

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4525815号
(P4525815)

(45) 発行日 平成22年8月18日(2010.8.18)

(24) 登録日 平成22年6月11日(2010.6.11)

(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 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14		
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58		
C 2 1 C 7/00 (2006.01)	C 2 1 C 7/00	B	
C 2 1 C 7/04 (2006.01)	C 2 1 C 7/00	H	
請求項の数 5 (全 23 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2008-226066 (P2008-226066)
 (22) 出願日 平成20年9月3日(2008.9.3)
 (65) 公開番号 特開2010-59476 (P2010-59476A)
 (43) 公開日 平成22年3月18日(2010.3.18)
 審査請求日 平成21年12月17日(2009.12.17)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000002118
 住友金属工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 (74) 代理人 100081352
 弁理士 広瀬 章一
 (72) 発明者 芳賀 純
 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 西 隆之
 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
 (72) 発明者 古橋 誠治
 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】 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：0.0005%以上0.010%未満、Si：0.40%以下、Mn：2.50%以下、P：0.10%以下、S：0.010%未満、sol.Al：0.0050%未満、N：0.005%以下、sol.Ti：0.003%以上0.020%以下、Nb：0.010%以上0.20%以下およびO：0.015%以下を含有し、さらにsol.TiおよびNbの含有量が下記式(1)~(3)を満足し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量がTiO₂換算で50.0質量%以上でありNb酸化物の含有量がNbO換算で1.0質量%未満である鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を備えることを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板。

$$1.0 < (Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14) \quad (1)$$

$$Ti^* = \max [sol.Ti - (48 / 14) \times N, 0] \quad (2)$$

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times sol.Ti, 0] \quad (3)$$

ここで、各式中の元素記号は、鋼中での各元素の含有量を質量%にて表したものであり、max [] は [] 内の引数の最大値を返す関数である。

【請求項2】

前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B：0.0002%以上0.0020%以下を含有し、かつ、前記式(3)に代えて下記式(4)を満足するものであることを特徴とする請求項1に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times sol.Ti - (14 / 11) \times B, 0] \quad (4)$$

ここで、式中の元素記号は、鋼中での各元素の含有量を質量%にて表したものであり、 $\max [\quad]$ は[]内の引数の最大値を返す関数である。

【請求項3】

前記化学組成が、Feの一部に代えて、Cr, Mo, WおよびNiからなる群から選択される1種または2種以上を、合計で2.0質量%以下含有するものであることを特徴とする請求項1または2に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】

真空脱ガス装置を用いて脱炭精錬した溶鋼にTiを添加し、連続鋳造して請求項1ないし3のいずれかに記載の化学組成および酸化物系介在物組成を有する鋼塊とし、該鋼塊を熱間圧延し、冷間圧延し、再結晶焼鈍し、溶融亜鉛めっき処理を行うことを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10

【請求項5】

真空脱ガス装置を用いて脱炭精錬した溶鋼にAlを添加して溶存酸素濃度を0.003質量%以上に制御した後、さらにTiを添加し、連続鋳造して請求項1ないし3のいずれかに記載の化学組成および酸化物系介在物組成を有する鋼塊とし、該鋼塊を熱間圧延し、冷間圧延し、再結晶焼鈍し、溶融亜鉛めっき処理を行うことを特徴とする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】

20

本発明は、プレス加工等により様々な形状に成形して利用される、溶融亜鉛めっき鋼板もしくは溶融亜鉛合金めっき鋼板もしくは合金化溶融亜鉛めっき鋼板(以下、「溶融亜鉛めっき鋼板」と総称する。)とその製造方法、特に、プレス成形性に優れ、表面性状の良好な、溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

産業技術分野が高度に分業化した今日、各技術分野において用いられる材料には、特殊かつ高度な性能が要求されている。例えば、プレス成形して使用される冷延鋼板についても、プレス形状の多様化に伴い、より優れた成形性が必要とされている。特に、自動車用鋼板に関しては、地球環境への配慮から、車体を軽量化して燃費を向上させるために、薄肉高成形性冷延鋼板の需要が著しく高まってきている。プレス成形においては、使用される鋼板の厚さが薄いほど、割れやしわが発生しやすくなるため、より深絞り性や延性に優れた鋼板が必要とされる。

