

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3758515号  
(P3758515)

(45) 発行日 平成18年3月22日(2006.3.22)

(24) 登録日 平成18年1月13日(2006.1.13)

(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 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 J
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38

請求項の数 14 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2001-104641 (P2001-104641)	(73) 特許権者	000002118
(22) 出願日	平成13年4月3日(2001.4.3)		住友金属工業株式会社
(65) 公開番号	特開2002-294398 (P2002-294398A)		大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(43) 公開日	平成14年10月9日(2002.10.9)	(74) 代理人	100081352
審査請求日	平成15年12月3日(2003.12.3)		弁理士 広瀬 章一
		(72) 発明者	富士本 博紀
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内
		(72) 発明者	中澤 嘉明
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内
		(72) 発明者	福井 清之
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 抵抗溶接性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

化学組成が、質量%にて

C : 0.015 ~ 0.072%、Si : 1.2%以下、Mn : 0.5 ~ 3.0%、

P : 0.020%以下、S : 0.030%以下、sol.Al : 0.002 ~ 1.20%、

Si、sol.Al、Mnの含有量が下記式の関係を満たし、

 $Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$ 

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる、引張強度が450MPa以上の鋼板に亜鉛めっきを施した、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】

前記化学組成が、質量%で、さらにCr : 0.01 ~ 1.0%を含有するとともに、 $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr) \leq 1.4\%$ である請求項1記載の高張力亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】

前記化学組成が、質量%で、さらにMo : 0.01 ~ 1.0%および/またはB : 0.0001 ~ 0.0030%を含有する請求項1または2記載の高張力亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】

前記化学組成が、質量%で、さらに、Ti : 0.003 ~ 0.15%、Nb : 0.003 ~ 0.15%、V : 0.15%以下の1種または2種以上を含有する、請求項1ないし3のいずれかに記載の抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】

10

20

化学組成が、質量%にて

C : 0.015 ~ 0.25%、Si : 0.7 ~ 1.2%、Mn : 0.5 ~ 3.0%、

P : 0.020% 以下、S : 0.030% 以下、sol.Al : 0.002 ~ 1.20%、

Si、sol.Al、Mnの含有量が下記式の関係を満たし、

$Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$

残部がFeおよび不可避的不純物からなる、引張強度が450MPa以上の鋼板に亜鉛めっきを施した、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板。

**【請求項 6】**

前記化学組成が、質量%で、さらにCr : 0.01 ~ 1.0%を含有するとともに、 $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr) \leq 1.4\%$ である請求項 5 記載の高張力亜鉛めっき鋼板。

10

**【請求項 7】**

前記化学組成が、質量%で、さらにMo : 0.01 ~ 1.0%および/または B : 0.0001 ~ 0.0030%を含有する請求項 5 または 6 記載の高張力亜鉛めっき鋼板。

**【請求項 8】**

前記化学組成が、質量%で、さらに、Ti : 0.003 ~ 0.15%、Nb : 0.003 ~ 0.15%、V : 0.15% 以下の 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 5 ないし 7 のいずれかに記載の抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板。

**【請求項 9】**

質量%にて

C : 0.015 ~ 0.25%、Si : 1.2% 以下、Mn : 0.5 ~ 3.0%、

P : 0.020% 以下、S : 0.030% 以下、sol.Al : 0.002 ~ 1.20%、

Si、sol.Al、Mnの含有量が下記式の関係を満たし、

$Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$

残部がFeおよび不可避的不純物からなる化学組成を有する鋼を鑄造して鑄片とし、該鑄片に熱間圧延を行い、次いで、得られた熱延鋼板に酸洗を施してから、 $0.12 \sim 2^\circ$ のクロス角でベアクロス冷間圧延を行って冷間圧延鋼板とした後、 $720^\circ$  以上に加熱してから、平均冷却速度  $2^\circ/s$  以上で  $600^\circ$  以下まで冷却し、 $380 \sim 600^\circ$  の間で10秒以上保持し、その後、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

**【請求項 10】**

溶融亜鉛めっきを施した後、さらに必要に応じて合金化処理を施す請求項 9 記載の抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

30

**【請求項 11】**

前記化学組成が、質量%で、さらにCr : 0.01 ~ 1.0%を含有するとともに、 $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr) \leq 1.4\%$ である請求項 9 または 10 のいずれかに記載の高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

