

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4791992号  
(P4791992)

(45) 発行日 平成23年10月12日(2011.10.12)

(24) 登録日 平成23年7月29日(2011.7.29)

(51) Int.Cl.	F 1
C 21 D 9/46	(2006.01) C 21 D 9/46 J
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 301 T
C 22 C 38/04	(2006.01) C 22 C 38/04
C 22 C 38/38	(2006.01) C 22 C 38/38
C 23 C 2/06	(2006.01) C 23 C 2/06

請求項の数 3 (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2007-71917(P2007-71917)
(22) 出願日	平成19年3月20日(2007.3.20)
(65) 公開番号	特開2008-231493(P2008-231493A)
(43) 公開日	平成20年10月2日(2008.10.2)
審査請求日	平成22年3月19日(2010.3.19)

(73) 特許権者	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(74) 代理人	100101638 弁理士 廣瀬 峰太郎
(72) 発明者	弘中 謙 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内
(72) 発明者	山本 智郎 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内
(72) 発明者	松元 孝 広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社 技術研究所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】スポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%でC:0.05~0.20%、Si:0.5~2.0%、Mn:1.0~2.5%、残部にFeおよび不可避的不純物を含有する下地鋼を熱間圧延し、

熱間圧延後に30 / s以上の冷却速度で冷却し、かつ450~580で巻き取ることによって、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さを5 μm以下にし、

熱間圧延鋼板を冷間圧延し、

冷間圧延鋼板に3 g / m<sup>2</sup>以上の付着量になるようにFe系電気めっき処理を行い、

該冷間圧延鋼板に合金化溶融亜鉛めっき処理を行うことによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さを5 μm以下にすることを特徴とするスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。 10

## 【請求項 2】

前記下地鋼に、Cr:1.0%以下を含有させることを特徴とする請求項1記載のスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【請求項 3】

前記下地鋼に、ホウ素(B):0.0005~0.01%を含有させることを特徴とする請求項1または2記載のスポット溶接用合金化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、たとえば自動車などのスポット溶接を用いて組み立てが行なわれる製品の部材として有用なスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、耐食性、塗装性および塗装後耐食性に優れているので、たとえば自動車などの部材として広く用いられている。自動車製造の分野では、車体を軽量化して燃費を向上し、また衝突安全性を向上するために、強度を高くして厚さを薄くすることができる部材が求められる。このような求めに応じて、自動車の車体の部材に用いられる合金化溶融亜鉛めっき鋼板の下地鋼として、高い引張強さを有する高強度鋼板が用いられるようになっている。

10

【0003】

一般的に鋼板は引張強さが高くなると加工性が劣化するけれども、自動車の車体用部材として用いられる場合、鋼板は種々の加工を受けるので、高強度でありながら加工性にも優れることが必要とされる。

【0004】

また、自動車車体の組み立てには部材をスポット溶接で接合することが広く行なわれているので、自動車の車体に用いられる鋼板はスポット溶接性に優れていることが求められる。自動車車体を組み立てる際のスポット溶接では、安定した接合強度を得るために、散りが発生するような大電流の溶接条件が多く用いられるが、下地鋼に高強度鋼板を使用した合金化溶融亜鉛めっき鋼板を散りが発生するような大電流の条件でスポット溶接すると、その溶接部に割れが発生することがある。

20

【0005】

図4は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接部に発生した割れを示す。スポット溶接部1の割れ2は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板3の電極側の表層部3aからナゲット部4に向かって進展するように発生する。スポット溶接部1に発生した割れ2は、溶接部の耐食性を劣化させ、また溶接部の強度を低下させる。スポット溶接部1に発生する割れ2の原因の一つとして、めっき金属である亜鉛が下地鋼である高強度鋼板3の結晶粒界へ侵入し、結晶粒界を侵食した亜鉛が粒界の結合強度を低下させて割れの起点になることが挙げられる。

【0006】

30

従来、このような合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接部の割れを防止するための試みがなされている。

【0007】

たとえば、下地鋼の炭素当量を制限して溶接部の硬さの上昇と韌性の低下とを防止し、さらにスポット溶接の通電時間および通電後の加圧保持時間などの溶接条件を調整することによって、割れを防止することが提案されている（特許文献1参照）。

【0008】

特許文献1では、炭素当量が下地鋼中のC、SiおよびCr含有量で定められるとして、この炭素当量を予め定める値以下になるように制限する。しかし、CおよびSiは鋼の引張強さを向上するために必要な元素であり、またSiは加工性の向上に必要な元素である。CおよびSiの含有量を制限すると、自動車の車体を構成する部材に必要とされる強度および加工性を得ることが困難になる。