30

【0003】

これまでに、深絞り用冷延鋼板として、極低炭素鋼にTiを添加した、いわゆるTi-IF鋼板について多くの提案がなされてきている。Ti添加極低炭素冷延鋼板では、鋼中のC, NがTiCやTiNとして析出固定されるために、焼鈍時に深絞り性に好ましい再結晶集合組織が形成され、優れた成形性を得ることができる。しかし、Ti添加極低炭素冷延鋼板を素材として、溶融亜鉛めっきを施すと、めっき表面に筋状の模様が発生し、外観を損ねる場合がある。この筋模様は、圧延方向に沿うめっき層の凹凸ムラにより、めっき表面に色調差が生じて認識されるものであり、凹凸の程度によっては、塗装後にも認められるため、例えばルーフ、フード、ドアのアウトパネルやサイドアウトパネル等といった美しい外観が要求される自動車外板パネルにおいては、重大な欠陥となり忌避される。

40

【0004】

Ti添加極低炭素溶融亜鉛めっき鋼板の筋模様を抑制する方法に関しては、いくつかの提案がなされている。例えば、特許文献1には、Ti含有量に応じて熱間圧延前のスラブ加熱温度を低下させ、地鉄表層部の結晶粒径または集合組織を均一化することにより、筋ムラを防止する技術が開示されている。しかし、スラブ加熱温度が低いと、熱間圧延の温度域が低下し、鋼板の変形抵抗が増すため、広幅材の圧延ができなくなるなど、製造上の

50

問題が生じる。

【0005】

特許文献2には、Caを添加してサルファイド系介在物を他の複合介在物に変化させることにより、筋模様を防止する方法が開示されている。しかし、Caは高価であり歩留まりも悪いため、製造コストの上昇を招き、また、発錆の原因となる場合もある。

【0006】

特許文献3には、熱延仕上げ終了温度を高め、焼鈍後に未再結晶組織を残さないようにすることにより、筋模様を防止する方法が、特許文献4には、同じく熱延仕上げ終了温度を高めることにより、焼鈍後の集合組織を制御し、筋模様を抑制する方法が開示されている。しかし、これらのように熱延仕上げ温度を高くする方法は、スケール疵の発生を招くために、好ましくない。

10

【0007】

また、特許文献5には、めっきの凹凸化を防ぐために、Ti量を低減し、機械特性を確保するためにNbを含有させる技術が開示されている。しかし、Nb量の増加により再結晶温度が上昇するため、高温で焼鈍する必要があり、その結果、生産性が損なわれるばかりか、表面疵が発生しやすくなる。

【0008】

Ti-Nb添加極低炭素冷延鋼板の製造技術に関しては、特許文献6、7に、酸可溶性Al(sol. Al)量を低減することにより再結晶温度を低下させる方法が開示されている。

20

【特許文献1】特開平7-228944号公報

【特許文献2】特開平5-9549号公報

【特許文献3】特開2001-342522号公報

【特許文献4】特開平10-18011号公報

【特許文献5】特開平3-180429号公報

【特許文献6】特開昭62-30822号公報

【特許文献7】特開平10-226843号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

30

上述の特許文献6において開示される技術は、溶鋼の脱酸をAlによって行い、残存するsol. Alを微量に抑え、再結晶温度を低下させる方法であるが、脱酸不足が生じやすく鋼中の気泡に起因する表面欠陥が避けられず、自動車外装用鋼板に適用できるだけの表面性状を得ることができない。

【0010】

特許文献7において開示される技術は、溶鋼の脱酸をTiによって行い、sol. Alを極微量とする方法である。この方法には、Alキルド鋼でしばしば問題となる、アルミナクラスターに起因する表面欠陥の発生を防止できるという利点もある。しかし、本発明者らが検討を重ねた結果、Ti脱酸によってTi-Nb極低炭素冷延鋼板を製造した場合、再結晶温度はAl脱酸で製造した場合よりも低くなるが、深絞り性の指標であるランクフォード値(r値)は良好でないときがあることが判明した。