**【請求項 12】**

前記化学組成が、質量%で、さらにMo : 0.01 ~ 1.0%および/または B : 0.0001 ~ 0.0030%を含有する請求項 9 ないし 11 のいずれかに記載の高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

40

**【請求項 13】**

前記化学組成が、質量%で、さらに、Ti : 0.003 ~ 0.15%、Nb : 0.003 ~ 0.15%、V : 0.15% 以下の 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 9 ないし 12 のいずれかに記載の抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

**【請求項 14】**

請求項 9 ないし 13 のいずれかに記載の化学組成を有する鋼を鑄造して鑄片とし、該鑄片に熱間圧延を行い、次いで、得られた熱延鋼板に酸洗を施してから、 $0.12 \sim 2^\circ$ のクロス角でベアクロス冷間圧延を行って冷間圧延鋼板とした後、 $720^\circ$  以上に加熱してから、平均冷却速度  $2^\circ/s$  以上で  $600^\circ$  以下まで冷却し、 $380 \sim 600^\circ$  の間で10秒以上保持し、一旦冷却した後亜鉛を主体とした電気めっきを施すことを特徴とする、抵抗溶接の際の耐表

50

面割れ性に優れた高張力電気亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、母材の引張強さ450MPa以上を有し、且つ、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

近年、自動車工業においては、燃費向上を目的とした車体軽量化や衝突安全性確保等のために、引張強さ450MPa以上の高張力鋼板の使用が増えつつある。このような高張力鋼板は、耐食性確保のため溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気亜鉛めっき等、めっき成分に亜鉛を含む各種亜鉛めっきが施され使用される場合が多い。これらの各種亜鉛めっきは、以下において、単に「亜鉛めっき」と総称する。

10

【0003】

鋼板を車体に適用する場合は、まず成形加工し、スポット溶接を代表例とする抵抗溶接を用いて自動車車体に組み付けられる。このスポット溶接による組み付けの際、母材強度450MPa未満の亜鉛めっき鋼板では、チリが多発するような高電流域で溶接しても、割れが発生するという問題は少なかった。しかし、亜鉛めっきを施した450MPaを越える高張力鋼板は、図1に断面で示すようにチリが多発するような条件で抵抗溶接すると、電極（図示せず）と接触した表面10に割れ12が発生しやすくなるという問題がおきることが知られている。図中、網かけ部分はナゲットを示す。このような表面割れはスポット溶接のみならずシーム溶接などの抵抗溶接で発生しやすいことが報告されている。

20

【0004】

表面割れの原因は、「590MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板のスポット溶接性」（自動車技術会による学術講演前刷集No.106-00 p.1-4）に報告されているように、液体金属脆性的一种である亜鉛による脆化割れである。溶接の熱により溶融しためっき成分の亜鉛が鋼の粒界に侵入し、粒界強度を低下させ、低応力で割れが生じる。この種の割れは入熱が大きいほど発生しやすく、電極による加圧が割れ発生を助長しているものと考えられている。

【0005】

抵抗溶接の際の表面割れ低減方法については、「溶接・接合技術Q & A 1000, p. 834-835」（産業技術サービスセンター）にシーム溶接を例として示されているように入熱低減や引張の応力を緩和する方法が報告されている。しかしながら、鋼板の母材面から表面割れを改善する方法については開示されていない。

30

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

本発明の課題は、引張強さ450MPa以上の高張力鋼板に各種亜鉛めっきを行って得た高張力亜鉛めっき鋼板に抵抗溶接を行う際にみられる表面割れの問題を解決する、抵抗溶接部の耐表面割れ性に優れた抵抗溶接用高張力亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供することである。

【0007】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、高張力鋼板のスポット溶接性の課題を解決するために鋭意研究した結果、高電流での抵抗溶接により高張力亜鉛めっき鋼板に亜鉛割れが多発するのは、鋼板強度の増加とともに溶接部の硬化が著しく残留応力が大きくなることも一因であるが、母材である高張力鋼板の電気抵抗率の増加が大きな要因となっていることを見出した。

40

【0008】

つまり、母材である高張力鋼板では強化のために様々な元素を添加するが、これにより高張力鋼板の電気抵抗率が上がる。このため、電流が一定の場合でも高張力鋼板の方が軟鋼に比べ大きなジュール熱が発生するため、高張力鋼板では、軟鋼に比べ低い電流値でも割れが発生する。