40

【0009】

また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の下地鋼の組織を、フェライト相中にベイナイト相やパーライト相などの第2相が一定割合で含まれるようにし、スポット溶接で昇温されてフェライト相がオーステナイト相へ変態するとき、オーステナイトの結晶を第2相で分断することによって微細化することが提案されている（特許文献2参照）。相変態時におけるオーステナイト相の結晶粒界を第2相で微細化して複雑にすることによって、めっき層中の亜鉛が複雑な結晶粒界へ侵入しにくくなるようにし、亜鉛の粒界侵食によるスポット溶接割れを抑制するというものである。

50

## 【0010】

しかし、本件発明者らは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接を繰り返し行ったところ、組織制御によって単に結晶粒界を複雑化するだけでは、溶接部の割れ発生を充分に抑制できない場合があることを経験している。

## 【0011】

また、上記のスポット溶接時における割れ発生の問題とは異なるが、めっき層の亜鉛が下地鋼の結晶粒界を侵食することに着目し、亜鉛の粒界侵食を小さくして合金化溶融亜鉛めっき鋼板のプレス加工性を改善することが提案されている（特許文献3参照）。すなわち、スラブの加熱条件を調整して製造した粒界酸化深さが30μm以下の下地鋼板を使用して、めっき後の下地鋼板の粒界に対する亜鉛の侵食深さを30μm以下にするというものである。10

## 【0012】

特許文献3では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のプレス加工性が劣化する原因として、亜鉛の粒界侵食に着目する。しかし、プレス加工が常温加工または高くて200程度の温間加工であるのに対して、スポット溶接ではフェライト相からオーステナイト相への相変態が起こる程温度が高いので、プレス加工とスポット溶接とでは加工環境、特に加工温度が全く異なる。

## 【0013】

スポット溶接時のように加工温度が高くなると、プレス加工時の常温または温間に比べて、亜鉛の粒界侵食感受性が高くなるとともに、下地鋼の引張強さも低下する。したがって、同じ亜鉛の粒界侵食に着目しているとはいえ、特許文献3の方法によって、加工環境が厳しいスポット溶接時における合金化溶融亜鉛めっき鋼板の割れを抑制することは困難である。20

【特許文献1】特開2003-103377号公報

【特許文献2】特開2006-265671号公報

【特許文献3】特開2005-154870号公報

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0014】

本発明の目的は、引張強さが高く加工性にも優れる合金化溶融亜鉛めっき鋼板であって、スポット溶接時における割れの発生を抑制することが可能なスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することである。30

## 【課題を解決するための手段】

## 【0015】

本発明はその課題を解決するために、まず下地鋼として、質量%でC:0.05~0.20%、Si:0.5~2.0%、Mn:1.0~2.5%、残部にFeおよび不可避の不純物を含有する鋼を用いる。次に、下地鋼を熱間圧延し、熱間圧延後に30/s以上の冷却速度で冷却し、かつ450~580で巻き取ることによって、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さを5μm以下にする。この熱間圧延鋼板を冷間圧延し、冷間圧延鋼板に3g/m<sup>2</sup>以上の付着量になるようにFe系電気めっき処理を行う。さらに、Fe系電気めっき処理をした冷間圧延鋼板に合金化溶融亜鉛めっき処理を行うことによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さを5μm以下にする。40

## 【0016】

また、前記下地鋼には、Cr:1.0%以下を含有させてもよく、さらにホウ素(B):0.0005~0.01%を含有させてもよい。

## 【発明の効果】

## 【0017】

本発明によれば、下地鋼の成分元素とその含有量を適正に設定することによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の高い引張強さと優れた加工性とを実現することができる。また、前記下地鋼の熱間圧延後の冷却および巻取条件を制御することによって、熱間圧延鋼板の50

粒界酸化深さを 5  $\mu\text{m}$  以下にする。その熱間圧延鋼板を冷間圧延し、さらに合金化溶融亜鉛めっき処理前に冷間圧延鋼板に Fe 系電気めっき処理を行うことによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界侵食深さを 5  $\mu\text{m}$  以下にする。このことによって、散りが発生するような大電流の条件でスポット溶接した場合であっても、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接部における割れの発生を抑制することが可能になる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0018】

図 1 は、本発明のスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を実施するための概略的な製造工程を示す。以下、図 1 を参照して、本発明のスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