40

【0011】

本発明は、そのような問題点を解決するためになされたものであり、さらに具体的にはその課題は、筋模様がなく表面性状が良好で、かつ、優れたプレス成形性を有する、溶融亜鉛めっき鋼板を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者らは、主としてTiまたは主としてTiとAlとを用いて脱酸した極低炭素冷延鋼板の機械特性および表面性状に及ぼす添加元素および介在物組成の影響について詳細な調査を行った。なお、本明細書において、鋼成分の含有量および介在物組成の含有量は

50

すべて質量%で表示する。

【0013】

一連の供試鋼は、質量%で、C：0.010%未満、Si：0.020%以下、Mn：2.50%以下、P：0.10%以下、S：0.004%、sol.Al：0.002%未満、N：0.005%以下、sol.Ti：0.10%以下、Nb：0.20%以下、O：0.015%以下、B：0.0020%以下、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有するものであった。

【0014】

このような化学組成を有する鋼片を、1250 に加熱した後、910 以上の温度範囲で熱間圧延し、650 で巻き取り、得られた熱延鋼板を酸洗し、82.5%の圧延率で板厚0.7mmまで冷間圧延した。連続溶融亜鉛めっきシミュレーターを用いて、冷延鋼板を850 まで加熱し50秒間保持した後、冷却し、溶融亜鉛めっきし、合金化処理して溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

10

【0015】

熱間圧延後の鋼板中に存在する酸化物系介在物を、エネルギー分散型X線検出器(EDS)を備えた走査電子顕微鏡(SEM)を用いて、圧延方向に平行な縦断面から観察し、引張特性との関係を調査した。この調査において観察された酸化物系介在物は、Ti酸化物、Al酸化物、Nb酸化物、Mn酸化物およびSi酸化物、さらに不純物元素の酸化物からなるものであった。なお、鋼片と溶融亜鉛めっき鋼板との間で鋼の化学組成および酸化物系介在物の組成に事実上の差異は認められなかった。また、溶融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向、圧延方向から45°方向および圧延方向と直交する方向から引張試験片を採取して引張試験を行った。さらに、溶融亜鉛めっき鋼板の表面を目視観察し、筋模様の有無を調査した。

20

【0016】

これらの予備試験の結果、次の(A)ないし(C)のような知見を得た。

(A) 図1は、NbOとsol.Ti量の関係を示すグラフである。NbOは、酸化物系介在物中のNb酸化物の含有量(質量%)を意味し、sol.Ti量は酸可溶性のTi量(質量%)を意味する。同図に示されるように、sol.Tiの増加に伴いNbOが低下することが分かる。

【0017】

(B) 図2は、平均r値と、 $(Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14)$ との関係を示すグラフである。ここで、 Ti^* は下記式(2)から、 N^* は下記式(3)または(4)から、それぞれ与えられる値である。また、平均r値は、圧延方向のr値($r_{0.}$ 値)、圧延方向と45°をなす方向のr値($r_{45.}$ 値)、圧延方向と直行する方向のr値($r_{90.}$ 値)を用いて、下記式(5)から求めた。

30

【0018】

$$Ti^* = \max [\text{sol.Ti} - (48 / 14) \times N, 0] \quad (2)$$

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times \text{sol.Ti}, 0] \quad (3)$$

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times \text{sol.Ti} - (14 / 11) \times B, 0] \quad (4)$$

ここで、各式中の元素記号は、鋼中での各元素の含有量を質量%にて表したものであり、 $\max []$ は $[]$ 内の引数の最大値を返す関数である。

40

$$\text{平均r値} = (r_{0.}\text{値} + 2 \times r_{45.}\text{値} + r_{90.}\text{値}) / 4 \quad (5)$$

【0019】

図面中の 印はNbOが1.0%未満であったことを、 印はNbOが1.0%以上であったことを示す。同図に示されるように、平均r値は $(Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14)$ の増加に伴い上昇するが、NbOが1.0%未満である場合には、1.0%以上である場合よりも上昇が速く、到達する平均r値レベルも高くなること分かる。

