保持したのち、450～550 まで1～30 / 秒の平均冷却速度で冷却し、ついで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特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、厳しい形状にプレス成形されることが要求される自動車部品などに用いて好適な、加工性、溶接性および疲労特性に優れた引張強度（TS）が980MPa以上の高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関するものである。

なお、本発明における溶融亜鉛めっき鋼板は、亜鉛めっき後に合金化熱処理を施したいわゆる合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含むものである。

30

【背景技術】

【0002】

自動車部品などに用いられる高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、その用途の特徴上、高強度に加えて、加工性に優れていることが要求される。

最近、車体軽量化による燃費向上および衝突安全性確保の観点から高強度の鋼板が自動車車体に求められ、適用が拡大している。また、従来は軽加工主体であったが、複雑形状への適用も検討されはじめている。

【0003】

しかしながら、一般に、鋼板の高強度化に伴い加工性は低下する傾向にあるため、高強度鋼板を適用する際の一番の課題として、プレス成形時における割れが挙げられる。従って、部品形状に応じて伸びフランジ性などの加工性を向上することが要求されている。980MPa以上の高強度鋼になると、特に、曲げ成形で加工される部品が増加するため、曲げ成形性も重要になる。

40

また、成形後は組み立て工程にて抵抗スポット溶接が施されるため、加工性に加えて、優れた溶接性も要求される。

さらには、部材の薄肉化に伴い、平面曲げ疲労特性が従来以上に必要となる部位もある。

【0004】

上記の要請に応えるべく、例えば特許文献 1～8 には、鋼成分や組織の限定、熱延条件

50

や焼鈍条件の最適化などにより、高加工性で高強度の溶融亜鉛めっき鋼板を得る方法が提案されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2004 - 232011号公報

【特許文献2】特開2002 - 256386号公報

【特許文献3】特開2002 - 317245号公報

【特許文献4】特開2005 - 105367号公報

【特許文献5】特許第3263143号公報

10

【特許文献6】特許第3596316号公報

【特許文献7】特開2001 - 11538号公報

【特許文献8】特開2006 - 63360号公報

【0006】

上掲した特許文献のうち、特許文献1には、C, Si含有量の多いTS 980MPa級の鋼材について開示されているが、伸びフランジ性や曲げ性については何ら考慮が払われていない。

また、特許文献2～4には、Crを活用した鋼材について開示されているが、やはり伸びフランジ性や曲げ性については何ら考慮が払われていない。

さらに、特許文献5～7には、伸びフランジ性を評価する指標の一つである穴拡げ率に関する記載があるが、引張強度(TS)は980MPaに達していない。また、曲げ性や疲労特性については記載されていない。

20

特許文献8にはTi添加による曲げ性の改善とフェライト粒径の微細化による切り欠き疲労特性向上について記載されているが、穴広げ特性や溶接性、平面曲げ疲労特性については記載されていない。切り欠き疲労特性はボルト止めや部品取り付けのための打ち抜き穴から発生する疲労破壊の評価指標であるのに対し、本発明が目的とする平面曲げ疲労特性は、部品の大部分を占める母材そのものの疲労特性の評価指標である。打ち抜き穴は打ち抜き時に導入されたき裂の状態が疲労特性に大きく寄与するのに対し、平滑部疲労は、母材の組織や成分が大きく影響する点で全く異なる特性である。

【発明の概要】

30

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、TS 980MPaの高い引張強度を有し、しかも加工性、溶接性および疲労特性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0008】

さて、発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意研究を重ねた。

その結果、以下(1)～(6)の知見を得た。

- (1) 加工性および溶接性の観点からは、C, P, S量を低減する必要がある。
- (2) 良好な表面性状を達成するためにはSi量を低く抑える必要がある。
- (3) CやPの低減に伴う強度低下については、Cr, Si, Mnを活用することにより、合金元素が少なくても高強度化が可能である。
- (4) 体積率が20～70%で、平均結晶粒径が5 μm以下のフェライト相を有する組織とすることにより、加工性および溶接性が向上する。
- (5) (4)に加えてベイナイトおよび/もしくはマルテンサイトの平均結晶粒径を5 μm以下とすることで、良好な曲げ特性を得ることができる。
- (6) (5)の組織制御を行なったときに、Crの多量添加は疲労特性を劣化させ、Si添加は疲労特性を向上させる。

40

本発明は上記の知見に立脚するものである。

50

【 0 0 0 9 】

すなわち、本発明は、上記の課題を解決するために、以下の手段を採用する。

[1] 質量%で、C : 0.05%以上0.12%未満、Si : 0.35%以上0.80%未満、Mn : 2.0~3.5%、P : 0.001~0.040%、S : 0.0001~0.0050%、Al : 0.005~0.1%、N : 0.0001~0.0060%、Cr : 0.01%~0.5%、Ti : 0.010~0.080%、Nb : 0.010~0.080%およびB : 0.0001~0.0030%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物の組成からなり、体積分率が20~70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm以下のフェライト相を含有する組織を有し、引張強度が980 MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量(片面当たり) : 20~150 g/m²の熔融亜鉛めっき層を有することを特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

10

[2] 質量%で、C : 0.05%以上0.12%未満、Si : 0.35%以上0.80%未満、Mn : 2.0~3.5%、P : 0.001~0.040%、S : 0.0001~0.0050%、Al : 0.005~0.1%、N : 0.0001~0.0060%、Cr : 0.01%~0.5%、Ti : 0.010~0.080%、Nb : 0.010~0.080%およびB : 0.0001~0.0030%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物の組成からなり、体積分率が20~70%で、かつ平均結晶粒径が5 μm以下のフェライト相と、残留オーステナイトとパーライトあわせて5%以下、平均結晶粒径が5 μm以下のベイナイトおよび/もしくはマルテンサイトからなる組織を有し、引張強度が980MPa以上で、さらに鋼板表面に付着量(片面当たり) : 20~150 g/m²の熔融亜鉛めっき層を有することを特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

[3] さらに鋼が質量%で、Mo : 0.01~0.15%を含有することを特徴とする、[1] または[2] に記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

20

[4] さらに鋼が質量%で、Ca : 0.0001~0.0050%および/もしくはREM : 0.0001~0.1%を含有することを特徴とする、[1] ~ [3] のいずれか一つに記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

[5] さらに鋼が質量%で、Sb : 0.0001~0.1%を含有することを特徴とする[1] ~ [4] のいずれか一つに記載の加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