10

【0019】

まず、工程 a 1 では、溶製および鋳造して下地鋼のスラブを製造する。下地鋼のスラブ製造に際しての溶製条件および鋳造条件について特別な制約はない。たとえば、高炉や電気炉から供される溶銑を転炉などで精錬および成分調整し、必要に応じて真空精錬した後、連続鋳造して製造することができる。

【0020】

この下地鋼は、質量 % で C : 0.05 ~ 0.20 %, Si : 0.5 ~ 2.0 %, Mn : 1.0 ~ 2.5 %、残部に Fe および不可避的不純物を含有するように溶製される。なお、下地鋼には、Cr : 1.0 % 以下を含有させてもよく、さらに B : 0.0005 ~ 0.01 % を含有させてもよい。

20

【0021】

以下、下地鋼の成分限定理由について説明する。

【0022】

C : 0.05 ~ 0.20 %

C は、鋼板の引張強さを向上して高強度化するために必要不可欠な元素である。0.05 % 未満では、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の目標とする引張強さである 590 MPa 以上を得ることが困難である。0.20 % を超えると溶接性および延性を低下させる。したがって、C の添加範囲を 0.05 ~ 0.20 % とする。

【0023】

Si : 0.5 ~ 2.0 %

30

Si は、鋼板の加工性を劣化させることなく高強度化することができる元素である。また、セメンタイトに固溶せず、セメンタイトの生成を抑制することによって残留オーステナイトの生成を促進するので、その添加によって加工性の向上が期待できる。0.5 % 未満では、加工性の向上効果が充分に発揮されない。2.0 % を超えて含有させても、加工性向上効果が飽和するとともにめっき性を悪くする。したがって、Si の添加範囲を 0.5 ~ 2.0 % とする。

【0024】

Mn : 1.0 ~ 2.5 %、

Mn は、オーステナイトを安定化させるとともに、昇温された後の冷却時にパーライトの生成を抑制することによってマルテンサイトや残留オーステナイトの生成に寄与する。1.0 % 未満では、パーライトの生成抑制効果が充分に発揮されない。2.5 % を超えると、バンド組織が顕著になり加工性の劣化を惹起する。したがって、Mn の添加範囲を 1.0 ~ 2.5 % の範囲とする。

40

【0025】

Cr : 1.0 % 以下

Cr は、焼入れ性を向上させて高強度化に寄与する元素であり、選択的に添加される。1.0 % を超えて添加しても高強度化の効果が飽和しコストを高くするので、Cr の添加範囲を 1.0 % 以下とする。Cr については特に下限値を限定しないが、高強度化に寄与し得る程度の焼入れ性を発揮するためには、0.1 % 以上添加することが好ましい。

【0026】

50

B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %

B は、焼入れ性を向上させて高強度化に寄与する元素であり、選択的に添加される。0 . 0 0 0 5 %未満ではこのような効果を充分に発揮することができない。0 . 0 1 %を超えて添加しても効果が飽和する。したがって、B の添加範囲を 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 % とする。

【 0 0 2 7 】

下地鋼の化学組成を上記の適正範囲にすることによって、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、目標とする 5 9 0 M P a 以上の引張強さと良好な加工性とを実現することができる。

【 0 0 2 8 】

工程 a 2 では、前記組成の下地鋼のスラブを熱間圧延する。熱間圧延の条件、たとえばスラブの加熱条件、パス毎の圧下率、圧延速度などには特別な制約はない。

【 0 0 2 9 】

工程 a 3 の冷却工程では、熱間圧延後における熱間圧延鋼板の冷却速度を 3 0 / s 以上にする。熱間圧延後とは、ここでは仕上げ熱間圧延後のことと意味する。熱間圧延後の熱間圧延鋼板の冷却速度は、熱間圧延鋼板の表層部に形成される粒界酸化に大きく影響する。冷却速度が 3 0 / s 未満の緩慢な冷却では、冷却時に形成される粒界酸化深さが大きくなり、後述する巻取温度を規制しても熱間圧延鋼板の粒界酸化深さを 5  $\mu$  m 以下に抑えることができない。冷却速度の上限については、特に限定されるものではないが、熱間圧延鋼板の金属組織および特性の観点から 6 0 / s 程度であることが好ましい。