【0020】

この理由は明らかではないが、(a) NbOが1.0%未満である酸化物系介在物は、

50

形状が微細な球状もしくは塊状であり、粒成長を抑制し、熱延鋼板を細粒化させること、(b) NbOが1.0%未満である酸化物系介在物はオーステナイトからフェライトへの変態を促進させ、熱延鋼板を細粒化させること、(c) NbOが1.0%未満である酸化物系介在物は再結晶を促進させること、(d) これらの結果、深絞り性に好ましい再結晶集合組織が形成されることに起因すると推定される。

【0021】

(C) sol. Ti量が多いほど、溶融亜鉛めっき鋼板表面に筋模様が発生し、表面性状が劣化する。この理由は明らかではないが、sol. Ti量が多いと、熱延工程で、鋼板表面近傍にTi析出物が不均一に生成し、溶融亜鉛めっき前の母材鋼板表面の結晶粒径が不均一となり、粒径のパラツキが亜鉛めっきの筋模様に反映されるためと推定される。

10

【0022】

以上の結果から、sol. Tiを一定量以上含有させて、酸化物系介在物中のNb酸化物の含有量を低下させることにより、主としてTiまたは主としてTiとAlとを用いて脱酸した極低炭素冷延鋼板において高いr値を安定して得ることが可能であり、また、sol. Tiを過度に含有させずNb含有量を高めることにより、高r値の確保と筋模様のない良好な表面性状の確保を両立させることが可能である。

【0023】

以上の知見に基づき完成された本発明は次のとおりである。

(1) 質量%で、C: 0.0005%以上0.010%未満、Si: 0.40%以下、Mn: 2.50%以下、P: 0.10%以下、S: 0.010%未満、sol. Al: 0.0050%未満、N: 0.005%以下、sol. Ti: 0.003%以上0.020%以下、Nb: 0.010%以上0.20%以下およびO: 0.015%以下を含有し、さらにsol. TiおよびNbの含有量が下記式(1)~(3)を満足し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量がTiO₂換算で50.0質量%以上でありNb酸化物の含有量がNbO換算で1.0質量%未満である鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を備えることを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板。

20

$$1.0 < (Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14) \quad (1)$$

$$Ti^* = \max [sol. Ti - (48 / 14) \times N, 0] \quad (2)$$

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times sol. Ti, 0] \quad (3)$$

ここで、各式中の元素記号は、鋼中での各元素の含有量を質量%にて表したものであり、max []は[]内の引数の最大値を返す関数である。

30

【0024】

また、「溶融亜鉛めっき」とは、溶融亜鉛めっきのみならず、溶融亜鉛合金めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを意味する。

【0025】

(2) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B: 0.0002%以上0.0020%以下を含有し、かつ、前記式(3)に代えて下記式(4)を満足するものであることを特徴とする上記(1)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

$$N^* = \max [N - (14 / 48) \times sol. Ti - (14 / 11) \times B, 0] \quad (4)$$

ここで、式中の元素記号は、鋼中での各元素の含有量を質量%にて表したものであり、max []は[]内の引数の最大値を返す関数である。

40

【0026】

(3) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、Cr, Mo, WおよびNiからなる群から選択される1種または2種以上を、合計で2.0質量%以下含有するものであることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【0027】

(4) 真空脱ガス装置を用いて脱炭精錬した溶鋼にTiを添加し、連続鑄造して上記(1)ないし(3)のいずれかに記載の化学組成および酸化物系介在物組成を有する鋼塊とし、該鋼塊を熱間圧延し、冷間圧延し、再結晶焼鈍し、溶融亜鉛めっき処理を行うことを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

50

【0028】

(5) 真空脱ガス装置を用いて脱炭精錬した溶鋼にAlを添加して溶存酸素濃度を0.003質量%以上に制御した後、さらにTiを添加し、連続鋳造して上記(1)ないし(3)のいずれかに記載の化学組成および酸化物系介在物組成を有する鋼塊とし、該鋼塊を熱間圧延し、冷間圧延し、再結晶焼鈍し、溶融亜鉛めっき処理を行うことを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0029】

