(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4883216号
(P4883216)

(45)発行日　平成24年2月22日(2012.2.22)　(24)登録日　平成23年12月16日(2011.12.16)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301T
C22C 38/06	(2006.01)	C22C	38/06	
C22C 38/60	(2006.01)	C22C	38/60	
C21D 9/46	(2006.01)	C21D	9/46	J

請求項の数 6　(全 15 頁)

(21)出願番号　特願2010-262089 (P2010-262089)
(22)出願日　平成22年11月25日 (2010.11.25)
(65)公開番号　特開2011-168879 (P2011-168879A)
(43)公開日　平成23年9月1日 (2011.9.1)
審査請求日　平成23年9月30日 (2011.9.30)
(31)優先権主張番号　特願2010-11951 (P2010-11951)
(32)優先日　平成22年1月22日 (2010.1.22)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

早期審査対象出願

(73)特許権者　000001258
ＪＦＥ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　金子　真次郎
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　中垣内　達也
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】加工性とスポット溶接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】
成分組成は、質量％でＣ：０．０４％以上０．１０％以下、Ｓｉ：０．７％以上２．３％以下、Ｍｎ：０．８％以上２．０％以下、Ｐ：０．０３％以下、Ｓ：０．００３％以下、Ａｌ：０．１％以下、Ｎ：０．００８％以下を含有し、かつ、〔Ｃ％〕×〔Ｓｉ％〕≦０．２０（〔Ｃ％〕、〔Ｓｉ％〕はＣ、Ｓｉの含有量（質量％）を示す。）を満たし、残部が鉄および不可避的不純物からなり、組織は、面積率で、７５％以上のフェライト相と１％以上のベイニティックフェライト相と１％以上１０％以下のパーライト相を有し、さらに、マルテンサイト相の面積率が５％未満であり、かつ、マルテンサイト面積率／（ベイニティックフェライト面積率＋パーライト面積率）≦０．６を満たすことを特徴とする加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
【請求項２】
さらに、成分組成として、質量％で、Ｃｒ：０．０５％以上１．０％以下、Ｖ：０．００５％以上０．５％以下、Ｍｏ：０．００５％以上０．５％以下、Ｂ：０．０００３％以上０．００５０％以下、Ｎｉ：０．０５％以上１．０％以下、Ｃｕ：０．０５％以上１．０％以下から選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする請求項１に記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
【請求項３】
さらに、成分組成として、質量％で、Ｔｉ：０．０１％以上０．１％以下、Ｎｂ：０．０１％以上０．１％以下から選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする請

求項１または２に記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
【請求項４】
さらに、成分組成として、質量％で、Ｔａ：０．００１％以上０．０１０％以下、Ｓｎ：０．００２％以上０．２％以下のうちから選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする請求項１～３のいずれかに記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
【請求項５】
さらに、成分組成として、質量％で、Ｓｂ：０．００２％以上０．２％以下を含有することを特徴とする請求項１～４のいずれかに記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。
【請求項６】
鋼スラブを、熱間圧延、酸洗し、必要に応じて冷間圧延した後、６５０℃以上の温度域まで５℃／ｓ以上の平均加熱速度で加熱し、７５０～９００℃の温度域で１５～６００ｓ保持し、冷却した後、４５０～５５０℃の温度域にて１０～２００ｓ保持し、次いで、溶融亜鉛めっきを施した後、５００～６００℃の温度域において、
０．４５≦ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）≦１．０
Ｔ：平均保持温度（℃）、ｔ：保持時間（ｓ）
を満たす条件で亜鉛めっきの合金化処理を施すことを特徴とする請求項１～５のいずれかに記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、自動車、電気等の産業分野で使用される部材として好適な加工性とスポット溶接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に関する。
【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。これに伴い、車体材料の高強度化により薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発となってきている。
【０００３】
しかしながら、鋼板の高強度化は延性の低下、即ち成形加工性の低下を招く。このため、高強度と高加工性を併せ持つ材料の開発が望まれているのが現状である。
【０００４】
また、高強度鋼板を自動車部品のような複雑な形状へ成形加工する際には、張出し部位や伸びフランジ部位で割れやネッキングの発生が大きな問題となる。そのため、割れやネッキングの発生の問題を克服できる高い延性と高い穴拡げ性を両立した高強度鋼板も必要とされている。
【０００５】
高強度鋼板の成形性向上に対しては、これまでにフェライト－マルテンサイト二相鋼(Dual-Phase鋼）や残留オーステナイトの変態誘起塑性（Transformation Induced Plasticity）を利用したＴＲＩＰ鋼など、種々の複合組織型高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開発されてきた。
【０００６】
例えば、特許文献１では、化学成分を規定し、残留オーステナイトおよびマルテンサイトの体積率、また、その製造方法を規定することにより、延性に優れた鋼板が提案されている。また、特許文献２では、化学成分を規定し、さらにその特殊な製造方法を規定することにより延性に優れた鋼板が提案されている。特許文献３では、化学成分を規定し、フェライトとベイニティックフェライトと残留オーステナイトの体積率を規定することにより、延性に優れた鋼板が提案されている。
【０００７】