【 0 0 3 0 】

工程 a 4 の巻取工程では、熱間圧延鋼板を 4 5 0 ~ 5 8 0 で巻き取る。巻取温度は、熱間圧延鋼板の粒界酸化に大きく影響する。巻取温度が 5 8 0 を超えると熱間圧延鋼板の表層部に S i 、 M n が多く濃縮するようになる。表層部に濃縮した S i および M n が酸化されることによって粒界酸化が生じ易くなるので、粒界酸化深さを 5  $\mu$  m 以下に抑えることができなくなる。一方、巻取温度が 4 5 0 より低くなると、粒界酸化を抑制することはできるが、設定巻取温度に対する熱間圧延鋼板のコイル毎の巻取温度の実績値の変動が大きくなり、それに伴って鋼板の材質変動も大きくなるおそれがある。したがって、熱間圧延鋼板の巻取温度を 4 5 0 ~ 5 8 0 とする。

【 0 0 3 1 】

なお、熱間圧延鋼板表層部への S i および M n の濃縮および酸化を一層確実に低減し、粒界酸化深さを小さくするためには、巻取温度を 4 5 0 ~ 5 0 0 にすることが好ましい。

【 0 0 3 2 】

図 2 は、熱間圧延鋼板 1 1 の表層部に形成される粒界酸化 1 2 を示す。図 2 では、巻取り後における熱間圧延鋼板 1 1 の片側の表層部付近のみを断面にて示す。粒界酸化深さ d 1 は、次のようにして求めることができる。熱間圧延鋼板 1 1 を巻取り後に常温まで冷却した状態で、鋼板の幅方向の中央部付近から、圧延方向に対して平行方向に断面が得られるように試験片を採取する。その試験片の断面を研磨して光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡で観察し、たとえば観察長 1 m m の中で測定される粒界酸化深さのうちで最も大きいものを、当該熱間圧延鋼板の粒界酸化深さ d 1 として求める。

【 0 0 3 3 】

熱間圧延後の冷却速度および巻取温度を前述の規制範囲とすることによって、熱間圧延鋼板 1 1 の表層部に形成される粒界酸化深さ d 1 を、5  $\mu$  m 以下にすることができる。熱間圧延後の冷却と巻取工程において形成される粒界酸化は、その後の冷間圧延および合金化溶融亜鉛めっき処理を経ても残存し、亜鉛の粒界侵食の原因になる。したがって、この熱間圧延鋼板の段階で粒界酸化深さを 5  $\mu$  m 以下に小さくしておくことが、成品である合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さをも 5  $\mu$  m 以下にするための要件である。

【 0 0 3 4 】

工程 a 5 では、熱間圧延鋼板を酸洗して、その表面に生成したスケールを除去する。工

10

20

30

40

50

程 a 6 では、酸洗後の熱間圧延鋼板を冷間圧延して冷間圧延鋼板とする。

【 0 0 3 5 】

工程 a 7 では、合金化溶融亜鉛めっき処理の前に、冷間圧延鋼板に対して Fe 系電気めっき処理を行う。次工程の合金化溶融亜鉛めっき処理においては、溶融亜鉛めっきする前に、鋼板の表面を活性化するためにガス還元焼鈍が施される。ガス還元焼鈍温度は 700 ~ 900 に達するため、下地鋼である冷間圧延鋼板はガス還元焼鈍の際にも粒界酸化される。そこで、合金化溶融亜鉛めっき処理の前に、冷間圧延鋼板に Fe 系電気めっき処理を施して保護層を形成し、ガス還元焼鈍の際に冷間圧延鋼板の表層部に Si、Mn が濃縮しても粒界酸化されにくくする。

【 0 0 3 6 】

10  
冷間圧延鋼板表面の保護層としての効果を発揮するためには、 $3 \text{ g / m}^2$  以上の付着量が必要である。付着量の上限は、保護層としての機能上特に限定されるものではないが、Fe 系電気めっき処理に要する時間、コストなどを考慮した場合、 $6 \text{ g / m}^2$  程度であることが好ましい。Fe 系電気めっきは、その成分系に特別な制約はない。純 Fe、Fe - B、Fe - C、Fe - P、Fe - N、Fe - O のいずれの系であっても用いることができる。また、 $3 \text{ g / m}^2$  以上の付着量が得られる限り、電気めっき液の種類、浴組成、めっき条件についても特別な制約はない。

【 0 0 3 7 】

Fe 系電気めっきは、単独の電気めっき装置で実施することができる。合金化溶融亜鉛めっき装置のガス還元焼鈍炉の前に電気めっき装置を付設して、Fe 系電気めっきと合金化溶融亜鉛めっきとを、連続で実施できるようにすることが生産性の面で有利である。