本発明によれば、プレス成形などの加工に適用できる十分な成形性を有し、鋼板表面に筋模様等の表面欠陥が発生しない溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。また、この溶融亜鉛め 10
 っき鋼板は、大規模製鉄所における大量生産工程においても、安定して製造することが可能となる。本発明は自動車の車体軽量化を通じて地球環境問題の解決に寄与できるなど産業の発展に寄与するところ大である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0030】

本発明に係る溶融亜鉛めっき鋼板における鋼成分の化学組成および介在物組成、ならびにその鋼板を効率的・安定的に製造しうる製造方法における製鋼、圧延、溶融亜鉛めっき条件等について以下に詳述する。

【0031】

1. 鋼の化学組成 20

C: 0.0005%以上0.010%未満

C含有量が0.010%以上になると、鋼板の延性および深絞り性が著しく損なわれる。一方、過度に極低炭素化することは、製鋼コストの上昇を伴うだけでなく、NbCの析出が不十分となり、固溶Cが残存し、深絞り性の劣化を招く。したがって、含有量の範囲を0.0005%以上0.010%未満とする。望ましい範囲は、0.0010%以上0.0040%未満であり、さらに望ましい範囲は、0.0010%以上0.0030%以下である。

【0032】

Si: 0.40%以下

Siは、鋼中に不可避免的に含有される元素であるが、鋼板のめっき性を著しく劣化させる。したがって、その含有量は少ないほど好ましい。しかし、鋼板を強化する作用を有するので、鋼を強化する目的で、0.40%以下の範囲で含有させることができる。好ましい範囲は、0.003%以上0.030%未満であり、さらに好ましい範囲は、0.005%超0.020%未満である。 30

【0033】

Mn: 2.50%以下

Mnは、不純物であるSと結合してMnSを形成し、Sの弊害を抑制するほか、鋼板を強化する作用を有する。一方、過度に含有させると延性および深絞り性が劣化するので、含有量の上限を2.50%とする。好ましい範囲は、0.05%以上1.00%未満であり、さらに好ましい範囲は、0.15%超0.50%未満である。また、めっき性の観点 40
 からは含有量が少ないほど良く、上限を0.28%未満とすることが好ましい。

【0034】

P: 0.10%以下

Pは、一般的には鋼中に不可避免的に含有される不純物であるが、深絞り性を損なうことなく鋼板を強化する作用を有する有用な元素でもあるので、積極的に含有させてもよい。しかし、過度に含有させると耐二次加工脆性が極端に劣化するので、0.10%以下とする。好ましい範囲は0.005%以上0.050%未満であり、さらに好ましい範囲は、0.010%以上0.013%未満である。

【0035】

S: 0.010%未満 50

Sは鋼中に不可避免的に含有される不純物であり、粒界に偏析して鋼を脆化させるため、その含有量は少ないほど好ましく、0.010%未満とする。好ましい上限は0.008%未満であり、さらに好ましい上限は0.005%未満である。ただし、含有量を過度に低下させることは、製造コストの上昇を招くため、0.001%を超えて含有させることが望ましい。

【0036】

sol. Al: 0.0050%未満

鋼中Alは、分析時に使用する酸に溶解しない酸化物等の形態と、酸に溶解する窒化物等や固溶の形態があり、酸可溶性のAl含有量をsol. Alと表記する。sol. Al量は溶鋼段階での溶解Al量と関連付けられるため、鋼の脱酸に強く影響する。本発明ではTi酸化物を50.0%以上含む酸化物系介在物の分散を必要とし、Alはこれを阻害するので、sol. Alの含有量を0.0050%未満とする。好ましい上限は0.0030%未満である。一方、Al自体は、溶鋼の製造工程で予備脱酸や温度調整に使用できるので、sol. Alを0.0002%以上含有させることが好ましい。さらに好ましい範囲は0.0005%以上0.0020%未満である。

10

【0037】

N: 0.005%以下

Nは、鋼中に不可避免的に含有される元素であり、含有量の増加は延性、深絞り性および耐常温時効性を劣化させるため、0.005%以下とする。好ましい範囲は0.003%以下である。ただし、過度に極低窒素化することは、製鋼コストの上昇を伴うだけでなく、窒化物の析出が不十分となり、固溶Nが残存し、深絞り性の劣化を招くので、含有量を0.001%以上とすることが望ましい。