しかしながら、特許文献１～３の技術では、高強度薄鋼板の延性を向上させることを主目的としているため、伸びフランジ性（穴拡げ性）については充分に考慮されていないため、プレス成形における部品形状の適用範囲が限定されてしまう問題が有る。さらには、所望の強度や加工性を実現するために、多量の合金元素の添加が必要となり、スポット溶接部の溶融部の硬質化、溶接熱影響部（ＨＡＺ部）の軟化、溶融部凝固時の脆化などを要因とした溶接部強度の低下を招く傾向があった。

【０００８】

一方、スポット溶接性については、例えば、特許文献４では、組織制御とＭｏの微量添加によりスポット溶接性を改善した高強度冷延鋼板が、特許文献５では、析出強化元素の添加により加工性とスポット溶接性を両立した鋼板が、特許文献６では、複合組織鋼板においてＳｉ、Ｐの添加量を低減することによりスポット溶接性を改善した鋼板が提案されている。

【０００９】

特許文献４ではＭｏ添加によりスポット溶接時の割れや空孔などの溶接欠陥を抑制することが提案されているが、引張剪断強度のみの検討を行っており、高強度材で問題となり易い十字引張強度（延性比）について充分に検討されているとは言いがたい。特許文献５では炭・窒化物によりフェライトを析出強化することにより強度を確保し、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ添加量を抑制してタガネチェック時にナゲット内で割れを生じないようにすることが提案されているが、溶接施行時のチェックに対応できたとしても、実用上のスポット溶接部強度については考慮されていない。特許文献６ではチリの発生と引張試験の破断形態のみを検討しており、実用上のスポット溶接部強度については考慮されていないばかりか、熱延プロセスでの製造に限定されたものとなっている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１０】

【特許文献１】特開２００１－１４００２２号公報
【特許文献２】特開平４－２６７４４号公報
【特許文献３】特開２００７－１８２６２５号公報
【特許文献４】特開２００１－１５２２８７号公報
【特許文献５】特開２００２－８０９３１号公報
【特許文献６】特開２００１－２７９３７７号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【００１１】

本発明は、かかる事情に鑑み、高強度（５４０ＭＰａ以上の引張強度ＴＳ）を有し、かつ、加工性（高延性と高穴拡げ性）とスポット溶接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を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【００１２】

まず、この発明の根拠となる実験事実について述べる。

【００１３】

質量％でＣが０．０４～０．１６％、Ｓｉが０．７～２．３％、Ｍｎが１．５～１．６％、Ｐが０．０１～０．０２％、Ｓが０．００２～０．００３％、Ａｌが０．０２～０．０３％、Ｎが０．００２５～０．００３５％の範囲で主にＣ添加量，Ｓｉ添加量を種々に変化させた成分組成を有する鋼を研究室的に溶製し、得られた溶解鋼を１２００℃に加熱後、８７０℃の仕上温度で板厚３．２ｍｍまで熱間圧延を行い、５２０℃の炉で１時間保持したのち炉冷した。酸洗の後、板厚を１．４ｍｍまで冷間圧延を施し、冷延鋼板を製造した。次いで、８２５℃で１２０秒の焼鈍処理を行い、５２０℃まで冷却した後そのまま６０秒保持した。引き続いて、得られた冷延鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬してめっきを施した後、５５０℃で１５秒の合金化処理を加え溶融亜鉛めっき鋼板を作製した。得られ

た鋼板について断面ナゲット径が５．０ｍｍとなる溶接条件で２枚重ねのスポット溶接を施し、剪断引張強度と十字引張強度を測定し、延性比（十字引張強度／剪断引張強度）を評価した。スポット溶接の施行および評価は日本溶接協会（ＪＷＥＳ）規格のＷＥＳ７３０１に準拠して実施した。その結果、図１に示すようにＣ添加量とＳｉ添加量の積が０．２０以下の範囲で高い延性比を示し、著しくスポット溶接性が向上することを知見した。

【００１４】

本発明者らは、さらに、高強度（５４０ＭＰａ以上の引張強度ＴＳ）を有し、かつ、加工性（高延性と高穴拡げ性）とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得るべく鋭意検討を重ねたところ、以下のことを見出した。

【００１５】

Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎの添加量を適正範囲に制御しながら、フェライト相の分率（面積率）と第二相の組織形態を適切に調整し、さらに，Ｃ添加量とＳｉ添加量の積を特定の範囲内に制御することで、スポット溶接性を損なうことなく、高い強度と加工性（延性と穴拡げ性）の向上を達成することができる。

【００１６】

本発明は、以上の知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

【００１７】

（１）成分組成は、質量％でＣ：０．０４％以上０．１０％以下、Ｓｉ：０．７％以上２．３％以下、Ｍｎ：０．８％以上２．０％以下、Ｐ：０．０３％以下、Ｓ：０．００３％以下、Ａｌ：０．１％以下、Ｎ：０．００８％以下を含有し、かつ、〔Ｃ％〕×〔Ｓｉ％〕≦０．２０（〔Ｃ％〕、〔Ｓｉ％〕はＣ、Ｓｉの含有量（質量％）を示す。）を満たし、残部が鉄および不可避的不純物からなり、組織は、面積率で、７５％以上のフェライト相と１％以上のベイニティックフェライト相と１％以上１０％以下のパーライト相を有し、さらに、マルテンサイト相の面積率が５％未満であり、かつ、マルテンサイト面積率／（ベイニティックフェライト面積率＋パーライト面積率）≦０．６を満たすことを特徴とする加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【００１８】