【 0 0 3 8 】

なお、合金化溶融亜鉛めっき工程における冷間圧延鋼板の粒界酸化を抑制する一つの手段として、前述の特許文献 3 に開示されるような熱間圧延鋼板に生じた粒界酸化を研削で除去することによって、その後のガス還元焼鈍で粒界酸化されても、その深さが小さくなるようにすることが考えられる。しかし、熱間圧延鋼板を研削すると、研削ロスによる歩留低下を来たすので好ましくない。本発明の Fe 系電気めっきによれば、歩留低下を来たすことなくガス還元焼鈍時における粒界酸化を抑制することができる。

【 0 0 3 9 】

工程 a 8 では、Fe 系電気めっきを施した後の冷間圧延鋼板に合金化溶融亜鉛めっき処理を行う。合金化溶融亜鉛めっき処理は、ガス還元焼鈍工程、溶融亜鉛めっき工程および合金化工程の 3 段階の工程を含む。

【 0 0 4 0 】

ガス還元焼鈍工程は、溶融亜鉛めっき処理前の鋼板表面を活性化する工程である。ガス還元焼鈍の条件については特別な制約はないが、還元性雰囲気にて、たとえば 700 ~ 900 の温度で行われることが好ましい。本発明では、ガス還元焼鈍される冷間圧延鋼板には、前述の Fe 系電気めっき処理が施されているので、Fe 系めっき層が保護層として作用し、冷間圧延鋼板表面の粒界酸化を抑制することができる。

【 0 0 4 1 】

ガス還元焼鈍した後の冷間圧延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を行なう。溶融亜鉛めっき処理は、冷間圧延鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬し引き上げた後、たとえばガスワイピングによって亜鉛の付着量を調整して行う。溶融亜鉛めっき条件についても特別な制約はない。

【 0 0 4 2 】

合金化処理は、溶融亜鉛めっきされた鋼板を加熱することによって、亜鉛めっき層における亜鉛 (Zn) と Fe との合金化を促進する処理である。合金化処理によって、たとえば耐パウダリング性などを向上させることができる。溶融亜鉛めっき装置の後に合金化炉を設け、その合金化炉で溶融亜鉛めっき鋼板を加熱して合金化反応を進行させる。合金化の条件については特別な制約はない。所望の合金組成が得られる加熱温度および加熱時間を予め試験によって求め、その条件を用いて合金化処理を行えばよい。合金化炉の加熱方

10

20

30

40

50

式についても特別な制約はなく、バーナー加熱方式または高周波加熱方式のいずれであってもよく、これらを併用する方式であってもよい。

#### 【0043】

図3は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の下地鋼である冷間圧延鋼板22の表層部に形成される粒界酸化23を示す。図3では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の片側の表層部付近のみを断面にて示す。合金化溶融亜鉛めっき鋼板21は、冷間圧延鋼板22の表面上にFe系めっき層24を有し、さらにFe系めっき層24の表面上に合金化された亜鉛めっき層25を有する構成である。合金化溶融亜鉛めっき鋼板21における粒界酸化23は、下地鋼である冷間圧延鋼板22の表層部に形成される。合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の粒界酸化深さd2は、前述の熱間圧延鋼板11の粒界酸化深さd1と同様にして求めることができる。10

#### 【0044】

前述の熱間圧延鋼板11の表層部に形成される粒界酸化深さd1を5μm以下にし、さらにガス還元焼鈍の前に冷間圧延鋼板に対して付着量3g/m<sup>2</sup>以上のFe系電気めっき処理を施すことによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の粒界酸化深さd2を5μm以下にすることができる。この粒界酸化深さd2を5μm以下にすることが、スポット溶接における合金化溶融亜鉛めっき鋼板の割れを抑制するための要件である。

#### 【0045】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の粒界酸化深さd2を5μm以下にすることによって、スポット溶接における亜鉛の粒界侵食を粒界酸化深さd2の範囲内に抑制することができる。このことによって、スポット溶接において、合金化溶融亜鉛めっき鋼板全体の厚さに対して、亜鉛の粒界侵食深さが占める割合を極微小にすることができるので、亜鉛の粒界侵食部分が割れ発生の起点になりにくく、割れの発生を抑制することが可能になる。20