[6] [1] ~ [5] のいずれか一つに記載された組成からなる鋼スラブを、熱間圧延後、コイルに巻き取ったのち、酸洗し、ついで冷間圧延後、熔融亜鉛めっきを施して熔融亜鉛めっき鋼板を製造するに際し、熱間圧延では、スラブ加熱温度を1150~1300、熱間仕上げ圧延温度を850~950として熱間圧延した後、熱間仕上げ圧延温度~(熱間仕上げ圧延温度-100)の温度域を平均冷却速度 : 5~200 / 秒として冷却し、400~650の温度でコイルに巻取り、ついで酸洗後、冷間圧延したのち、200 から中間温度までの1次平均昇温速度を5~50 / 秒として500~800の中間温度まで加熱し、さらに該中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1~10 / 秒として730~900の焼鈍温度まで加熱し、この焼鈍温度域に10~500秒保持したのち、450~550 まで1~30 / 秒の平均冷却速度で冷却し、ついで熔融亜鉛めっき処理、あるいはさらに合金化処理を施すことを特徴とする加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

30

【 発明の効果 】

【 0 0 1 0 】

40

本発明によれば、高強度を有し、しかも加工性、溶接性および疲労特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。そして、本発明により得られる高強度熔融亜鉛めっき鋼板は、自動車部品として要求される強度および加工性を共に満足しており、厳しい形状にプレス成形される自動車部品として好適である。

本発明において、加工性に優れるとは、引張強度と伸びとの積であるTS×EI 13000MPa・%で、かつ引張強度と穴拡げ率との積であるTS× 20000 MPa・%、90°V曲げでの限界曲げ半径 1.5 t (t : 鋼板の板厚) を満足することであり、また溶接性に優れるとは、ナゲット径が4 t (mm)以上で母材破断することであり、疲労特性にすぐれるとは、平面曲げ疲労限の耐久比(疲労限応力/TS) 0.42を満足することであり、さらに高強度とは、引張強度(TS)が980MPa以上を意味する。

50

【発明を実施するための形態】

【0011】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼板および鋼スラブの成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C：0.05%以上0.12%未満

マルテンサイト相の強度はC量に比例する傾向にあるので、Cはマルテンサイト相を利用して鋼を強化する上で不可欠の元素である。980MPa以上のTSを得るには0.05%以上のCが必要であり、C量の増加に伴ってTSは増加する。しかしながら、C量が0.12%以上になるとスポット溶接性が著しく劣化し、またマルテンサイト相の増量による硬質化、さらにはマルテンサイト相よりも硬質な残留オーステナイト相の生成により、曲げ性等の加工性も著しく低下する傾向にある。そのため、C量は0.05%以上0.12%未満の範囲に限定した。より好ましくは0.105%未満である。一方、980MPa以上のTSを安定して確保する観点から、好ましいC量は0.08%以上である。

10

【0012】

Si：0.35%以上0.80%未満

Siは、固溶強化により強度向上に寄与する元素であるとともに、平面曲げ疲労特性や伸びおよび溶接性を向上させるが、その効果は0.35%以上で発現する。しかしながら、含有量が0.80%以上含有されることにより、熱延時に難剥離性のスケールを生成して鋼板の表面性状を劣化させ、加工性や疲労特性を低下させる。さらに、鋼板表面に酸化物として濃化し、不めっきの原因ともなる。それ故、Si量は0.35%以上0.80%未満に限定した。好ましくは0.35%以上0.60%以下、より好ましくは、0.50%以下である。

20

【0013】

Mn：2.0~3.5%

Mnは、強度向上に有効に寄与し、この効果は2.0%以上含有することで認められる。一方、3.5%を超えて過度に含有すると、Mnの偏析などに起因して部分的に変態点が異なる組織となり、結果としてフェライト相とマルテンサイト相がバンド状で存在する不均一な組織となり、加工性が低下する。また、鋼板表面に酸化物として濃化し、不めっきの原因ともなる。それ故、Mn量は2.0%以上3.5%以下に限定した。好ましくは2.2%以上2.8%以下である。

30

【0014】

P：0.001~0.040%

Pは、強度向上に寄与する元素であるが、その反面溶接性を劣化させる元素でもあり、P量が0.040%を超えるとその影響が顕著に現れる。特にCrを0.5%超で添加する際にはPを0.02%まで低減する必要があるが、0.5%以下のCr添加であればPは0.040%まで許容される。一方、過度のP低減は製鋼工程における製造コストの増加を伴う。それ故、P量は0.001%以上0.040%以下の範囲に限定した。好ましくは0.001%以上0.025%以下、より好ましくは0.001%以上0.015%以下である。

40

【0015】

S：0.0001~0.0050%

S量が増加すると熱間赤熱脆性の原因となり、製造工程上不具合を生じる場合があり、また介在物MnSを形成し、冷間圧延後に板状の介在物として存在することにより、特に材料の極限変形能を低下させ、伸びフランジ性などの成形性を低下させる。S量が0.0050%までは問題ない。一方、過度の低減は製鋼工程における脱硫コストの増加を伴う。それ故、S量は0.0001%以上0.0050%以下の範囲に限定した。好ましくは0.0001%以上0.003%以下である。

【0016】

Al：0.005~0.1%

Alは、製鋼工程において脱酸剤として有効であり、また局部延性を低下させる非金属介

50

在物をスラグ中に分離する点でも有用な元素である。さらに、Alは、焼鈍時に、めっき性を阻害する表層でのMn、Si系の酸化物の形成を抑制し、めっき表面外観を向上させる効果がある。このような効果を得るには0.005%以上の添加が必要である。一方、0.1%を超えて添加すると、鋼成分コストの増大を招くだけでなく、溶接性を低下させる。それ故、Al量は0.005~0.1%の範囲に限定した。好ましくは0.01%以上0.06%以下である。

【 0 0 1 7 】

N : 0.0001 ~ 0.0060%

組織強化鋼において材料特性に及ぼすNの影響はあまり大きくはないが、0.0060%以下であれば本発明の効果を損なわない。一方、フェライトの清浄化による延性向上の観点からはN量は少ないほうが望ましいが、製鋼上のコストも増大するので、下限は0.0001%とした。すなわち、N量は0.0001%以上0.0060%以下とした。

10

【 0 0 1 8 】

Cr : 0.01 ~ 0.5%

Crは、鋼の焼入れ強化に有効な元素であり、この効果を得るためには、0.01%以上の添加を必要とする。また、Crはオーステナイトの焼き入れ性を向上させて、伸びおよび曲げ特性の向上に有効に寄与する。しかしながら、固溶強化能が小さいため、多量に添加すると疲労特性および溶接性を劣化させる。Cr量が0.5%を超えると疲労特性が劣化し、溶接性も低下する。それ故、Cr量は0.01~0.5%の範囲に限定した。より好ましくは0.3%以下である。