（２）さらに、成分組成として、質量％で、Ｃｒ：０．０５％以上１．０％以下、Ｖ：０．００５％以上０．５％以下、Ｍｏ：０．００５％以上０．５％以下、Ｂ：０．０００３％以上０．００５０％以下、Ｎｉ：０．０５％以上１．０％以下、Ｃｕ：０．０５％以上１．０％以下から選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする（１）に記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【００１９】

（３）さらに、成分組成として、質量％で、Ｔｉ：０．０１％以上０．１％以下、Ｎｂ：０．０１％以上０．１％以下から選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする（１）または（２）に記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【００２０】

（４）さらに、成分組成として、質量％で、Ｔａ：０．００１％以上０．０１０％以下、Ｓｎ：０．００２％以上０．２％以下のうちから選ばれる少なくとも１種の元素を含有することを特徴とする（１）～（３）のいずれかに記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【００２１】

（５）さらに、成分組成として、質量％で、Ｓｂ：０．００２％以上０．２％以下を含有することを特徴とする（１）～（４）のいずれかに記載の加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【００２２】

（６）　（１）～（５）のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延、酸洗し、必要に応じて冷間圧延した後、６５０℃以上の温度域まで５℃／ｓ以上の平均加

熱速度で加熱し、７５０～９００℃の温度域で１５～６００ｓ保持し、冷却した後、４５０～５５０℃の温度域にて１０～２００ｓ保持し、次いで、溶融亜鉛めっきを施した後、５００～６００℃の温度域において、

０．４５≦ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）≦１．０

Ｔ：平均保持温度（℃）、ｔ：保持時間（ｓ）

を満たす条件で亜鉛めっきの合金化処理を施すことを特徴とする加工性とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【００２３】

本発明により、高強度（５４０ＭＰａ以上の引張強度ＴＳ）を有し、かつ、加工性（高延性と高穴拡げ性）とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造が可能となる。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を、例えば、自動車構造部材に適用することにより、一層の乗員の安全性確保や大幅な車体軽量化による燃費改善を図ることができる。

【図面の簡単な説明】

【００２４】

【図１】延性比とＣ添加量とＳｉ添加量の積の関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【００２５】

以下に、本発明の詳細を説明する。なお、成分元素の含有量を表す「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味する。

【００２６】

１）成分組成

Ｃ：０．０４％以上０．１０％以下

Ｃは、鋼を強化するにあたり重要な元素であり、高い固溶強化能を有するとともに、組織強化を利用する際に、その面積率や硬度を調整するために不可欠な元素である。Ｃ量が０．０４％未満では、必要な強化能を得るのが困難になる。一方、Ｃ量が０．１０％を超えると、溶接性が劣化するともに、マルテンサイトなどの低温変態相が著しく硬化して成形性、特に穴拡げ性の低下を招く。したがって、Ｃ量は０．０４～０．１０％とする。

【００２７】

Ｓｉ：０．７％以上２．３％以下

Ｓｉはフェライト生成を促進するとともに、フェライト相の加工硬化能を高めて延性を向上する。また、固溶強化に有効な元素であり強度の上昇に有効である。これらの効果を得るためには０．７％以上の添加が必要である。しかしながら、２．３％を超えるＳｉの過剰な添加は、表面性状の劣化や、めっき密着性の低下を引き起こす。よって、Ｓｉは０．７％以上２．３％以下とする。好ましくは、１．２％以上１．８％以下である。

【００２８】

〔Ｃ％〕×〔Ｓｉ％〕≦０．２０

ＣとＳｉは、本発明においては複合的に添加量を制御することが極めて重要である。ＣとＳｉはいずれもスポット溶接時の溶融部の硬度を上昇して、溶融部と母材部間での応力集中を促進して溶接部強度を低下させる作用を有する。特に両方の元素を複合で添加させるとこの効果が相乗的に作用し、ある特定の値を超えると溶接部強度が極端に低下する。従って、Ｃ添加量（％）とＳｉ添加量（％）の積を０．２０以下とする。

【００２９】

Ｍｎ：０．８％以上２．０％以下

Ｍｎは、鋼の強化に有効な元素である。また、オーステナイトを安定化させる元素であり、第二相の分率調整に必要な元素である。このため、Ｍｎは０．８％以上の添加が必要である。一方、２．０％を超えて過剰に添加すると、第二相中のマルテンサイト面積率が増加し、材質安定性の確保が困難となる。また、近年Ｍｎの合金コストが高騰しているため、コストアップの要因にも繋がる。従って、Ｍｎは０．８％以上２．０％以下とする。好ましくは１．０％以上１．８％以下である。