#### 【0046】

##### (実施例)

以下本発明の実施例について説明する。

表1に示す化学組成を有する下地鋼をそれぞれ溶製し、連続鋳造にて厚さ250mmのスラブを製造した。なお、下地鋼において表1に示す組成以外の残部はFeおよび不可避的不純物である。スラブを1250℃に加熱し、その加熱したスラブを仕上げ圧延温度が880℃になるように熱間圧延して、厚さ2.6mmの熱間圧延鋼板とした。仕上げ圧延後の熱間圧延鋼板を、熱間圧延鋼板毎に予め定める冷却速度で巻取温度まで冷却した。冷却速度は、20~50℃/sの範囲から熱間圧延鋼板毎に1つの速度条件を選択して設定した。なお、熱間圧延鋼板の冷却速度の調整は、冷却水量によって行った。また、巻取温度についても460~650℃の範囲から熱間圧延鋼板毎に1つの条件を選択して設定した。30

#### 【0047】

【表1】

	鋼種	C	Si	Mn	Cr	B	(mass%)
実施例	A	0.15	1.2	2.2	—	—	10
	B	0.08	0.7	1.9	—	—	
	C	0.17	1.6	2.3	—	—	
	D	0.12	1.3	1.8	—	—	
	E	0.10	1.0	1.2	—	—	
	F	0.13	0.9	1.7	0.4	—	
	G	0.08	1.2	1.8	—	—	
	H	0.13	1.5	2.1	—	—	
	I	0.11	1.0	2.1	—	—	
	J	0.10	0.8	1.6	—	0.002	20
比較例	K	0.01	0.9	1.7	—	—	
	L	0.08	0.1	2.2	—	—	

## 【0048】

熱間圧延鋼板を巻取り後に常温まで冷却した状態で、鋼板の幅方向の中央部付近から圧延方向に対して平行方向の断面が得られるように試験片を採取した。その試験片の断面を研磨して光学顕微鏡で観察し、観察長1mmにおける粒界酸化深さのうちで最も大きいもの測定し、その測定値を当該熱間圧延鋼板の粒界酸化深さ $d_1$ とした。

## 【0049】

熱間圧延鋼板を酸洗してデスケールした後、冷間圧延率38%の条件で厚さ1.6mmまで冷間圧延して冷間圧延鋼板とした。冷間圧延鋼板にFe系電気めっきを行った後、合金化溶融亜鉛めっき処理を行った。冷間圧延鋼板に施したFe系電気めっき処理の条件を表2に示す。めっき付着量の調整は、予め試験して求めた通電時間と付着量との関係に基づいて行った。本実施例ではFe系電気めっきの付着量を6g/m<sup>2</sup>とした。また、合金化溶融亜鉛めっき処理におけるガス還元焼鈍条件、溶融亜鉛めっき処理条件、合金化処理条件を、表3、表4、表5にそれぞれ示す。

## 【0050】

【表2】

めっき液組成	硫酸第一鉄 : 300g/L 硫酸ナトリウム : 70g/L
めっき液pH	1.5~2.0
電流密度	5kA/m <sup>2</sup>

## 【0051】

【表3】

雰囲気	H <sub>2</sub> - N <sub>2</sub> ガス雰囲気
焼鈍温度	800～850°C

【0052】

【表4】

めっき浴組成	Zn
めっき浴温度	460°C
めっき付着量	45 g/m <sup>2</sup>

10

【0053】

【表5】

合金化処理温度	520°C
合金化処理時間	15秒

20

【0054】

合金化溶融亜鉛めっき処理後、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さ  $d_2$  を測定した。その測定は、熱間圧延鋼板において粒界酸化深さ  $d_1$  を測定したのと同様にして行った。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、下地鋼の圧延方向に対して垂直方向に、JIS Z 2201に規定される5号試験片を採取し、JIS Z 2241に規定される方法に準じて引張試験を行なった。ここでは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の引張強さが590 MPa以上である場合を合格とし、590 MPa未満である場合を不合格とした。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の加工性を引張強さと伸びとの積によって総合評価することとし、その積が18000 MPa・%以上の場合に加工性が良好と評価した。

30

【0055】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、大きさが幅30mm、長さ100mmの溶接用試験片を切り出した。溶接用試験片同士を重ね合わせて30mmで2枚重ねにしてスポット溶接を行なった。スポット溶接条件を表6に示す。スポット溶接後、溶接部の断面を研磨して光学顕微鏡で観察し、発生した割れの長さを測定した。割れ長さが0.6mm以下である場合に耐割れ性が良好であると評価し、割れ長さが0.6mmを超える場合に耐割れ性が不良であると評価した。