20

【0038】

sol. Ti: 0.003%以上0.020%以下かつ上記式(1)、(2)および(3)または(4)を満たすこと

鋼中Tiは、分析時に使用する酸に溶解しない酸化物等の形態と、酸に溶解する炭窒化物等や固溶の形態があり、酸可溶性のTi含有量をsol. Tiと表記する。sol. Tiは本発明における重要な構成成分であり、酸化物系介在物中のNb酸化物の含有率を下げ、鋼板の深絞り性を向上させるので、0.003%以上含有させる。また、鋼中のC、NをTiC、TiN等として固定し、深絞り性を向上させる作用を有するので、上記式(1)、(2)および(3)または上記式(1)、(2)および(4)を満たす範囲で含有させる。一方、溶融亜鉛めっき鋼板表面に筋模様が発生する原因となるために、含有量の上限を0.020%以下とする。好ましい範囲は0.004%超0.015%以下、さらに好ましい範囲は0.008%超0.012%未満である。

30

【0039】

Nb: 0.010%以上0.20%以下かつ上記式(1)、(2)および(3)または(4)を満たすこと

Nbは、本発明における重要な構成成分であり、鋼中のCをNbCとして固定するとともに熱延板の組織を微細化し、深絞り性に好ましい再結晶集合組織を発達させる作用を有しており、筋模様の発生を伴うことなく深絞り性を向上させる。Nb含有量が少ないと、上記作用による所望の効果が十分に得られず、深絞り性が損なわれるので、0.010%以上であり、かつ、上記式(1)、(2)および(3)または上記式(1)、(2)および(4)を満たす範囲で含有させる。好ましい含有量の下限は、0.026%以上である。一方、Nb含有量が過剰となると、再結晶温度が上昇しすぎて深絞り性が劣化するので、0.20%以下とする。好ましいのは、 $1.0 < (Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14) < 10.0$ を満足させることであり、さらに好ましいのは、 $2.0 < (Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14) < 5.0$ を満足させることである。

40

【0040】

O: 0.015%以下

O含有量が0.015%を超えると、酸化物系介在物の生成量が多くなりすぎ、表面疵

50

が発生しやすくなるので、0.015%以下とする。好ましい範囲は、0.010%未満である。一方、Ti酸化物の含有率が50.0%以上でありNb酸化物の含有量が1.0%未満である酸化物系介在物を適正量生成させ、深絞り性を向上させるため、0.0020%以上含有させることが好ましい。0.0030%以上含有させるとさらに好ましい。

【0041】

B：必要に応じ、0.0002%以上0.0020%以下

Bは、結晶粒界に偏析して粒界を強化し、耐二次加工脆性を向上させる効果を有するので、0.0002%以上含有させても良い。一方、含有量が0.0020%を上回ると、再結晶温度が上昇して、深絞り性が劣化する。したがって、0.0002%以上0.0020%以下とする。好ましい範囲は、0.0003%超0.0010%未満である。

10

【0042】

Cr, Mo, WおよびNiからなる群から選択される1種以上：必要に応じ、合計で2.0%以下

これらの元素は、鋼板を強化する作用を有するので、必要に応じて1種または2種以上含有させても良い。ただし、含有量の合計が2.0%を超えると延性が著しく劣化する。したがって、合計の含有量を2.0%以下とする。なお、鋼板を強化する作用を確実に発揮させるには合計の含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

【0043】

上述した元素以外は、Feおよび不純物である。

本実施の形態の溶融亜鉛めっき鋼板は、以上の鋼組成を有する。

20

【0044】

2. 介在物組成

(1) 酸化物系介在物

本発明に係る溶融亜鉛めっき鋼板は、酸化物系介在物中のNb酸化物の含有量が1.0%未満であり、Ti酸化物の含有量が50.0%以上であることとする。

【0045】

ここで、「酸化物系介在物」とは、溶鋼に含まれる元素が脱酸工程などにおいて酸化反応することによって生じたものであり、耐火物剥離等で含有されるマクロ介在物は含まない。酸化物系介在物の組成は、Nb、Ti、Al、SiおよびMnの酸化物を主体とし、このほか、不可避免的に含有される不純物を含む。なお、不可避免的な不純物としては、Mg、Caの酸化物や、次に説明するEDSによる測定ではFe相と不可分なFe酸化物が挙げられる。