【００３０】
Ｐ：０．０３％以下
Ｐは、鋼の強化に有効な元素であるが、０．０３％を超えて過剰に添加すると、粒界偏析により脆化を引き起こし、耐衝撃性を劣化させるとともに、溶接時の凝固割れを助長し溶接強度を低下させる。従って、Ｐは０．０３％以下とする。好ましくは０．０２％以下、より好ましくは０．０１％以下である。
【００３１】
Ｓ：０．００３％以下
Ｓは、粒界に偏析して熱間加工時に鋼を脆化させるとともに、硫化物として存在して局部変形能を低下させる。さらに、溶接時の凝固割れを助長し溶接強度を低下させる。そのため、Ｓは０．００３％以下とする。好ましくは０．００２％以下、より好ましくは０．００１％以下である。
【００３２】
Ａｌ：０．１％以下
Ａｌは、フェライト生成元素であり、製造時におけるフェライト生成量をコントロールするのに有効な元素である。しかしながら、Ａｌの過剰な添加は製鋼時におけるスラブ品質を劣化させる。そのため、Ａｌは０．１％以下とする。
【００３３】
Ｎ：０．００８％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、少ないほど好ましく、０．００８％を超えると耐時効性の劣化が顕著となる。従って、Ｎは０．００８％以下とする。
【００３４】
残部はＦｅおよび不可避的不純物である。ただし、これらの成分元素に加えて、以下の元素から選ばれる少なくとも１種を必要に応じて添加することができる。
【００３５】
Ｃｒ：０．０５％以上１．０％以下、Ｖ：０．００５％以上０．５％以下、Ｍｏ：０．００５％以上０．５％以下、Ｂ：０．０００３％以上０．００５０％以下、Ｎｉ：０．０５％以上１．０％以下、Ｃｕ：０．０５％以上１．０％以下
Ｃｒ、Ｖ、Ｍｏは強度と延性のバランスを向上させる作用を有するので必要に応じて添加することができる。その効果は、Ｃｒ：０．０５％以上、Ｖ：０．００５％以上、Ｍｏ：０．００５％以上で得られる。しかしながら、それぞれＣｒ：１．０％、Ｖ：０．５％、Ｍｏ：０．５％を超えて過剰に添加すると、第二相分率が過大となり著しい強度上昇等の懸念が生じる。また、コストアップの要因にもなる。従って、これらの元素を添加する場合には、その量をそれぞれＣｒ：０．０５％以上１．０％以下、Ｖ：０．００５％以上０．５％以下、Ｍｏ：０．００５％以上０．５％以下とする。
【００３６】
Ｂはオーステナイト粒界からのフェライトの生成・成長を抑制する作用を有するので必要に応じて添加することができる。その効果は，０．０００３％以上で得られる。しかし、０．００５０％を超えると加工性が低下する。また、コストアップの要因にもなる。従って、Ｂを添加する場合は０．０００３％以上０．００５０％以下とする。
【００３７】
Ｎｉ、Ｃｕは鋼の強化に有効な元素であり、本発明で規定した範囲内であれば鋼の強化に使用して差し支えない。また内部酸化を促進してめっき密着性を向上させる。これらの効果を得るためには，それぞれ０．０５％以上必要である。一方、Ｎｉ、Ｃｕともに１．０％を超えて添加すると、鋼板の加工性を低下させる。また、コストアップの要因にもなる。よって、Ｎｉ、Ｃｕを添加する場合に、その添加量はそれぞれ０．０５％以上１．０％以下とする。
【００３８】
更に、下記のＴｉ、Ｎｂのうちから１種以上の元素を含有することができる。
【００３９】

Ｔｉ：０．０１％以上０．１％以下、Ｎｂ：０．０１％以上０．１％以下
Ｔｉ、Ｎｂは鋼の析出強化に有効で、その効果はそれぞれ０．０１％以上で得られ、本発明で規定した範囲内であれば鋼の強化に使用して差し支えない。しかし、それぞれが０．１％を超えると加工性および形状凍結性が低下する。また、コストアップの要因にもなる。従って、Ｔｉ、Ｎｂを添加する場合には，その添加量をＴｉは０．０１％以上０．１％以下、Ｎｂは０．０１％以上０．１％以下とする。

【００４０】

更に、下記のＴａ、Ｓｎのうちから１種以上の元素を含有することができる。

【００４１】

Ｔａ：０．００１～０．０１０％、Ｓｎ：０．００２～０．２％

Ｔａは、ＴｉやＮｂと同様、合金炭化物や合金炭窒化物を形成して高強度化に寄与するのみならず、Ｎｂ炭化物やＮｂ炭窒化物に一部固溶し、（Ｎｂ，Ｔａ）（Ｃ，Ｎ）のような複合析出物を形成することで、析出物の粗大化を著しく抑制して、析出強化による強度への寄与を安定化させる効果があると考えられる。そのため、Ｔａを添加する場合は、その含有量を０．００１％以上とすることが望ましい。しかし、過剰に添加した場合、上記の析出物安定化効果が飽和するのみならず、合金コストが上昇するため、Ｔａを添加する場合は、その含有量を０．０１０％以下とすることが望ましい。

【００４２】

Ｓｎは、鋼板表面の窒化、酸化、あるいは酸化により生じる鋼板表層の数１０μｍ領域の脱炭を抑制する観点から添加することができる。このような窒化や酸化を抑制することで鋼板表面においてマルテンサイトの生成量が減少するのを防止し、疲労特性や耐時効性を改善させる。窒化や酸化を抑制する観点から、Ｓｎを添加する場合は、その含有量は０．００２％以上とすることが望ましく、０．２％を超えると靭性の低下を招くため、その含有量を０．２％以下とすることが望ましい。