50

## 【0009】

そこで本発明者らは、高張力亜鉛めっき鋼板の母材である高張力鋼板の電気抵抗率に及ぼす化学組成の影響に着目し、化学組成の異なる各種高張力鋼板を用いスポット溶接部の割れについて調査し、化学組成、電気抵抗率と表面割れ発生傾向の関係を調べた。

## 【0010】

その結果、スポット溶接の表面割れは、母材の電気抵抗率との相関が大きく電気抵抗率を下げることで割れ発生を低減させることができることが確認された。さらに、製造条件、とくに冷間圧延時に圧延条件を制御し、表層の結晶粒の細粒化を図ることで、表面割れが抑制でき得ることも確認された。

## 【0011】

ところで、一般的な自動車用鋼板での電気抵抗率と化学成分の関係については、一例として論文「高張力鋼板のスポット溶接性」"住友金属" Vol.33, No.4, p.109-120 に示されるように $Si + 0.25(Mn+Cr)$  と比例関係にあると報告されている。

## 【0012】

しかしながら、本発明者らが、さらに広範囲の成分系について詳細に調べたところ、Mn、Crの電気抵抗への寄与は、式で示されている値より大きいことが判明した。加えて、従来、sol.Alは高張力鋼板の添加成分としてほとんど使用されることはなかったが、近年、残留オーステナイト型鋼板を製造するために大量に添加される場合がある。sol.Alは電気抵抗率を著しく上げるため、現在の材料では $Si + 0.25(Mn+Cr)$  は電気抵抗率の指標としても不十分であることが判明した。

## 【0013】

そこで、本発明者らがこの点についてさらに鋭意検討した結果、電気抵抗率は $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr)$  と比例関係があるという結論に至った。すなわち、材料成分面からは、 $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr)$  を低い値に規定するのである。

## 【0014】

かくして、本発明者らは、上述のように、上記式： $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr)$  の値を1.4 %以下と低い値に抑え、かつ所望の強度を満足することにより、上述のような課題が達成できることを知り、本発明を完成した。

## 【0015】

かくして、本発明は、化学組成が、質量%にて

C : 0.015 ~ 0.072%、Si : 1.2%以下、Mn : 0.5 ~ 3.0%、

P : 0.020%以下、S : 0.030%以下、sol.Al : 0.002 ~ 1.20%、

Si、sol.Al、Mnの含有量が下記式の関係を満たし、

$Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる、引張強度が450MPa以上の鋼板に亜鉛めっきを施した、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板である。

本発明はさらに別の面からは、化学組成が、質量%にて

C : 0.015 ~ 0.25%、Si : 0.7 ~ 1.2%、Mn : 0.5 ~ 3.0%、

P : 0.020%以下、S : 0.030%以下、sol.Al : 0.002 ~ 1.20%、

Si、sol.Al、Mnの含有量が下記式の関係を満たし、

$Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる、引張強度が450MPa以上の鋼板に亜鉛めっきを施した、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高張力亜鉛めっき鋼板である。

ただし、Crを添加する場合はCr : 0.01 ~ 1.0%であり、その場合、上記式は下記の通りである。

$Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr) \leq 1.4\%$

## 【0016】

前記化学組成は、質量%で、さらにMo : 0.01 ~ 1.0 %および/またはB : 0.0001 ~ 0.0030 %を単独または複合で含有するものであってもよい。

さらに、前記化学組成は、質量%で、Ti : 0.003 ~ 0.15%、Nb : 0.003 ~ 0.15%、V : 0.

10

20

30

40

50

15%以下の1種または2種以上を含有するものであってもよい。

【0017】

別の面からは、本発明は、上述のような化学組成を有する鋼を鑄造して鑄片とし、この鑄片に熱間圧延を行い熱延鋼板とし、得られた熱延鋼板に酸洗を施してから、 $0.12 \sim 2^\circ$ のクロス角でペアクロス冷間圧延を行い冷間圧延鋼板とした後、 $720^\circ$ 以上に加熱してから、平均冷却速度 $2^\circ/\text{s}$ 以上で $600^\circ$ 以下まで冷却し、 $380 \sim 600^\circ$ の間で10秒以上保持し、その後、冷却して溶融亜鉛めっきを施し、さらに必要に応じて合金化処理を施す、抵抗溶接の際の耐表面割れ性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