【0056】

【表6】

電極	ドームラジアス型、径6mm
加圧力	3.2kN
溶接電流	10kA
通電時間	20サイクル

40

【0057】

熱間圧延後の冷却速度および巻取温度の実績と、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さ  $d_1$  の測定結果とを表7に示す。また、Fe系電気めっき処理の有無、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さ  $d_2$  の測定結果、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の引張試験結果およびスポット

50

ト溶接部の割れ長さの測定結果を表8に示す。なお、表8中では合金化溶融亜鉛めっき鋼板をG A鋼板と略記する。以下の試験結果の説明においては、表7および表8の番号欄の数字によって試験に供した鋼種および製造条件を表すことがある。

#### 【0058】

下地鋼の化学組成が本発明の範囲内である各鋼種では、いずれも引張強さが590 MPa以上で合格であり、また引張強さと伸びとの積で表す加工性指標も18000 MPa・%以上で加工性も良好であった。しかし、下地鋼の化学組成のうちCが本発明範囲を低い方に外れる鋼種Kでは、引張強さが590 MPa未満であり不合格であった。またSiが本発明範囲を低い方に外れる鋼種Lでは、引張強さが590 MPa以上で合格であるけれども、引張強さと伸びとの積が18000 MPa・%未満であり加工性が不良であった。

10

#### 【0059】

Crを含有する鋼種Fでは、Crが高強度化に寄与するので、他の鋼に比較してSiの含有量をやや少なくしても、引張強さおよび加工性ともに良好であった。また、Bを含有する鋼種Jでは、焼入れ性の向上による高強度化に効果が発揮される。

#### 【0060】

熱間圧延後の熱間圧延鋼板の冷却速度および巻取温度の影響について見ると、冷却速度が30 / s以上であり、かつ巻取温度が450～580の範囲内である場合、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1を5 μm以下に抑制することができた。しかし、番号13にて示す冷却速度が20 / sである熱間圧延鋼板、また番号14にて示す巻取温度が650である熱間圧延鋼板では、粒界酸化深さd1が大きくそれぞれ9 μmおよび12 μmであった。冷却速度が30 / s未満では冷却速度が緩慢に過ぎ、巻取温度が580を超えると温度が高過ぎて、熱間圧延鋼板が粒界酸化し易くなるからである。

20

#### 【0061】

また、冷却速度を30 / s以上にし、巻取温度を450～580の範囲内においてさらに限定した450～500の範囲に設定することによって、易酸化性元素であるSi、Mnを多く含む鋼種Cのような場合であっても、その熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1を確実に5 μm以下に抑えることが可能であった。

#### 【0062】

次に、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1およびFe系電気めっき処理の有無と、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さd2との関係について説明する。熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1を5 μm以下にし、さらにFe系電気めっき処理を施してから合金化溶融亜鉛めっき処理を行った場合、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さd2を5 μm以下にすることが可能であった。

30

#### 【0063】

番号15にて示すように熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1を5 μm以下にしてもFe系電気めっき処理を行わなかった場合、ガス還元焼鈍における粒界酸化を抑制することができないので、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さd2は大きく9 μmであった。また、番号13および14にて示す熱間圧延鋼板の段階で粒界酸化深さd1が既に5 μmを超える場合、Fe系電気めっき処理を施しても、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さd2は大きく10 μmおよび14 μmであった。

40

#### 【0064】

さらに、合金化溶融亜鉛めっき鋼板における粒界酸化深さd2と、該鋼板をスポット溶接した場合の耐割れ性との関係について説明する。粒界酸化深さd2が5 μm以下である場合、スポット溶接部に発生した割れ長さがいずれも0.6 mm以下であり、耐割れ性が良好であった。一方、番号13～15にて示す粒界酸化深さd2が5 μmを超える場合、スポット溶接部に発生した割れ長さが0.70～1.20 mmであり、耐割れ性が不良であった。

#### 【0065】

のことから、熱間圧延後の熱間圧延鋼板の冷却速度と巻取温度とを制御して、熱間圧延鋼板の粒界酸化深さd1を5 μm以下にし、熱間圧延鋼板を冷間圧延して得られる冷間

50

圧延鋼板にFe系電気めっき処理を行った後、合金化溶融亜鉛めっき処理を行って合金化溶融亜鉛めっき鋼板の粒界酸化深さd<sub>2</sub>を5μm以下にすることによって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接時における耐割れ性を向上できることが判る。