【００４３】

更に、下記のＳｂを含有することができる。

【００４４】

Ｓｂ：０．００２～０．２％

ＳｂもＳｎと同様に鋼板表面の窒化、酸化、あるいは酸化により生じる鋼板表層の数１０μｍ領域の脱炭を抑制する観点から添加することができる。このような窒化や酸化を抑制することで鋼板表面においてマルテンサイトの生成量が減少するのを防止し、疲労特性や耐時効性を改善させる。窒化や酸化を抑制する観点から、Ｓｂを添加する場合は、その含有量は０．００２％以上とすることが望ましく、０．２％を超えると靭性の低下を招くため、その含有量を０．２％以下とすることが望ましい。

【００４５】

２）次にミクロ組織について説明する。

【００４６】

フェライト相の面積率：７５％以上

良好な延性を確保するためには、フェライト相は面積率で７５％以上必要である。

【００４７】

ベイニティックフェライト相の面積率：１％以上

良好な穴拡げ性の確保のため、即ち軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトの硬度差を緩和させるために、ベイニティックフェライト相の面積率は１％以上必要である。

【００４８】

パーライト相の面積率：１％以上１０％以下

良好な穴拡げ性の確保のため、パーライト相の面積率が１％以上必要である。強度－延性バランス向上の観点から、パーライト相の面積率を１０％以下とする。

【００４９】

マルテンサイト相の面積率：５％未満

良好な材質安定性を確保するために、引張特性（ＴＳ、ＥＬ）に大きく影響を及ぼすマ

ルテンサイト相の面積率は５％未満である必要がある。

【００５０】

マルテンサイト面積率／（ベイニティックフェライト面積率＋パーライト面積率）≦０．６

良好な材質安定性を確保するために、第二相の相構成を、材質バラツキの要因となるマルテンサイトの量を低減し、マルテンサイトより軟質なベイニティックフェライトやパーライトの量を多くすること、つまり、マルテンサイト面積率／（ベイニティックフェライト面積率＋パーライト面積率）≦０．６を満たす必要がある。

【００５１】

なお、フェライト・ベイニティックフェライト・パーライト・マルテンサイト以外に、残留オーステナイトや焼戻しマルテンサイトやセメンタイト等の炭化物が生成する場合があるが、上記のフェライト・ベイニティックフェライト・パーライト・マルテンサイトの面積率が満足されていれば、本発明の目的を達成できる。

【００５２】

また、本発明におけるフェライト・ベイニティックフェライト・パーライト・マルテンサイトの面積率とは、観察面積に占める各相の面積割合のことである。

【００５３】

３）次に製造条件について説明する。

【００５４】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、上記の成分組成範囲に適合した成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延、酸洗し、必要に応じて冷間圧延を行い、６５０℃以上の温度域まで５℃／ｓ以上の平均加熱速度で加熱し、７５０～９００℃の温度域で１５～６００ｓ保持し、冷却した後、４５０～５５０℃の温度域にて１０～２００ｓ保持し、次いで、溶融亜鉛めっきを施した後、５００～６００℃の温度域において、

０．４５≦ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）≦１．０

Ｔ：平均保持温度（℃）、ｔ：保持時間（ｓ）

（ここで、ｅｘｐ（Ｘ）、ｌｎ（Ｘ）はそれぞれＸの指数関数、自然対数を示す）

を満たす条件で亜鉛めっきの合金化処理を施す方法によって製造できる。以下、詳細に説明する。

【００５５】

上記の成分組成を有する鋼は、通常公知の工程により、溶製した後、分塊または連続鋳造を経てスラブとし、熱間圧延を経てホットコイルにする。熱間圧延を行うに際しては、スラブを１１００～１３００℃に加熱し、最終仕上げ温度を８５０℃以上で熱間圧延を施し、４００～６５０℃で鋼帯に巻き取ることが好ましい。巻き取り温度が６５０℃を超えた場合、熱延板中の炭化物が粗大化し、このような粗大化した炭化物は焼鈍時の均熱中に溶けきらないため、必要強度を得ることができない場合がある。その後、通常公知の方法で酸洗、脱脂などの予備処理を行った後に、必要に応じて冷間圧延を施す。冷間圧延を行うに際しては、特にその条件を限定する必要はないが、３０％以上の冷間圧延の圧下率で冷間圧延を施すことが好ましい。冷間圧延の圧下率が低いと、フェライトの再結晶が促進されず、未再結晶フェライトが残存し、延性と穴拡げ性が低下する場合があるためである。

【００５６】

６５０℃以上の温度域まで５℃／ｓ以上の平均加熱速度で加熱

６５０℃以上の温度域までの平均加熱速度が５℃／ｓ未満の場合、焼鈍中に微細で均一に分散したオーステナイト相が生成されず、最終組織において第二相が局所的に集中して存在する組織が形成され、良好な穴拡げ性の確保が困難である。また、通常よりも長い炉が必要となり、多大なエネルギー消費にともなうコスト増と生産効率の悪化を引き起こす。加熱炉としてＤＦＦ（Direct Fired Furnace）を用いることが好ましい。これは、ＤＦＦによる急速加熱により、内部酸化層を形成させ、Ｓｉ、Ｍｎ等の酸化物の鋼板最表層への濃化を防ぎ、良好なめっき性を確保するためである。