【0018】

前述のように冷間圧延鋼板とした後、 $720^\circ$ 以上に加熱後、平均冷却速度 $2^\circ/\text{s}$ 以上で $600^\circ$ 以下まで冷却し、 $380 \sim 600^\circ$ の間で10秒以上保持した鋼板に、上記溶融亜鉛めっきに代えて、亜鉛を主体とした電気めっきを施してもよい。

【0019】

【発明の実施の形態】

本発明においてめっき母材として用いる高張力鋼板の化学組成および製造条件について説明する。なお、本明細書において、化学組成を示す「%」は、とくにことわりがない限り、質量%である。

【0020】

(A)化学組成

Cは、析出強化および変態強化によって、鋼板に強度を付与するために必須の元素であって、少なくとも $0.015\%$ 含有する。しかし、 $0.25\%$ を越えるときは、スポット溶接部の靱性が劣化する。従って、C含有量は $0.015 \sim 0.25\%$ と定めた。スポット溶接部の硬さは特にCの影響を大きく受けるため、硬さを下げ、割れに対する感受性を下げる立場から、好適には $0.015 \sim 0.075\%$ であることが望ましい。

【0021】

Siは、フェライトに固溶することにより強化作用を持ち、またCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、セメンタイトの析出を遅らせる作用を持つため、残留オーステナイト型鋼板には必須の元素である。しかし、添加量が増大すると鋼板の表面性状を劣化させ、めっきを困難にすると共に、母材の電気抵抗率を著しく上げる。このためSiの上限は $1.2\%$ と定めた。より好適には $0.2\%$ 以下が望ましい。

【0022】

Mnは、Cとともにオーステナイト安定化元素であり鋼の焼入れ性を高めると共に、強度と延性を付与するために必要であり、かかる効果を有効に得るためには、 $0.5\%$ 以上の添加を必要とする。しかし、Mnの増加は電気抵抗率の増加につながるため $3.0\%$ を上限とする。

【0023】

Pは、不純物元素として鋼中に含有されるが、スポット溶接部を著しく脆化させ、継手としての性能を大幅に低下させる。Pの有害な影響を排除するために、その上限を $0.020\%$ とする。好ましくは、P量は $0.015\%$ 以下がよい。

【0024】

Sも、不純物元素として鋼中に含有され、MnS系の非金属介在物として鋼中に析出する。また溶接部の割れ発生が著しくなり強度低下につながるため、本発明においては、かかる有害な影響を排除するために、その上限を $0.030\%$ とする。好ましくは、S量は $0.005\%$ 以下がよい。

【0025】

sol.Alは、脱酸のために $0.002\%$ 以上が含有され、これより少ないと、鋼板の表面性状を損なう。また、Siと同様にCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、セメンタイトの析出を遅らせる作用を持つため、残留オーステナイト型鋼板を作るために添加されることがある。しかし、添加量が増えると、アルミナ生成量が増え鋼板の表面品質を低下させるばかりか、電気抵抗率も著しく増加するため最大値として $1.20\%$ とする。好適には $0.1\%$ 以

下が望ましい。

【0026】

Crは鋼の焼き入れ性を高める元素として有効であるが、電気抵抗を増大させ、さらにコストも増加させるため、添加する場合は、Cr:0.01~1.0%とする。

本発明のさらなる態様にあつては、鋼の焼き入れ性を改善するために、Mo:0.01~1.0%および/またはB:0.0001~0.0030%を添加してもよい。

【0027】

Moは、鋼の焼き入れ性を大きく高める元素として有効であるが、添加量を上げるとコストが大幅に増加し経済的でない。このためMoは0.01~1.0%とする。

Bも少量で鋼の焼き入れ性を大幅に高める元素であり、鋼板を強化する作用が大きいが、0.0030%を越えると効果が飽和する。このためBは0.0001~0.0030%とする。

10

【0028】

さらに、本発明において、Ti、Nb、Vは固溶C、Nを炭化物、窒化物の形でとらえフェライト中に析出し鋼板を強化する作用を持つため、必要により1種類もしくは2種類以上、Ti、Nbについてはそれぞれ0.003%以上添加してもよいが、それぞれ0.15%を越えると効果が飽和してしまうため経済的でない。このためTi:0.003~0.15%、Nb:0.003~0.15%、V:0.15%以下とする。

【0029】

これらの化学成分のうち、母材の電気抵抗率に大きな影響を及ぼしているSi、sol.Al、Mn、Crの含有量(%)について、電極と鋼板が軽く溶着することもある12000Aの高電流域までの抵抗溶接で表面割れを出さないためには、下記式(1)を満たすようにする。ただし、Crを積極的に添加したい場合は下記式(2)とする。