20

【 0 0 1 9 】

Ti : 0.010 ~ 0.080%

Tiは、鋼中でCまたはNと微細炭化物や微細窒化物を形成することにより、熱延板組織および焼鈍後の鋼板組織の細粒化および析出強化の付与に有効に作用する。この効果を得るためには、0.010%以上のTiが必要である。しかしながら、Ti量が、0.080%を超えるとこの効果が飽和するだけでなく、フェライト中に過度に析出物が生成し、フェライトの延性を低下させる。従って、Ti量は0.010~0.080%の範囲に限定した。より好ましくは0.020~0.060%の範囲である。

【 0 0 2 0 】

Nb : 0.010 ~ 0.080%

Nbは、固溶強化または析出強化により強度の向上に寄与する元素である。また、フェライトを強化することによりマルテンサイト相との硬度差を低減する効果を通じて、伸びフランジ性の改善にも有効に寄与する。さらには、フェライト粒およびベイナイト、マルテンサイト粒径の微細化に寄与して、曲げ性を改善させる。このような効果はNb量が0.010%以上で得られる。しかしながら、0.080%を超えて過度に含有されると、熱延板が硬質化し、熱間圧延、冷間圧延時の圧延荷重の増大を招く。また、フェライトの延性を低下させ、加工性が劣化する。従って、Nb量は0.010%以上0.080%以下の範囲に限定した。なお、強度および加工性の観点からは、Nb量は0.030~0.070%とするのが好ましい。

30

【 0 0 2 1 】

B : 0.0001 ~ 0.0030%

Bは、焼入れ性を高め、焼鈍冷却過程で起こるフェライトの生成を抑制し、所望のマルテンサイト量を得るのに寄与する。この効果を得るためには、B量は0.0001%以上含有させる必要があるが、0.0030%を超えると上記の効果は飽和する。それ故、B量は0.0001~0.0030%の範囲に限定した。好ましくは0.0005~0.0020%の範囲である。

40

本発明の鋼板は、所望の加工性、溶接性および疲労特性を得る上で、上記の成分組成を必須とし、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成からなるが、必要に応じて以下の元素を適宜含有させることができる。

【 0 0 2 2 】

Mo : 0.01 ~ 0.15%

Moは、鋼の焼入れ強化に有効な元素であり、この効果を得るためには、0.01%以上の添加を必要とする。しかしながら、Mo量が0.15%を超えると、溶接性確保のためにP低減が

50

必要となり、また、コストアップの要因となる。さらには疲労特性も劣化させる。それ故、Mo量は0.01%以上0.15%以下の範囲に限定した。より好ましくは0.01~0.05%の範囲である。

【0023】

Ca：0.0001~0.0050%、REM：0.0001~0.1%

CaおよびREMは、MnSなど硫化物の形状制御により延性および穴広げ性を向上させる効果があるが、多量に含有させてもその効果は飽和する傾向にある。よって、Caを含有させる場合、0.0001%以上0.0050%以下、好ましくは0.0001%以上0.0020%以下、REMを含有させる場合は、0.0001%以上0.1%以下、好ましくは0.0005%以上0.01%以下である。

【0024】

Sb：0.0001~0.1%

Sbはめっき性を大きく変化させることなく、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより鋼板表層の結晶を整粒にすることにより成形性を改善する作用を有する。Sbを含有させる場合は、0.0001%以上0.1%以下、好ましくは0.0005%以上0.01%以下である。

【0025】

Vは、炭化物の形成により、フェライト相を強化させる効果を有するが、逆にフェライト相の延性を低下させる。よって、Vは0.05%未満、より好ましくは0.005%未満で含有させることが好ましい。

その他、析出物を形成するZr、Mgなどは含有量が極力少ない方が好ましく、積極的に添加する必要はなく、0.0200%未満、より好ましくは0.0002%未満の範囲とする。

また、Cuは溶接性、Niはめっき後の表面外観に悪影響を及ぼす元素であり、従ってCu、Niはそれぞれ0.4%未満、より好ましくは0.04%未満の範囲とする。

【0026】

次に、本発明にとって重要な要件の一つである鋼組織の限定範囲および限定理由について説明する。

フェライト相の平均結晶粒径：5 μm以下

結晶粒の微細化は、鋼板の伸びフランジ性および曲げ性の向上に寄与する。本発明では、複合組織中のフェライト相の平均結晶粒径を5 μm以下に制限することにより、曲げ性の向上を達成した。

また、軟質な領域と硬質な領域が粗に存在すると、加工が不均一となり成形性が劣化する。この点、フェライト相とマルテンサイト相が均一微細に存在すると、加工時に鋼板の変形が均一となるので、フェライト相の平均結晶粒径は小さい方が望ましい。加工性の劣化を抑制するために好ましい範囲は1~3.5 μmである。

【0027】

フェライト相の体積分率：20~70%

フェライト相は軟質相であり、鋼板の延性に寄与するため、本発明の鋼板では、フェライト相を体積分率で20%以上含有させる必要がある。一方で、フェライト相が70%を超えて存在すると過度に軟質化し、強度の確保が困難となる。よって、フェライト相は体積分率で20%以上70%以下、好ましくは30%以上60%以下の範囲とした。

【0028】

平均結晶粒径が5 μm以下のベイナイトおよび/もしくはマルテンサイト

フェライト相以外には、オーステナイトからの低温変態相である焼き戻しされていないマルテンサイト相および/もしくはベイナイト相が5mm以下の平均結晶粒径とすることにより、穴広げ特性、曲げ性および疲労特性がさらに向上する。体積分率は30%以上80%以下の範囲である。このマルテンサイト相および/もしくはベイナイト相は、硬質相であり、変態組織強化によって鋼板の強度を増加させる作用を有している。また、硬質相の分散により疲労き裂の伝播を抑制する。しかしながら、マルテンサイト相および/もしくはベイナイト相の平均結晶粒径が5mmを超えるとこれらの効果が十分ではない。

なお、ここでは慣用に従い、結晶粒径としているが、実際には変態前の旧オーステナイ

10

20

30

40

50

ト粒に対応する領域を一結晶粒と見なして測定するものとする。

【0029】

上記したフェライト相、マルテンサイト相、ベイナイト相以外の残部組織としては、残留オーステナイト相、パーライト相が考えられるが、これらの合計量が体積分率で5%以下であれば、本発明の効果を損ねるものではない。

【0030】

次に、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

まず、上記の成分組成に調整された溶鋼から、連続鋳造法または造塊 - 分塊法でスラブを製造する。ついで、得られたスラブを、冷却後、再加熱したのち、あるいは鋳造後加熱処理を経ずにそのまま、熱間圧延を行う。スラブ加熱温度を1150~1300 として、熱延板を均一組織化し、伸びフランジ性などの加工性を向上させるために仕上げ圧延温度を850~950 とし、フェライト相とパーライト相の2相からなるバンド状組織の生成を抑制して熱延板を均一組織化し、さらに伸びフランジ性など加工性を向上させるために熱間仕上げ圧延温度~(熱間仕上げ圧延温度-100)間の平均冷却速度を5~200 /秒とし、表面性状および冷間圧延性を向上させるため巻取温度を400~650 として、熱間圧延を終了し、酸洗後、冷間圧延により所望の板厚とする。冷延圧下率はフェライト相の再結晶促進により延性を向上させるために30%以上とすることが望ましい。また、疲労特性向上のため、熱間圧延時のスケール除去のため、高圧水によりデスクーリングを行うことが好ましい。