【００５７】
７５０～９００℃の温度域で１５～６００ｓ保持
７５０～９００℃の温度域にて、具体的には、オーステナイト単相域、もしくはオーステナイトとフェライトの２相域で、１５～６００ｓ間焼鈍（保持）する。焼鈍温度が７５０℃未満の場合や、保持（焼鈍）時間が１５ｓ未満の場合には、鋼板中の硬質なセメンタイトが十分に溶解しない場合や、フェライトの再結晶が完了しない場合があり、延性や穴拡げ性が低下する。一方、焼鈍温度が９００℃を超える場合には、オーステナイト粒の成長が著しく、冷却後の保持中に生じるベイナイト変態によるベイニティックフェライトの安定確保が困難となり、穴拡げ性が低下する。また、保持（焼鈍）時間が６００ｓを超える場合は、オーステナイトが粗大化し、所望の強度確保が困難となり、また、多大なエネルギー消費にともなうコスト増を引き起こす場合がある。
【００５８】
４５０～５５０℃の温度域にて１０～２００ｓ保持
保持温度が５５０℃を超える場合、または保持時間が１０ｓ未満の場合は、ベイナイト変態が促進せず、ベイニティックフェライトが殆ど得られないため、所望の穴拡げ性を得られない。また、保持温度が４５０℃未満もしくは保持時間が２００ｓを超える場合、第二相の大半がベイナイト変態促進により生成した固溶炭素量の多いオーステナイトとベイニティックフェライトになり、所望のパーライト面積率が得られず、かつ、硬質なマルテンサイト面積率が増加し、良好な穴拡げ性と材質安定性が得られない。
【００５９】
その後、鋼板を通常の浴温のめっき浴中に浸入させて溶融亜鉛めっきを行い、ガスワイピングなどで付着量を調整する。さらに、以下の条件で亜鉛めっきの合金化処理を行う。
【００６０】
５００～６００℃の温度域において、Ｔ：平均保持温度（℃）、ｔ：保持時間（ｓ）が下式；
０．４５≦ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）≦１．０
を満たす条件で亜鉛めっきの合金化処理を行う。
【００６１】
ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）が０．４５未満の場合、最終組織にマルテンサイトが多く存在し、上記硬質なマルテンサイトが軟質なフェライトと隣接しているため、異相間に大きな硬度差が生じ、穴拡げ性が低下し、かつ、材質安定性が損なわれる。また、溶融亜鉛めっき層の合金化が不足する。ｅｘｐ［２００／（４００－Ｔ）］×ｌｎ（ｔ）が１．０を超えると、未変態オーステナイトの殆どがセメンタイトもしくはパーライトに変態し、結果として所望の強度と延性のバランスが得られない。
【００６２】
なお、本発明の製造方法における一連の熱処理においては、上述した温度範囲内であれば保持温度は一定である必要はなく、また加熱速度が加熱中に変化した場合においても規定した範囲内であれば本発明の趣旨を損なわない。また、熱履歴さえ満足されれば、鋼板はいかなる設備で熱処理を施されてもかまわない。加えて、熱処理後に形状矯正のため本発明の鋼板に調質圧延をすることも本発明の範囲に含まれる。なお、本発明では、鋼素材を通常の製鋼、鋳造、熱延の各工程を経て製造する場合を想定しているが、例えば薄手鋳造などにより熱延工程の一部もしくは全部を省略して製造する場合でもよい。
【実施例】
【００６３】
表１に示す成分組成を有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物よりなる鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造法にてスラブとした。得られたスラブを１２００℃に加熱後、８７０～９２０℃の仕上温度で板厚３．５ｍｍまで熱間圧延を行い、５２０℃で巻き取った。次いで、得られた熱延板を酸洗した後、表２に示す圧下率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を製造した。一部は冷間圧延を実施しなかった。次いで、上記により得られた冷延鋼板または熱延鋼板（酸洗後）を連続溶融亜鉛めっきラインにより、表２に示す製造条件で、焼鈍、溶融

亜鉛めっき、合金化の処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。めっき付着量は片面あたり３５～４５ｇ／ｍ^{2}となるように調整した。

【００６４】

得られた溶融亜鉛めっき鋼板のフェライト、ベイニティックフェライト、パーライト、マルテンサイトの面積率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨した後、３％ナイタールで腐食し、ＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）を用いて２０００倍の倍率で１０視野観察し、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて画像処理を行い測定した。

【００６５】

なお、残留オーステナイトの体積率は、Ｍｏ－Ｋα線源を用いた板厚１／４面におけるｂｃｃ鉄の｛２００｝、｛２１１｝、｛２２０｝面のＸ線回折積分強度に対するｆｃｃ鉄の｛２００｝、｛２２０｝、｛３１１｝面のＸ線回折積分強度の割合である。

【００６６】

引張試験は、引張方向を鋼板の圧延方向と直角方向としたＪＩＳ５号試験片を用いて、日本工業規格（ＪＩＳ　Ｚ２２４１）に準拠して行い、ＴＳ（引張強度）とＥＬ（全伸び）を測定した。本発明では、ＴＳ×ＥＬ≧１９０００ＭＰａ・％の場合、延性が良好と判定した。