【0066】

【表7】

	番号	鋼種	熱延鋼板の 冷却速度 (°C/s)	熱延鋼板の 巻取温度 (°C)	熱延鋼板の 粒界酸化 深さd <sub>1</sub> (μm)
実 施 例	1	A	35	540	4
	2	B	35	530	1
	3	C	35	490	4
	4	D	35	460	2
	5	E	40	550	2
	6	F	35	520	2
	7	G	40	500	1
	8	H	50	470	2
	9	I	40	540	3
	10	J	45	480	1
比較 例	11	K	45	520	1
	12	L	35	540	1
	13	A	20	540	9
	14	A	35	650	12
	15	A	40	540	3

10

20

30

【0067】

【表8】

	番号	鋼種	Fe系 めっき	GA 鋼板の 特性			GA鋼板の 粒界酸化 深さd2 (μm)	スポット溶接 での最大 割れ長さ (mm)
				引張強さ TS (MPa)	伸び T. EI (%)	TS × T. EI (MPa・%)		
実 施 例	1	A	あり	1011	18.5	18704	5	0.20
	2	B	あり	642	30.4	19517	2	0.10
	3	C	あり	1185	15.6	18486	5	0.20
	4	D	あり	808	25.2	20604	3	0.15
	5	E	あり	626	34.0	21284	2	0.10
	6	F	あり	790	26.2	20698	3	0.15
	7	G	あり	655	28.9	18930	2	0.10
	8	H	あり	875	23.1	20213	3	0.15
	9	I	あり	828	24.0	19872	4	0.20
	10	J	あり	724	25.3	18317	2	0.15
比 較 例	11	K	あり	489	33.0	16137	1	0.10
	12	L	あり	677	22.1	14962	2	0.10
	13	A	あり	1023	18.6	19028	10	0.80
	14	A	あり	1000	19.0	19000	14	1.20
	15	A	なし	1039	18.7	19429	9	0.70

## 【図面の簡単な説明】

## 【0068】

【図1】本発明のスポット溶接用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を実施するための製造工程の概略を示す図である。

【図2】熱間圧延鋼板11の表層部に形成される粒界酸化12を示す図である。

【図3】合金化溶融亜鉛めっき鋼板21の下地鋼である冷間圧延鋼板22の表層部に形成される粒界酸化23を示す図である。

【図4】合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接部に発生した割れを示す図である。

## 【符号の説明】

## 【0069】

- 1 スポット溶接部
- 2 割れ
- 3, 21 合金化溶融亜鉛めっき鋼板
- 11 热間圧延鋼板
- 12, 23 粒界酸化
- 22 冷間圧延鋼板
- 24 Fe系めっき層

10

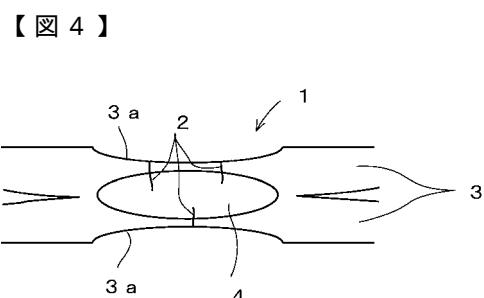
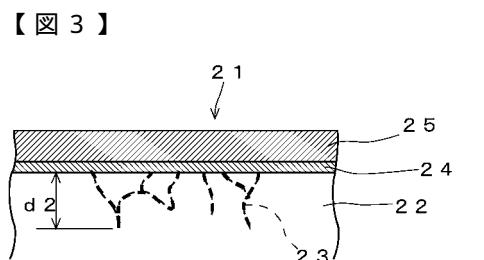
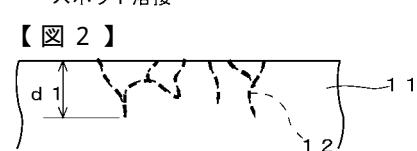
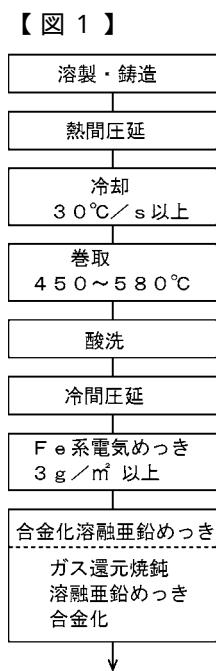
20

30

40

50

## 25 亜鉛めっき層



---

フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I
C 2 3 C 2/02 (2006.01)	C 2 3 C 2/02
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

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開2006-265671 (JP, A)  
特開2006-265620 (JP, A)  
特開2005-105399 (JP, A)  
特開2002-309358 (JP, A)  
特開平04-006259 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

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