【0031】

ついで、溶融亜鉛めっき工程では、冷却開始前の焼鈍時の組織を制御し、最終的に得られるフェライト分率と粒径を最適化させるために、200 から中間温度までの1次平均昇温速度を5~50 /秒とし、中間温度を500~800 とし、中間温度から焼鈍温度までの2次平均昇温速度を0.1~10 /秒とし、焼鈍温度を730~900 とし、この温度域に10~500秒保持したのち、冷却停止温度：450~550 まで1~30 /秒の平均冷却速度で冷却する。

冷却後、引き続き溶融亜鉛浴に鋼板を浸漬し、ガスワイピング等により亜鉛めっき付着量を制御したのち、あるいはさらに加熱して合金化処理を行った後、室温まで冷却する。

かくして本発明で目的とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られるが、めっき後の鋼板にスキンパス圧延を施しても良い。

【0032】

以下、製造条件の限定範囲および限定理由を具体的に説明する。

スラブ加熱温度：1150~1300

鋼スラブの加熱段階で存在している析出物は、最終的に得られる鋼板内では粗大な析出物として存在し、強度に寄与しないため、鋳造時に析出したTi, Nb系析出物を再溶解させる必要がある。ここに、1150 以上の加熱により強度への寄与が認められる。また、スラブ表層の気泡、偏析などの欠陥をスケールオフし、鋼板表面の亀裂、凹凸を減少し、平滑な鋼板表面を達成する観点からも1150 以上に加熱することが有利である。しかしながら、加熱温度が1300 を超えると、オーステナイト粒の粗大化を引き起こし、最終組織が粗大化し、伸びフランジ性を低下させる。従って、スラブ加熱温度は1150 以上1300 以下の範囲に限定した。

【0033】

仕上げ圧延温度：850~950

熱間仕上げ圧延温度を850 以上とすることにより加工性(延性、伸びフランジ性)を著しく向上させることができる。仕上げ圧延温度が850 未満の場合、熱間圧延後に、結晶が展伸された加工組織となる。また、鋳片内にてオーステナイト安定化元素であるMnが偏析していると、その領域のAr3変態点が低下し、低温までオーステナイト域となる。さらに、変態温度が低下することにより未再結晶温度域と圧延終了温度が同じ温度域となり、結果的に熱間圧延中に未再結晶のオーステナイトが存在すると考えられる。このように、不均一な組織となると加工時の材料の均一な変形が阻害され、優れた加工性を得ること

が困難となる。

一方、仕上げ圧延温度が950 を超えると酸化物（スケール）の生成量が急激に増大し、地鉄 - 酸化物界面が荒れ、酸洗、冷間圧延後の表面品質が劣化する傾向にあり、また酸洗後に熱延スケールの取れ残りなどが一部に存在すると、抵抗スポット溶接性や疲労特性に悪影響を及ぼす。さらに、結晶粒径が過度に粗大となり、加工時にプレス品表面荒れを生じる場合がある。従って、仕上げ圧延温度は850～950、好ましくは900～950とした。

【0034】

仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度 - 100）間の平均冷却速度：5～200 / 秒

仕上げ圧延直後の高温域〔仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度 - 100）〕における、平均冷却速度が5 / 秒に満たないと、熱延後、再結晶、粒成長し、熱延板組織が粗大化すると共に、フェライトとパーライトが層状に形成されたバンド状組織となる。焼鈍前にバンド状組織になると、成分の濃度ムラが生じた状態で熱処理されるため、めっき工程での熱処理では組織の微細均一化が困難となり、最終的に得られる組織が不均一となり、伸びフランジ性や曲げ性が低下する。このため、仕上げ圧延温度～（仕上げ圧延温度 - 100）における平均冷却速度は5 / 秒以上とする。一方、当該温度域における平均冷却速度が200 / 秒を超えても効果は飽和する傾向にあるので、当該温度域における平均冷却速度は5～200 / 秒の範囲とした。

10

【0035】

巻取温度：400～650

巻取温度については、650 を超えると、熱延スケール厚が増加し、酸洗、冷間圧延後の表面が荒れ、表面に凹凸が形成され、またフェライト粒径が粗大化するため加工性の低下および疲労特性の低下を招き、また酸洗後に熱延スケールが残存すると抵抗スポット溶接性に悪影響を及ぼす。一方、巻取温度が400 未満では熱延板強度が上昇し、冷間圧延における圧延負荷が増大し、生産性が低下する傾向にある。従って、巻取温度は400 以上650 以下の範囲とした。

20

【0036】

1次平均昇温速度（200 から中間温度まで）：5～50 / 秒、中間温度：500～800、2次平均昇温速度（中間温度から焼鈍温度まで）：0.1～10 / 秒

1次平均昇温速度が5 / 秒より遅いと、結晶粒が粗大化し、伸びフランジ性および曲げ性が低下する。この1次平均昇温速度は速くてもかまわないが、50 / 秒を超えると飽和する傾向にある。従って、1次平均昇温速度は5～50 / 秒の範囲とした。好ましくは10～50 / 秒である。

30

また、中間温度が800 を超えると結晶粒径が粗大化し、伸びフランジ性や曲げ性が低下する。中間温度は低くてもかまわないが、500 未満では効果は飽和し、最終的に得られる組織に差が少なくなる。従って、中間温度は500～800 とした。

2次平均昇温速度が10 / 秒より速い場合には、オーステナイトの生成が遅く、最終的に得られるフェライト相分率が多くなり、強度確保が困難となる。一方、2次平均昇温速度が0.1 / 秒より遅い場合には、結晶粒径が粗大化し、伸びや曲げ性が低下する。従って、2次平均昇温速度は0.1～10 / 秒の範囲とした。なお、2次平均昇温速度の上限は

40

10 / 秒未満とすることが好ましい。

【0037】

焼鈍温度：730～900、この温度域での保持時間：10～500秒

焼鈍温度が730 より低い場合、焼鈍時にオーステナイトが十分に生成しないため、強度確保ができない。一方、焼鈍温度が900 より高い場合、加熱中にオーステナイトが粗大化し、その後の冷却過程で生成するフェライト相の量が減少し、伸びが低下する、また、最終的に得られる結晶粒径が過度に粗大化し、穴拡げ率や曲げ性が低下する傾向にある。従って、焼鈍温度は730 以上900 以下とした。