30

【0046】

この酸化物系介在物の組成は次のようにして測定する。

鋼板の任意の位置から試験片を採取し、鋼板の圧延方向に平行な縦断面を研磨した後、SEMを用いて長径1 μ m以上の酸化物系介在物を観察し、EDSを用いて、Feを除く上記元素について定量分析を行う。得られた各元素の原子数比に基づいて、検出された各元素について予め規定された化学量論組成の酸化物換算の化学組成(単位：質量%)を求める。ここで、介在物を構成する主要元素についての化学量論組成の酸化物は次のとおりである。Ti：TiO₂、Nb：NbO、Al：Al₂O₃、Si：SiO₂、Mn：MnO。また、不純物元素についての化学量論組成の酸化物は次のとおりである。Mg：MgO、Ca：CaO。この化学組成の測定を複数の酸化物系介在物に対して行い、その平均値をその鋼板における酸化物系介在物の含有量とする。測定する酸化物系介在物の数は10個以上とし、測定数は多いほど好ましい。

40

【0047】

なお、縦断面のSEM観察は、溶融亜鉛めっき層の影響を避け鋼板のバルク特性をより正確に評価できるように、鋼板母材とめっき層との境界から板厚の1/4以上内側の位置で行う。また、EDSによる元素分析を行う酸化物系介在物の領域は、酸化物系介在物上に析出するMnS等の影響を避けるためにSEM像において酸化物系介在物の中央部を含む範囲とし、平均的な組成を求めるために酸化物系介在物の面積の1/4以上の範囲とす

50

ることが好ましい。

【0048】

(2) Nb酸化物

本発明に係る鋼板の酸化物系介在物に含まれるNb酸化物の含有量は1.0%未満とする。これは、Tiを用いた脱酸工程を経て製造された冷延鋼板の深絞り性を安定して向上させるためである。Nb酸化物には、NbOやNbO₂等の存在形態が考えられるが、Nb酸化物の含有量は、上記のようにSEM/EDSを用いて元素分析し、NbOに換算して求める。深絞り性向上のためにはNb酸化物の含有量は低いほど良いが、0.1%未満にまで低下させるためには、Tiを多量に添加する必要があり、熔融亜鉛めっき鋼板表面に筋模様が発生しやすくなるため、含有量の下限を0.1%以上とすることが好ましい。

10

【0049】

(3) Ti酸化物

本発明に係る鋼板の酸化物系介在物に含まれるTi酸化物の含有量は50.0%以上とする。これは、含有量が50.0%を下回ると、酸化物系介在物が、圧延中に伸展した形状を呈し、深絞り性が損なわれるばかりか、個々の酸化物系介在物がクラスター化する傾向を示し、表面疵が発生しやすくなるからである。好ましいのは、Ti酸化物の含有量を60.0%以上とすることである。一方、Ti酸化物の含有量が高くなりすぎると、溶鋼段階で液相を含まない状態となり、連続鑄造工程において浸漬ノズルの閉塞が起こりやすくなるため、Ti酸化物の含有量を95.0%未満とすることが好ましく、90.0%未満とするとさらに好ましい。Ti酸化物の含有量は、Nb酸化物の含有量と同様にSEM/EDSを用いて元素分析し、TiO₂に換算して求める。