【００６７】

穴拡げ試験は、日本鉄鋼連盟規格（ＪＦＳＴ１００１）に準拠して行った。鋼板に直径１０ｍｍの穴を打ち抜いた後、周囲を拘束した状態で６０°円錐のポンチを穴に押し込み、亀裂発生限界における穴直径を測定した。下記の式から、穴拡げ率λ（％）を求め、穴拡げ性（伸びフランジ性）を評価した。

限界穴拡げ率λ（％）＝｛（Ｄｆ－Ｄ０）／Ｄ０｝×１００

Ｄｆは亀裂発生時の穴径（ｍｍ）、Ｄ０は初期穴径（ｍｍ）

本発明では、λ≧７０（％）の場合を良好と判定した。

【００６８】

スポット溶接およびその評価は日本溶接協会規格（ＷＥＳ７３０１）に準拠して実施した。鋼板の２枚重ねスポット溶接を断面ナゲット径が５．０ｍｍとなる溶接条件で実施し、剪断引張強度と十字引張強度を測定し、延性比（十字引張強度／剪断引張強度）を評価した。本発明では、延性比≧０．５の場合を良好と判定した。

【００６９】

評価結果を表３に示す。

【００７０】

【表１】

鋼種	成分(mass%)																	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	V	Mo	Nb	Ti	B	Ni	Cu	Ta	Sn	Sb	[C%]×[Si%]	
A	0.067	0.74	1.64	0.022	0.0005	0.022	0.0020												0.05	本発明鋼種
B	0.091	1.45	1.25	0.011	0.0021	0.027	0.0015												0.13	本発明鋼種
C	0.074	2.26	0.86	0.024	0.0007	0.018	0.0020												0.17	本発明鋼種
D	0.060	0.97	1.62	0.029	0.0030	0.014	0.0025	0.27											0.06	本発明鋼種
E	0.045	1.33	1.98	0.005	0.0022	0.015	0.0038		0.13										0.06	本発明鋼種
F	0.083	0.85	1.60	0.027	0.0026	0.022	0.0040			0.05									0.07	本発明鋼種
G	0.093	2.02	1.62	0.023	0.0022	0.035	0.0038				0.023								0.19	本発明鋼種
H	0.051	0.71	1.57	0.014	0.0016	0.011	0.0017					0.019							0.04	本発明鋼種
I	0.099	1.52	1.37	0.026	0.0020	0.028	0.0020						0.0009						0.15	本発明鋼種
J	0.071	1.23	1.58	0.013	0.0028	0.040	0.0031							0.23	0.20				0.09	本発明鋼種
a	0.091	0.64	1.54	0.022	0.0028	0.031	0.0014												0.06	比較鋼種
b	0.140	1.35	1.58	0.020	0.0011	0.036	0.0022												0.19	比較鋼種
c	0.064	1.48	2.18	0.008	0.0016	0.024	0.0026												0.09	比較鋼種
d	0.078	1.49	1.49	0.046	0.0010	0.017	0.0023												0.12	比較鋼種
e	0.092	2.25	1.14	0.019	0.0015	0.026	0.0035												0.21	比較鋼種
K	0.091	1.23	1.55	0.024	0.0021	0.034	0.0036									0.007	0.09		0.11	本発明鋼種
L	0.077	1.42	1.38	0.013	0.0014	0.033	0.0028											0.009	0.11	本発明鋼種

下線は、本発明範囲からはずれることを示す。

【００７１】

【表２】

【００７２】

鋼番	鋼種	圧下率	板厚	連続溶融亜鉛めっき条件								区分
				加熱温度	加熱速度	焼鈍温度	保持時間	450～550℃での保持時間(s)	合金化			
									平均保持温度 T(℃)	保持時間 t(s)	exp[200/(400−T)]×ln(t)	
		(%)	(mm)	(℃)	(℃/s)	(℃)	(s)					
1	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
2	A	60	1.4	700	15	740	160	60	560	15	0.776	比較鋼
3	A	60	1.4	720	15	825	160	60	480	15	0.222	比較鋼
4	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	3	0.315	比較鋼
5	A	−	2.0	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
6	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
7	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	60	1.173	比較鋼
8	B	60	1.4	720	15	825	160	60	620	15	1.091	比較鋼
9	C	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
10	D	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
11	D	60	1.4	720	15	825	160	5	560	15	0.776	比較鋼
12	D	60	1.4	720	15	825	10	60	560	15	0.776	比較鋼
13	E	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
14	F	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
15	G	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
16	H	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
17	I	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
18	J	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
19	a	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比較鋼
20	b	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比較鋼
21	c	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比較鋼
22	d	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比較鋼
23	e	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比較鋼
24	B	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
25	D	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
26	K	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼
27	L	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本発明鋼