また、当該焼鈍温度域における保持時間が10秒未満では焼鈍中のオーステナイト相の生

50

成が不足し、鋼板の強度確保が困難となる。一方、長時間焼鈍により結晶粒は成長し粗大化する傾向にあり、上記の焼鈍温度域における保持時間が500秒を超えると加熱焼鈍中のオーステナイト相およびフェライト相の粒径が粗大化し、最終的に熱処理後に得られる鋼板の組織が粗大化し、穴抜け率が低下する傾向にある。加えて、オーステナイト粒の粗大化は、プレス成形後の肌荒れの原因ともなり好ましくない。さらに、冷却停止温度までの冷却過程中的フェライト相の生成量も減少するため、伸びも低下する傾向にある。

従って、より微細な組織を達成することと、焼鈍前の組織の影響を小さくして均一微細な組織を得ることとを両立するために、保持時間は10秒以上500秒以下とした。好ましい保持時間は20秒以上200秒以下である。

【0038】

冷却停止温度までの平均冷却速度：1～30 / 秒

この冷却速度は、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相および/もしくはベイナイト相の存在比率を制御し、TS980MPa級以上の強度と加工性を確保するのに重要な役割を担っている。すなわち、平均冷却速度が30 / 秒を超えると、冷却中のフェライト生成が抑制され、マルテンサイト相が過度に生成するためTS980MPa級の確保は容易ではあるが、成形性の劣化や疲労特性の劣化を招く。一方、1 / 秒より遅いと、冷却過程中的に生成するフェライト相の量が多くなりパーライトも増加し、TSの確保ができない。当該平均冷却速度の好ましい範囲は5～20 / 秒である。

なお、この場合の冷却は、ガス冷却が好ましいが、炉冷、ミスト冷却、ロール冷却、水冷などを用いて組み合わせて行うことも可能である。

【0039】

冷却停止温度：450～550

冷却停止温度が550 より高い場合、オーステナイトからマルテンサイト相より軟質なパーライト変態あるいはベイナイト変態が進行し、TS980MPa級の確保が困難となる。また、硬質な残留オーステナイト相が生成すると伸びフランジ性が低下する。一方、冷却停止温度が450 未満の場合、ベイナイト変態の進行により残留オーステナイトが増加し、TS980MPa級の確保が困難となるとともに、伸びフランジ特性が劣化する。

【0040】

上記の冷却停止後、一般的な溶融亜鉛めっき処理を施して溶融亜鉛めっきとする。あるいはさらに、上記の溶融亜鉛めっき処理後、誘導加熱装置などを用いて再加熱を施す合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とする。

溶融亜鉛めっきの付着量：片面当たり20～150 g / m²

溶融亜鉛めっきの付着量は、片面当たり20～150 g / m²程度とする必要がある。というのは、このめっき付着量が20 g / m²未満では、耐食性の確保が困難であり、一方150 g / m²を超えると、耐食効果は飽和し、むしろコストアップとなるからである。

【0041】

なお、連続焼鈍後、最終的に得られた溶融亜鉛めっき鋼板に、形状矯正や表面粗度調整の目的から調質圧延を行ってもかまわないが、過度にスキンプラス圧延を行うと過剰に歪が導入され結晶粒が展伸され圧延加工組織となり、延性が低下するため、スキンプラス圧延の圧下率は0.1～1.5%程度とすることが好ましい。

【実施例1】

【0042】

表1に示す成分組成になる鋼を溶製し、スラブとしたのち、表2に示す種々の条件で熱間圧延、酸洗、圧下率：50%の冷間圧延、連続焼鈍およびめっき処理を施し、板厚が1.4 mmで片面当たりのめっき付着量が45g / m²の溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。

得られた溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、以下に示す材料試験を行い、材料特性を調査した。

得られた結果を表3に示す。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 3 】

なお、材料試験および材料特性の評価法は次のとおりである。

(1) 鋼板の組織

圧延方向断面、板厚：1/4面位置を光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡（SEM）で観察することにより調査した。フェライト相の結晶粒径は、JIS Z 0552に規定の方法に準拠して結晶粒度を測定し、平均結晶粒径に換算した。また、フェライト相、パーライトの体積分率は、倍率：1000倍の断面組織写真を用いて、フェライトおよびパーライトを目視判定によって特定し、画像解析により、任意に設定した100mm×100mm四方の正方形領域内に存在するフェライト相の占有面積を求め、これをフェライト相およびパーライトの体積分率とした。

10

残留オーステナイト量は鋼板を板厚1/4位置まで研削した後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨した面について、X線回折装置でMoのK線を用いて、fcc鉄の(200)、(220)、(311)面とbcc鉄の(200)、(211)、(220)面の積分強度を測定し、これらから残留オーステナイトの分率を求め、残留オーステナイトの分率とした。

ベイナイトとマルテンサイトの合計量はフェライト、オーステナイト、パーライト以外の部分とした。

ベイナイトとマルテンサイトの平均粒径は、それらの連続したひとつの領域を粒とみなし、JIS Z 0552に規定の方法に準拠して結晶粒度を測定し、平均結晶粒径に換算した。

【 0 0 4 4 】

(2) 引張特性

圧延方向と90°の方向を長手方向（引張方向）とするJIS Z 2201に記載の5号試験片を用い、JIS Z 2241に準拠した引張試験を行い評価した。なお、引張特性の評価基準はTS×EI値が13000MPa・%以上を良好とした。

20

【 0 0 4 5 】

(3) 穴拡げ率

日本鉄鋼連盟規格JFST1001に基づき実施した。初期直径 $d_0 = 10\text{mm}$ の穴を打抜き、60°の円錐ポンチを上昇させて穴を拡げた際に、亀裂が板厚貫通したところでポンチの上昇を止め、亀裂貫通後の打抜き穴径 d を測定し、次式

$$\text{穴拡げ率}(\%) = ((d - d_0) / d_0) \times 100$$

により穴拡げ率を算出した。

30

この試験は、同一番号の鋼板について3回実施し、穴拡げ率の平均値（ ）を求めた。なお、穴拡げ率の評価基準はTS×EI値が20000MPa・%以上を良好とした。

【 0 0 4 6 】

(4) 限界曲げ半径

JIS Z2248のVブロック法に基づき測定を実施した。曲げ部外側について目視で亀裂の有無を判定し、亀裂が発生していない最小の曲げ半径を限界曲げ半径とした。90°V曲げでの限界曲げ半径 $1.5t$ (t :鋼板の板厚)で良好とした。