20

【0030】

$Si + sol.Al + 0.4 \times Mn \leq 1.4\%$  (1)

$Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr) \leq 1.4\%$  (2)

式:  $Si + sol.Al + 0.4(Mn+Cr)$  または  $Si + sol.Al + 0.4 \times Mn$  の値は、低ければ低いほど良く、好ましくは1.0%以下、最適には0.7%以下が望ましい。

【0031】

本発明において母材である高張力鋼板の引張強度を450MPa以上とするが、これは本発明にかかる亜鉛めっき鋼板を自動車用に使用する場合にその軽量化を図るためである。好ましくは550MPa以上である。

30

【0032】

ここに、本発明は抵抗溶接用高張力亜鉛めっき鋼板にかかるものであるが、このときの抵抗溶接は代表的にはスポット溶接であるが、用途によってはそれだけに制限されない。また、亜鉛めっきも代表例は溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気亜鉛めっきであるが、これに制限されず、まためっき種としても各種亜鉛合金も包含される。

【0033】

次に、製造条件の限定理由について説明する。

冷間圧延は、通常の方法で製造した上記組成を有する熱延鋼板にまず、上下のワークロールを水平方向にクロスさせて圧延するペアクロス圧延を施す。

40

【0034】

本発明が対象とする抵抗溶接による耐表面割れ性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板は、高張力材ゆえ電気抵抗が高く通電時の発熱が多く、そのため亜鉛めっき中の亜鉛が溶融して、表面割れを発生させる。この問題を解決するためには上記に述べたように化学組成を限定するが、製造条件からはさらに母材表層部の結晶粒を細粒化するのである。母材表層部の結晶粒を細粒化することで、粒界における表層からの溶融亜鉛の侵入深さが小さくなり、表面割れを生じないのである。このように表層を細粒化するためにペアクロス圧延を行い鋼板の表層へのひずみエネルギーを効果的に蓄積することで、再結晶核生成サイトが多くなり表層が細粒の組織となる。クロス角が0.12°未満では、表層の細粒化が十分に図れず、また、2°超においては幅方向において十分な板厚精度が得られない。従って、冷間圧

50

延時のペアクロス角は $0.12 \sim 2^\circ$ とする。好ましくは $0.15 \sim 1.0^\circ$ である。

【0035】

なお、ペアクロス圧延それ自体は本発明において特に制限されない。すべての冷間圧延をペアクロス圧延で行ってもあるいはその一部だけをペアクロス圧延で行ってもよい。十分なひずみエネルギーが蓄積されればよい。

【0036】

本発明の製造方法にあつては、冷間圧延後、連続焼鈍または連続溶融亜鉛めっきラインにて焼鈍される。焼鈍は通常 $A_{c1}$ 点以上である $720^\circ$ 以上に加熱することで実施される。高強度化のために変態硬質相を十分確保するには、焼鈍温度は $780^\circ$ 以上が好ましく、さらに好ましくは $820^\circ$ 以上である。

【0037】

焼鈍後、冷却速度 $2^\circ/\text{s}$ 以上で $600^\circ$ 以下まで冷却後、 $380 \sim 600^\circ$ の間で10秒以上保持する。冷却速度が $2^\circ/\text{s}$ 未満では生産効率の劣化を招くとともに、変態硬質であるマルテンサイトをj得る場合、冷却過程でオーステナイトがパーライトやセメンタイトに分解してしまうために所望の組織が得られなくなる。好ましくは $8 \sim 120^\circ/\text{s}$ である。また、より安定して硬質相を得る場合は、冷却後 $350 \sim 600^\circ$ の間で10秒以上保持する。この保持でオーステナイトがセメンタイトに分解することなく、Cなどオーステナイト安定化元素の濃縮により安定化するのである。好ましい温度範囲は $400 \sim 600^\circ$ で、保持は $10 \sim 180$ 秒、さらに好ましくは $450 \sim 600^\circ$ で $10 \sim 60$ 秒である。

【0038】

保持後はそのまま、あるいは溶融亜鉛めっきを施すか、またはさらに鉄-亜鉛の合金化処理を施してから冷却すればよい。本発明において溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっきは、例えば公知のものを行えばよく、特に制限されない。その後、表面あらさの調整や平坦矯正のため $2.0\%$ 以下のスキンプスを施してもよい。