下線は、本発明範囲からはずれることを示す。

【表３】

鋼番	鋼種	圧下率 (%)	板厚 (mm)	組織 F フェライト (%)	BF ベイニティックフェライト (%)	P パーライト (%)	M マルテンサイト(%)	RA 残留オーステナイト (%)	M/(BF+P)	特性 TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	TS×EL (MPa・%)	剪断引張強度 (kN)	延性比	区分
1	A	60	1.4	79	7	8	4	2	0.27	656	30	94	19680	15.11	0.63	本発明鋼
2	A	60	1.4	70	0	5	12	1	2.40	705	25	42	17625	12.84	0.59	比較鋼
3	A	60	1.4	79	7	3	10	1	1.00	711	29	53	20619	12.30	0.58	比較鋼
4	A	60	1.4	79	7	5	8	1	0.67	685	28	68	19180	12.62	0.70	比較鋼
5	A	-	2.0	82	9	7	2	0	0.13	589	33	109	19437	22.35	0.62	本発明鋼
6	B	60	1.4	83	8	6	3	0	0.21	602	32	100	19264	14.01	0.59	本発明鋼
7	B	60	1.4	83	5	11	1	0	0.06	576	29	115	16704	13.20	0.57	比較鋼
8	B	60	1.4	83	5	12	0	0	0	563	30	120	16890	12.97	0.60	比較鋼
9	C	60	1.4	90	3	3	3	1	0.50	601	33	98	19833	14.05	0.57	本発明鋼
10	D	60	1.4	85	6	5	2	2	0.18	615	31	107	19065	14.24	0.62	本発明鋼
11	D	60	1.4	85	2	5	8	0	1.14	695	28	69	19460	12.85	0.56	比較鋼
12	D	60	1.4	73	0	7	12	1	1.71	774	22	40	17028	12.62	0.62	比較鋼
13	E	60	1.4	93	3	2	2	0	0.40	554	36	108	19944	14.15	0.61	本発明鋼
14	F	60	1.4	81	8	5	4	2	0.31	655	30	96	19650	15.09	0.55	本発明鋼
15	G	60	1.4	86	7	3	4	0	0.40	601	32	92	19232	13.99	0.58	本発明鋼
16	H	60	1.4	82	8	6	4	0	0.29	622	31	96	19282	14.40	0.55	本発明鋼
17	I	60	1.4	81	9	6	3	1	0.20	622	31	101	19282	14.40	0.56	本発明鋼
18	J	60	1.4	80	8	7	3	2	0.20	649	30	98	19470	14.95	0.58	本発明鋼
19	a	60	1.4	82	2	5	10	1	1.43	705	24	55	16920	12.75	0.56	比較鋼
20	b	60	1.4	73	5	5	13	4	1.30	675	26	30	17550	12.24	0.64	比較鋼
21	c	60	1.4	71	4	9	14	2	1.08	683	26	42	17758	12.42	0.57	比較鋼
22	d	60	1.4	83	7	5	4	1	0.33	635	30	94	19050	14.63	0.38	比較鋼
23	e	60	1.4	85	6	4	3	2	0.30	628	31	99	19468	14.54	0.34	比較鋼
24	B	60	2.0	89	3	4	4	0	0.57	595	32	81	19040	22.46	0.61	本発明鋼
25	D	60	2.0	88	5	4	3	0	0.33	613	32	77	19616	23.14	0.62	本発明鋼
26	K	60	1.4	82	7	6	4	1	0.31	621	32	97	19872	14.45	0.58	本発明鋼
27	L	60	1.4	84	5	7	4	0	0.33	618	32	88	19776	14.38	0.55	本発明鋼

下線は、本発明範囲からはずれることを示す。

M/(BF+P):マルテンサイト面積率／(ベイニティックフェライト面積率+パーライト面積率)

【００７３】

10 20 30 40 50

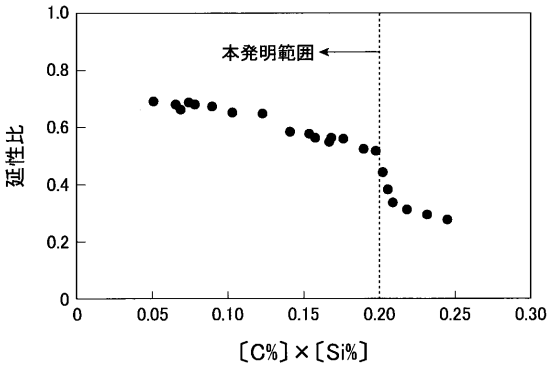
本発明例の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、いずれもＴＳが５４０ＭＰａ以上であり、延性および穴拡げ性に優れているとともに高いスポット溶接強度を示す。これに対して、比較例の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、延性、穴拡げ性、スポット溶接強度の少なくとも１つの特性が劣る。

【産業上の利用可能性】

【００７４】

本発明によれば、高強度（５４０ＭＰａ以上の引張強度ＴＳ）を有し、かつ、加工性（高延性と高穴拡げ性）とスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造が可能となる。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を、例えば、自動車構造部材に適用することにより、一層の乗員の安全性確保や大幅な車体軽量化による燃費改善を図ることができる。

【図１】



フロントページの続き

(72)発明者　川崎　由康
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥ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　ＪＦＥスチール株式会社内

審査官　河野　一夫

(56)参考文献　特開２００８－２９１３０４（ＪＰ，Ａ）
特開２００９－２０９４５１（ＪＰ，Ａ）
特開２００９－１４９９３８（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　　１／００　－　４９／１４
Ｃ２１Ｄ　　９／４６