【 0 0 4 7 】

(5) 抵抗スポット溶接性

まず、以下の条件にてスポット溶接を行った。電極：DR6mm - 40R、加圧力：4802N(490kgf)、初期加圧時間：30cycles/60Hz、通電時間：17cycles/60Hz、保持時間：1cycle/60Hzとした。試験電流は同一番号の鋼板に対し、4.6～10.0kAまで0.2kAピッチで変化させ、また10.0kAから溶着までは0.5kAピッチで変化させた。各試験片は、十字引張り試験、溶接部のナゲット径の測定に供した。抵抗スポット溶接継手の十字引張り試験はJIS Z 3137に基づき実施した。ナゲット径はJIS Z 3139に記載に準拠して以下のように実施した。抵抗スポット溶接後の対称円状のプラグを板表面に垂直な断面について、溶接点のほぼ中心を通る断面を適当な方法で半切断した。切断面を研磨、腐食した後、光学顕微鏡観察による断面組織観察によりナゲット径を測定した。ここで、コロナボンドを除いた溶融領域の最大直径をナゲット径とした。ナゲット径が $4t^{1/2}$ (mm) (t :鋼板の板厚)以上の溶接材において十字引張り試験を行った際、母材で破断した場合に、溶接性を良好とした。

40

50

【 0 0 4 8 】

(6) 平面曲げ疲労試験

平面曲げ疲労試験は、JIS Z 2275に準拠し、完全両振り（応力比-1）、周波数20Hzの条件で行った。耐久比 0.42で疲労特性良好とした。

【 0 0 4 9 】

【表 1】

鋼種	組成 (質量%)													備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ti	Nb	B	Mo	Ca		REM
A	0.092	0.38	2.51	0.014	0.0016	0.042	0.0035	0.25	0.024	0.038	0.0009	-	-	-	発明例
B	0.082	0.42	2.46	0.015	0.0009	0.034	0.0028	0.15	0.021	0.051	0.0012	-	-	-	発明例
C	0.098	0.48	2.61	0.009	0.0011	0.021	0.0030	0.09	0.032	0.046	0.0007	-	-	-	発明例
D	0.112	0.45	2.08	0.006	0.0025	0.026	0.0032	0.35	0.035	0.063	0.0018	-	-	-	発明例
E	0.075	0.52	2.76	0.008	0.0022	0.040	0.0024	0.41	0.051	0.022	0.0024	-	-	-	発明例
F	0.063	0.71	2.97	0.023	0.0042	0.030	0.0036	0.20	0.012	0.071	0.0028	-	-	-	発明例
G	0.087	0.55	2.76	0.030	0.0013	0.032	0.0029	0.30	0.018	0.028	0.0016	-	-	-	発明例
H	0.109	0.53	2.15	0.025	0.0019	0.038	0.0039	0.28	0.042	0.034	0.0014	-	-	-	発明例
I	0.103	0.64	2.43	0.036	0.0031	0.035	0.0025	0.11	0.045	0.042	0.0020	-	-	-	発明例
J	0.094	0.39	2.46	0.007	0.0005	0.041	0.0028	0.18	0.029	0.044	0.0011	0.04	-	-	発明例
K	0.044	0.54	2.11	0.015	0.0012	0.040	0.0024	0.22	0.029	0.056	0.0010	-	-	-	比較例
L	0.128	0.39	2.22	0.017	0.0027	0.031	0.0029	0.19	0.034	0.071	0.0021	-	-	-	比較例
M	0.094	0.11	2.76	0.028	0.0020	0.037	0.0022	0.33	0.016	0.049	0.0023	-	-	-	比較例
N	0.086	0.97	2.49	0.026	0.0033	0.028	0.0029	0.45	0.022	0.032	0.0015	-	-	-	比較例
O	0.073	0.50	1.91	0.031	0.0038	0.035	0.0030	0.47	0.041	0.028	0.0011	-	-	-	比較例
P	0.105	0.61	3.62	0.037	0.0025	0.045	0.0020	0.32	0.050	0.046	0.0016	-	-	-	比較例
Q	0.090	0.77	3.24	0.048	0.0016	0.033	0.0031	0.07	0.023	0.033	0.0008	-	-	-	比較例
R	0.081	0.51	2.75	0.031	0.0082	0.026	0.0031	0.12	0.032	0.051	0.0016	-	-	-	比較例
S	0.107	0.61	3.11	0.027	0.0019	0.12	0.0034	0.27	0.043	0.040	0.0022	-	-	-	比較例
T	0.091	0.40	2.48	0.019	0.0013	0.031	0.0036	0.58	0.027	0.035	0.0014	-	-	-	比較例
U	0.088	0.44	2.36	0.020	0.0025	0.043	0.0025	0.21	0.101	0.017	0.0023	-	-	-	比較例
V	0.076	0.59	2.68	0.033	0.0024	0.044	0.0027	0.34	0.016	0.092	0.0007	-	-	-	比較例
W	0.072	0.48	2.29	0.008	0.0032	0.022	0.0033	0.05	0.011	0.037	-	-	-	-	比較例
X	0.095	0.44	2.36	0.007	0.0008	0.035	0.0027	0.16	0.022	0.033	0.0005	0.0018	-	-	発明例
Y	0.093	0.40	2.54	0.008	0.0009	0.036	0.0027	0.19	0.025	0.034	0.0006	-	0.0030	-	発明例
Z	0.089	0.64	2.72	0.010	0.0022	0.029	0.0033	0.23	0.033	0.025	0.0013	-	-	0.004	発明例
AA	0.115	0.73	2.17	0.005	0.0008	0.075	0.0031	0.30	0.020	0.053	0.0021	0.02	0.0010	-	発明例
AB	0.100	0.36	2.65	0.022	0.0010	0.090	0.0033	0.08	0.011	0.043	0.0013	-	-	-	発明例