【0039】

別法では、保持後そのまま冷却した鋼板については、電気めっきにて表面に亜鉛を主体とするめっきを施してもよい。

またこれら亜鉛めっき鋼板の上にはさらに潤滑皮膜を形成させたり、塗油を施しても何ら問題は生じない。

【0040】

以上のような高張力鋼板は、それ自体で抵抗溶接での耐表面割れ性に優れたものであるが、抵抗溶接の相手材として、引張強さ $450\text{MPa}$ 以下の鋼板を用いることによって、抵抗溶接部の耐亜鉛表面割れ性、つまり耐表面割れ性が一層高められる。即ち、過発熱の防止効果と、相手材が柔らかいことによる点溶接部の引張残留応力の低減効果により、抵抗溶接部の耐表面割れ性を一層高めることができるのである。

【0041】

以下に、実施例を挙げて本発明をさらに具体的に説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。

【0042】

【実施例】

実施例1

本例では、 $450\text{MPa}$ 級以上の高張力材の抵抗溶接の際の耐表面割れ性を調べるため、表1に示す化学成分を有する鋼を実験室にて溶製し、鍛造により厚さ $25\text{mm}$ のスラブとした。昇温速度 $10^\circ/\text{s}$ で $1200^\circ$ まで加熱し30分保持した後、 $800 \sim 900^\circ$ にて厚さ $3.5\text{mm}$ まで熱間圧延を行い、水スプレーにより $520^\circ$ まで冷却し、その後、 $30^\circ/\text{h}$ で冷却し巻取り相当処理を行った。次にこれらの熱延鋼板を、機械研削にて板厚さ $3.2\text{mm}$ まで表面を研削し、その後、板厚さ $3.2\text{mm}$ から $1.2\text{mm}$ まで冷間圧延し、冷間圧延鋼板を得た。

【0043】

そして、合金化溶融亜鉛めっきを行う鋼板については、冷間圧延板を $10^\circ/\text{s}$ の加熱速度で $800 \sim 840^\circ$ に加熱した後、 $4^\circ/\text{s}$ の冷却速度で $480 \sim 520^\circ$ まで冷却し、その温度で20

10

20

30

40

50

s 保持した後、溶融亜鉛めっき槽に侵入させ、目付け量を両面ともに $50\text{g}/\text{m}^2$ に制御した後、500 で合金化処理を行い合金化溶融亜鉛めっき処理を行った。

【0044】

また、電気Zn - Ni合金めっきを行う鋼板については、上記冷間圧延鋼板を $10$  /sで $820 \sim 840$  まで加熱した後、 $60$  /sで冷却し、 $280 \sim 450$  の範囲まで冷却した後、180s保持して過時効処理を行ってから、 $10$  /sで室温まで冷却した。その後、めっき液にその鋼板を侵入させ、電流を制御することで目付け量を両面とも $30\text{g}/\text{m}^2$ にして電気Zn - Ni合金めっき処理を行った。これらのサンプル製造条件における加熱温度、冷却終点温度は、通常、450MPa級以上の高張力鋼板として存在するあらゆる組織に制御しただけで、本発明の骨子には影響を及ぼさない。

10

【0045】

次に、得られた鋼板の引張特性を調査するために、JIS 5号試験片を作成し、引張試験を行い降伏応力、引張応力、全伸びについて調査した。

また、スポット溶接性は、幅30mm、長さ30mmの試験片を機械加工によって採取し、これらの試験片を2枚重ねにし、中心部に1点スポット溶接を施して、評価した。

【0046】

溶接条件を表2に示す。

すなわち、全ての材料でチリが発生する高電流条件で20ヶスポット溶接試験片を作製し、目視により表面の割れ発生の有無を調べ、割れ発生率として整理した。

【0047】

また、スポット溶接継手の強度信頼性については、JIS Z3144 に準拠した「たがね試験」によりその破断形態を評価した。溶接部で破断した場合を×、母材側で破断した場合とした。

20

【0048】

結果は表3にまとめて示すが、これからも分かるように、実施例A～Hは合金化溶融亜鉛めっき鋼板であり、化学成分は本発明の範囲内であるため表面割れは発生しておらず継手の信頼性も良好である。IおよびJは電気Zn - Niめっきの場合であるがこれも本発明の範囲内であるため割れは発生せず、継手の信頼性も高い。

【0049】

K、M、Nは $\text{Si} + \text{sol. Al} + 0.4(\text{Mn} + \text{Cr})$ の値が本発明で規定する範囲を越えているため、表面割れが発生している。

30

Lでは $\text{Si} + \text{sol. Al} + 0.4(\text{Mn} + \text{Cr})$ の値は満たしているものの、Cが本発明の範囲外であるため、たがね試験で溶接部が破断し、継手としての信頼性に欠ける。

【0050】

O、Q、Rは化学成分が本発明の範囲を大きく越えており、大きな表面割れが多発している。このため、溶接部で破断するようになり継手の信頼性も低い。

Pは割れは発生していないがPが本発明の範囲外であるため、溶接部が脆化し、溶接部で破断し継手としての信頼性に欠ける。

【0051】

従って、本発明の範囲を満足するめっき鋼板のみがスポット溶接により表面割れが発生せず、継手としての信頼性も高い。

40

実施例2

表1のBの化学組成を実際の製造ラインにて溶製し、連続鋳造によりスラブとした。その後、熱間圧延を行い熱延鋼板とした。その熱延鋼板を酸洗した後、 $0 \sim 2^\circ$ のクロス角でベアクロス冷間圧延を行い冷間圧延鋼板とした。冷間圧延板を $10$  /sの加熱速度で $800 \sim 840$  に加熱した後、 $4$  /sの冷却速度で $480 \sim 520$  まで冷却し、その温度で20s保持した後、溶融亜鉛めっき槽に侵入させ、目付け両面 $50\text{g}/\text{m}^2$ に制御した後、500 で合金化処理を行い合金化溶融亜鉛めっき処理を行った。

【0052】

この亜鉛めっき鋼板に割れを発生させるため、実施例1より厳しい13000 Aの高電流条件

50

でスポット溶接を行った。その他の条件は実施例 1 と同じであった。結果は表 4 に示す。

【 0 0 5 3 】

その結果、ペアクロス圧延のクロス角が 0 度では割れが発生したのに対し、ペアクロス圧延の角度が 0.12 度を越えると割れが発生しなくなった。この理由は、ペアクロス角度を与えることにより、結晶粒がより微細化し、粒界への液体亜鉛の侵入深さが浅くなるためと考えられる。

【 0 0 5 4 】

従って、本発明の範囲を満足する方法で製造しためっき鋼板は、厳しい条件でもスポット溶接による割れが発生せずに、継手としての信頼性も高い。

実施例 3

表 1 の J の化学組成を実際の製造ラインを使って溶製し、連続鋳造によりスラブとした。その後、熱間圧延を行い熱延鋼板とした。その熱延鋼板を酸洗した後、0 ~ 2 ° のクロス角でペアクロス冷間圧延を行い冷間圧延鋼板とした。

【 0 0 5 5 】

冷間圧延板を 10 /s で 820 ~ 840 まで加熱した後、60 /s で冷却し、380 ~ 450 の範囲まで冷却した後、その温度に 180s 保持して過時効処理を行った後、10 /s で室温まで冷却した。その後、めっき液にその鋼板を侵入させ、電流を制御することで目付け量を両面とも 30g/m<sup>2</sup> にして電気 Zn - Ni 合金めっき処理を行った。

【 0 0 5 6 】

スポット溶接の際に割れが発生させるため、実施例 1 より厳しい 13000 A の高電流条件で溶接を行った。その他の条件は実施例 1 と同じであった。結果は表 5 に示す。

【 0 0 5 7 】

その結果、ペアクロス圧延のクロス角が 0 度では割れが発生したのに対し、ペアクロス圧延の角度が 0.12 度を越えると割れが発生しなくなった。従って、本発明範囲を満足する方法で製造しためっき鋼板は、厳しい条件でもスポット溶接による割れが発生せずに、継手としての信頼性も高い。