【 表 2 】

No.	鋼種	スラブ加熱温度(°C)	仕上げ圧延温度(°C)	仕上げ温度からの平均冷却速度(°C/秒)	巻取温度(°C)	1次平均昇温速度(°C/秒)	中間温度(°C)	2次平均昇温速度(°C/秒)	焼純温度(°C)	保持時間(秒)	平均冷却速度(°C/秒)	冷却停止温度(°C)	合金化の有無	スキンのパス(%)	備考
1	A	1200	900	20	550	15	650	1.5	820	90	10	480	有り	0.3	発明例
2	A	1000	900	20	550	15	650	1.5	820	90	10	480	有り	0.3	比較例
3	A	1250	1000	20	550	15	650	1.5	820	90	10	480	有り	0.3	比較例
4	A	1250	900	20	550	15	650	1.5	820	90	10	480	有り	0.3	発明例
5	B	1170	920	10	450	12	680	1.2	800	120	15	500	有り	0.3	発明例
6	B	1170	920	1	450	12	680	1.2	800	120	15	500	有り	0.3	比較例
7	C	1230	940	30	500	20	620	1.0	780	60	20	520	有り	0.1	発明例
8	C	1230	940	30	700	20	620	1.0	780	60	20	520	有り	0.1	比較例
9	D	1200	890	50	600	15	550	2.0	840	100	5	540	有り	0.3	発明例
10	D	1200	890	50	600	4	550	2.0	840	100	5	540	有り	0.3	比較例
11	E	1220	880	100	520	30	600	5.0	880	300	15	470	無し	0.3	発明例
12	E	1220	880	100	520	30	820	5.0	880	300	15	470	無し	0.3	比較例
13	F	1240	860	70	580	25	700	15.0	760	20	12	470	有り	0.3	比較例
14	F	1240	860	70	580	25	700	1.0	760	20	12	500	有り	0.3	発明例
15	F	1240	860	70	580	25	700	0.01	760	20	12	500	有り	0.3	比較例
16	G	1190	900	80	610	25	750	4.0	950	90	7	460	有り	0.5	比較例
17	G	1190	900	80	610	25	750	4.0	800	90	7	460	有り	0.5	発明例
18	G	1190	900	80	610	25	750	4.0	720	90	7	460	有り	0.3	比較例
19	H	1160	870	20	480	10	600	0.5	800	600	15	510	有り	0.3	比較例
20	H	1160	870	20	480	10	600	0.5	800	60	15	510	有り	0.3	発明例
21	H	1160	870	20	480	10	600	0.5	800	3	15	510	有り	0.3	比較例
22	H	1160	870	20	480	6	600	0.5	800	60	15	510	有り	0.3	発明例
23	I	1230	920	30	530	40	700	2.5	840	150	50	490	有り	0.7	比較例
24	I	1230	920	30	530	40	700	2.5	840	150	10	490	有り	0.7	発明例
25	I	1230	920	30	530	40	700	2.5	840	150	0.1	490	有り	0.7	比較例
26	J	1250	910	70	630	20	680	0.7	770	200	10	600	有り	0.3	比較例
27	J	1250	910	70	630	20	680	0.7	770	200	10	500	有り	0.3	発明例
28	J	1250	910	70	630	20	680	0.7	770	200	10	400	有り	0.3	比較例
29	K	1200	900	50	550	30	700	5.0	800	180	10	470	有り	0.3	比較例
30	L	1200	890	60	550	35	680	2.0	780	90	12	500	有り	0.3	比較例
31	M	1230	920	100	600	15	650	3.0	860	60	5	460	有り	0.3	比較例
32	N	1220	910	40	620	12	580	1.0	900	40	7	460	有り	0.3	比較例
33	O	1210	880	30	630	10	550	1.5	880	30	25	520	有り	0.3	比較例
34	P	1160	860	50	620	25	620	1.2	790	30	30	540	有り	0.3	比較例
35	Q	1170	920	80	570	25	600	0.5	860	90	20	460	有り	0.3	比較例
36	R	1200	900	100	540	30	700	7.0	820	100	15	490	有り	0.3	比較例
37	S	1230	930	60	560	15	750	0.7	810	150	12	500	有り	0.3	比較例
38	T	1230	890	40	550	10	780	2.0	760	90	7	510	有り	0.3	比較例
39	U	1230	870	30	500	15	600	1.0	790	60	20	530	有り	0.3	比較例
40	V	1200	900	50	480	20	620	0.7	800	150	10	480	有り	0.3	比較例
41	W	1180	860	80	470	20	570	3.0	830	120	12	470	有り	0.3	比較例
42	X	1230	900	35	480	18	650	1.0	750	50	12	520	有り	0.3	発明例
43	Y	1160	920	45	500	20	600	0.7	800	100	20	480	有り	0.5	発明例
44	Z	1240	910	75	550	15	680	0.5	780	60	15	500	有り	0.2	発明例
45	AA	1200	930	25	520	12	700	0.3	820	120	7	510	有り	0.3	発明例
46	AB	1160	940	15	600	15	620	0.7	840	180	10	490	有り	0.3	発明例