【 0 0 5 8 】

【表 1】

マ-ク	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	Si+sol.Al+ 0.4(Mn+Cr)	めっき種
A	0.018	0.01	1.61	0.013	0.005	0.045	0.31	0.21	0.001	—	—	—	0.823	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
B	0.069	0.15	0.35	0.031	0.012	0.04	—	—	—	—	0.033	—	0.334	—
C	0.095	0.04	1.04	0.016	0.005	0.035	—	—	—	—	—	0.02	0.495	—
D	0.142	0.01	0.69	0.017	0.008	0.038	—	—	—	—	—	—	0.328	—
E	0.07	0.05	1.35	0.022	0.001	0.036	—	—	—	0.05	0.011	—	0.63	—
F	0.072	0.04	2.01	0.012	0.001	0.041	0.39	—	—	—	—	—	1.041	—
G	0.06	0.03	2.44	0.02	0.001	0.042	—	—	—	—	—	—	1.052	—
H	0.086	0.7	1.41	0.017	0.002	0.032	—	—	—	—	0.025	—	1.3	—
I	0.131	0.15	0.65	0.021	0.002	0.098	—	—	—	—	—	—	1.394	電気Zn-Ni合金めっき
J	0.07	0.76	1.459	0.008	0.004	0.031	—	—	—	—	—	—	1.3786	—
K	0.021	0.3	2.63	0.009	0.007	0.051	0.15	—	—	—	—	—	1.463*	合金化溶融亜鉛めっき鋼板
L	0.26*	0.01	0.53	0.017	0.006	0.041	—	—	—	—	—	0.013	0.267	—
M	0.086	0.75	2.46	0.012	0.001	0.032	—	—	—	—	—	—	1.77*	—
N	0.059	0.99	1.44	0.012	0.002	0.032	0.48	—	0.0012	—	—	—	1.79*	電気Zn-Ni合金めっき
O	0.011*	1.32*	1.47	0.008	0.001	0.125	—	—	—	0.015	—	—	2.037*	—
P	0.087	0.7	1.41	0.038*	0.003	0.05	—	—	—	—	—	—	1.318	—
Q	0.122	0.56	1.45	0.012	0.003	1.25*	—	—	—	0.012	—	—	2.394*	—
R	0.18	1.05	2.5	0.018	0.006	0.48	—	—	—	—	—	—	2.534*	—

【 0 0 5 9 】

【 表 2 】

溶接機	単相交流スポット溶接機
電極	アルミナ分散銅 ダブルR型 T-16-D
加圧力	350kgf
初期加圧時間	50cycles
通電時間	12cycles
電流値	12000A
保持時間	10cycles

10

【 0 0 6 0 】

【 表 3 】

マ-ク	YS	TS	EL	破断形態	表面割れ発生率
A	218	465	36.4	○	0
B	367	458	32.4	○	0
C	364	472	35.3	○	0
D	395	476	36.0	○	0
E	563	642	21.0	○	0
F	345	604	28.2	○	0
G	350	609	29.2	○	0
H	472	586	31.0	○	0
I	431	575	41.2	○	0
J	317	583	35.7	○	0
K	372	631	25.1	○	10
L	469	615	22.1	×	0
M	405	806	26.0	○	15
N	311	576	33.9	○	15
O	395	628	35.4	×	20
P	308	595	36.9	×	0
Q	432	616	42.0	×	30
R	510	784	26.4	×	35

20

30

40

【 0 0 6 1 】

【 表 4 】

マーク	クロス角度 (度)	破断形態	表面割れ発生率	
A	0.00	○	20	比較例
B	0.05	○	5	
C	0.12	○	0	実施例
D	0.50	○	0	
E	1.00	○	0	
F	2.00	○	0	

10

【 0 0 6 2 】

【表 5】

マーク	クロス角度 (度)	破断形態	表面割れ発生率	
A	0.00	○	15	比較例
B	0.05	○	5	
C	0.12	○	0	実施例
D	0.50	○	0	
E	1.00	○	0	
F	2.00	○	0	

20

【 0 0 6 3 】

【発明の効果】

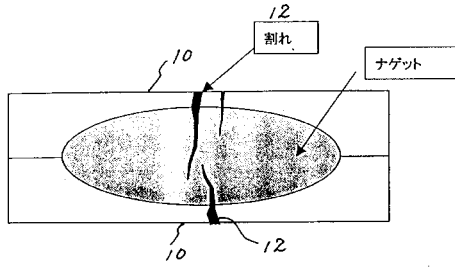
以上説明した通り、本発明によれば抵抗溶接に際しての耐表面割れ性に優れた特徴を有する、母材の引張強さ450MPa以上の高張力亜鉛めっき鋼板を提供することができ、自動車の軽量化、安全性の向上に大きく寄与できる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】スポット溶接部の割れの模式的説明図である。

30

【図 1】



---

フロントページの続き

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開平11-061269(JP,A)  
特開平11-193419(JP,A)  
特開平04-173945(JP,A)  
特開平05-106007(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60

C21D 9/46- 9/48