10

20

30

40

【 0 0 5 1 】

【表 3】

No	フェライト相		鋼板組織		材料特性										備考	
	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	ベイナイト相および/または マルテンサイト相		残部組織*	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS x EI (MPa·%)	TS x λ (MPa·%)	限界曲げ 半径 (mm)	限界曲げ半 径 (mm)/板 厚 (mm)	抵抗スポット溶 接性		耐久比**
			平均粒径 (μm)	体積分率 (%)												
1	3.5	48	3.1	51	1(γ)	714	1072	14.3	34	15330	36448	1.5	1.1	母材破断	0.45	発明例
2	6.7	46	6.4	52	2(γ)	705	1067	11.4	17	12164	18139	3.0	2.1	母材破断	0.37	比較例
3	7.2	41	8.3	58	1(γ)	729	1093	9.6	16	10493	17488	3.5	2.5	母材破断	0.39	比較例
4	3.2	49	2.8	50	1(γ)	713	1064	14.2	33	15109	35112	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
5	3.3	54	2.6	46	0	692	1016	15.3	35	15545	35560	1.5	1.1	母材破断	0.43	発明例
6	5.8	56	5.5	43	1(γ)	668	997	12.2	23	12163	22931	2.5	1.8	母材破断	0.45	比較例
7	2.3	47	1.9	51	2(γ)	700	1057	14.3	35	15115	36995	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
8	6.1	45	4.2	53	2(γ)	718	1071	11.1	29	11888	31059	2.0	1.4	母材破断	0.40	比較例
9	3.4	48	3.0	51	1(γ)	652	1039	13.2	26	13715	27014	2.0	1.4	母材破断	0.42	発明例
10	6.6	46	5.2	54	0	667	1052	11.2	18	11782	18936	3.0	2.1	母材破断	0.40	比較例
11	3.5	62	2.9	37	1(γ)	693	986	14.1	28	13903	27608	1.5	1.1	母材破断	0.43	発明例
12	5.9	58	4.5	41	1(γ)	692	995	12.7	25	12637	24875	2.5	1.8	母材破断	0.41	比較例
13	3.7	73	4.2	25	0	653	961	16.4	27	15760	25947	1.5	1.1	母材破断	0.44	比較例
14	4.2	64	4.5	36	0	684	985	13.4	25	13199	24625	2.0	1.4	母材破断	0.43	発明例
15	5.8	58	5.5	42	0	687	1003	12.7	27	12738	27081	2.5	1.8	母材破断	0.41	比較例
16	6.4	32	6.9	68	0	752	1092	9.6	41	10483	44772	4.0	2.9	母材破断	0.40	比較例
17	3.6	56	3.1	44	0	703	1022	13.2	29	13480	29638	2.0	1.4	母材破断	0.42	発明例
18	7.2	85	1.5	12	3(P)	646	892	16.7	32	14886	28544	2.5	1.8	母材破断	0.41	比較例
19	5.9	33	6.8	67	0	761	1109	10.7	18	11866	19962	2.5	1.8	母材破断	0.39	比較例
20	3.5	42	3.2	57	1(γ)	723	1046	13.6	22	14226	23012	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
21	6.8	75	1.9	19	6(P)	639	952	17.4	20	16585	19040	2.0	1.4	母材破断	0.42	比較例
22	4.5	40	4.7	60	0	694	1053	14.2	20	14953	21060	2.0	1.4	母材破断	0.43	発明例
23	3.6	13	8.3	86	1(γ)	782	1169	10.5	42	12275	49098	2.0	1.4	母材破断	0.38	比較例
24	3.2	44	3.6	54	2(γ)	736	1077	13.5	23	14540	24771	2.0	1.4	母材破断	0.43	発明例
25	7.3	67	6.7	21	12(P)	622	873	17.6	24	15365	20952	2.5	1.8	母材破断	0.39	比較例
26	3.7	54	3.6	29	17(P)	613	905	15.4	22	13937	19910	2.5	1.8	母材破断	0.40	比較例
27	3.2	57	2.7	42	1(γ)	699	1026	15.1	32	15493	32832	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
28	3.3	66	3.1	27	1(γ)	638	942	19.6	15	18483	14130	3.0	2.1	母材破断	0.45	比較例
29	2.7	74	2.4	25	2(γ)	621	925	17.6	30	16280	27750	1.5	1.1	母材破断	0.43	比較例
30	3.3	43	2.9	52	5(γ)	834	1231	12.4	24	15264	30775	3.0	2.1	ナゲット内破断	0.44	比較例
31	3.9	42	3.2	56	2(γ)	702	1037	15.4	24	15970	24888	3.0	2.1	母材破断	0.40	比較例
32	4.1	44	3.6	51	5(γ)	654	1064	16.5	20	17556	21280	2.0	1.4	母材破断	0.35	比較例
33	2.8	72	2.1	28	0	603	964	16.9	35	16292	33740	2.0	1.4	母材破断	0.47	比較例
34	3.1	35	2.4	63	2(γ)	754	1186	12.8	25	15181	29650	3.0	2.1	ナゲット内破断	0.43	比較例
35	3.4	40	2.5	58	2(γ)	726	1079	14.5	24	15646	25896	2.5	1.8	母材破断	0.42	比較例
36	4.6	52	3.8	47	1(γ)	638	1020	15.3	15	15606	15300	2.0	1.4	母材破断	0.44	比較例
37	3.8	42	3.2	55	3(γ)	746	1149	13.5	24	15512	27576	1.5	1.1	母材破断	0.44	比較例
38	3.4	41	3.1	58	1(γ)	685	1072	14.3	20	15330	21440	0.5	0.4	母材破断	0.42	比較例
39	2.1	55	3.4	45	0	765	1002	11.4	22	11423	22044	2.0	1.4	母材破断	0.45	比較例
40	1.8	50	1.4	50	0	809	1056	10.5	32	11088	33792	1.5	1.1	母材破断	0.46	比較例
41	3.1	75	2.5	24	1(γ)	667	946	15.1	26	14285	24596	2.5	1.8	母材破断	0.44	比較例
42	3.2	53	2.9	47	0	665	996	16.3	39	16235	38844	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
43	3.1	46	2.9	51	3(γ)	683	1051	14.7	37	15450	38847	1.5	1.1	母材破断	0.44	発明例
44	4.3	49	3.1	49	2(γ)	718	1039	15.3	32	15897	33248	2.0	1.4	母材破断	0.43	発明例
45	2.9	44	2.6	53	3(γ)	735	1120	15.0	35	16800	39200	2.0	1.4	母材破断	0.42	発明例
46	3.6	41	3.3	58	1(γ)	708	1133	14.1	28	15975	31724	2.0	1.4	母材破断	0.44	発明例

*: 残部組織の()内は組織の種類 残留オーステナイト γ、パーライト P
**耐久比=疲労強度/TS

【0052】

表3に示したとおり、本発明の実施例である発明例No. 1、4、5、7、9、11、14、17、20、22、24、27および42~46では、引張強度TSが980MPa以上であって、TS x EI 13000MPa・%、TS x 20000MPa・%、90°V曲げでの限界曲げ半径 1.5t (t:板厚、実施例ではt=1.4mm、1.5t=2.1)、良好な抵抗スポット溶接性(母材破断)、かつ良好な疲労特性(耐久

比 0.42)を同時に満足する加工性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られていることが分かる。

【0053】

これに対して、本発明の範囲を外れる比較例 No. 2、3、6、8、10、12、13、15、16、18、19、21、23、25、26、28～41は、上記の材料特性のいずれか1つ以上が劣っている。

このうち、No. 2、3、6、8、10、12、13、15、16、18、19、21、23、25、26および28は成分組成は、本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の条件を外れている。例えば、No. 2および3は、それぞれスラブの加熱温度や仕上げ圧延の温度が本発明の範囲を外れており、フェライト相の平均粒径が本発明の範囲を超えているため、TSが980MPaを超えるが、TS×E_L、TS× α 、90°V曲げでの限界曲げ半径および疲労特性のいずれもが良好な範囲を外れている。No. 13および18は、それぞれ2次平均昇温速度、焼鈍温度が本発明の範囲を外れており、フェライト相の体積分率が本発明の上限を超えているため、軟質化してTSが980MPaを下回って、良好な範囲を外れている。

10

また、No. 29～41は、成分組成が本発明を外れているものである。例えば、No. 30、35および37は、それぞれC、P、Alの含有量が本発明の範囲を超えており、溶接性が良好な範囲を外れている。No. 32はSiの含有量が本発明の範囲を超えており、疲労特性(耐久比)が良好な範囲から外れている。

表3に示したとおり、発明例では、TS×E_L 13000MPa・%、TS× α 20000MPa・%、90°V曲げでの限界曲げ半径 1.5t (t:鋼板の板厚)、良好な抵抗スポット溶接性かつ、良好な疲労特性を同時に満足する加工性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られていることが分かる。

20

【産業上の利用可能性】

【0054】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、高い引張強度を有するだけでなく、加工性、溶接性および疲労特性に優れるため、自動車部品をはじめとして、建築および家電分野など厳しい寸法精度、加工性や厳しい応力負荷条件での耐久性が必要とされる用途に好適に使用することができる。

 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 2/40
	C 2 3 C	2/28	(2006.01)	C 2 3 C 2/28

(56) 参考文献 特開 2 0 0 8 - 2 8 0 6 0 8 (J P , A)
 特開 2 0 0 2 - 2 5 6 3 8 6 (J P , A)
 特開 2 0 0 5 - 1 0 5 3 6 7 (J P , A)
 特開 2 0 0 4 - 2 1 1 1 4 0 (J P , A)
 特開 2 0 0 4 - 2 9 2 8 8 1 (J P , A)

(58) 調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

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