20

【0050】

(4) その他の酸化物

ところで、大規模製鉄所の大量生産工程で、本発明に係る鋼板を製造する場合は、酸化物系介在物に、Nb酸化物、Ti酸化物以外の酸化物が含有されうる。具体的には、溶鋼にTiを添加する前に、予備的にAlを添加し鋼中酸素を部分的に除去することは、生産性および製造安定性の向上のために好ましいが、結果としてAl酸化物が生成するようになる。酸化物系介在物におけるAl酸化物の含有量の範囲は特に規定しないが、Al添加による生産性および製造安定性の向上という利点を享受するためには3.0%以上とすることが好ましい。一方、多量に含有されると、Ti酸化物の含有量が低下して深絞り性が損なわれたり、浸漬ノズルの閉塞が起こりやすくなったりするので、35.0%未満であることが好ましい。さらに好ましいAl酸化物の含有量の範囲は、5.0%以上30.0%未満である。

30

【0051】

また、鋼板の強度を高めるためにSiやMnを含有させる場合には、酸化物系介在物にSi酸化物やMn酸化物が含有される。酸化物系介在物におけるこれらの酸化物の含有量は特に規定しないが、Si酸化物が多量に含有されると、酸化物系介在物が圧延中に伸展した形状を呈し、深絞り性が損なわれることがあるので、Si酸化物の含有量を1.0%未満とすることが好ましい。また、Mn酸化物は、浸漬ノズルの閉塞を防止する効果があるため、2.0%以上含有させることが好ましい。しかし、多量に含有させると、Mn酸化物と親和力の強いSi酸化物の含有量が増加し、深絞り性が損なわれるため、Mn酸化物の含有量の上限を25.0%未満とすることが好ましい。Al、SiおよびMn酸化物の含有量は、上記のようにSEM/EDSを用いて元素分析し、Al₂O₃、SiO₂およびMnOに換算して求める。

40

本実施の形態の熔融亜鉛めっき鋼板は、以上の酸化物系介在物組成を有する。

【0052】

3. 製造方法

本発明に係る熔融亜鉛めっき鋼板は、上記の化学組成を有し、酸化物系介在物について上記の関係が満足できるのであれば、いかなる製造方法により製造されてもよい。ただし、以下の製造方法を採用することによって、本発明に係る熔融亜鉛めっき鋼板をより効率

50

的かつ安定的に製造することが実現される。

【0053】

(1) 製鋼、連続鋳造

この本発明に係る製造方法においては、製鋼工程では、転炉などの製鋼炉で粗脱炭した後、RH装置等の真空脱ガス装置で真空脱炭処理を行う。続いて、Ti以外の元素の成分調整を行い、その後、TiまたはTi合金を添加して脱酸処理し、連続鋳造する。TiまたはTi合金を添加して脱酸処理するのは、鋼板中に、Ti酸化物の含有量が50.0%以上でありNb酸化物の含有量が1.0%未満である酸化物系介在物を分散させ、鋼板の深絞り性を向上させるのに必要なためである。

【0054】

大規模製鉄所の大量生産工程において生産性や製造安定性を向上させるためには、Tiを添加する前にAlを添加して、予備的な脱酸処理や温度調整をすることが好ましい。ただし、Alによる脱酸を併用する場合には、最終的にTiを添加する前の溶存酸素濃度を0.003%以上とする必要がある。これは、溶存酸素濃度が0.003%未満であると、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量が低下して深絞り性が損なわれるばかりか、溶鋼段階での酸化物系介在物中においてAl酸化物の含有量が高くなりすぎ、連続鋳造時に浸漬ノズルの閉塞が生じる場合があるからである。一方、溶存酸素濃度が高すぎると、脱酸に要するTiまたはTi合金の添加量が多くなりすぎ、清浄度が悪化し、表面疵も発生しやすくなるので、最終的にTiを添加する前の溶存酸素濃度の上限を0.018%とすることが好ましい。

連続鋳造工程では、介在物に起因する表面欠陥の発生を抑制するために、鋳型内にて電磁攪拌等の外部付加的な流動を溶鋼に生じさせることが好ましい。

【0055】

(2) 熱間圧延

連続鋳造によって得られた鋼塊を再加熱するか、または連続鋳造後の高温の鋼塊をそのまま、もしくは補助加熱を行ってから、熱間圧延を行う。鋼塊は、表面性状を良好に保つために、加熱前に冷間または温間で表面手入れすることが好ましい。加熱温度が低いと、圧延荷重が増大して圧延が困難となるため、加熱温度を1150 超にすることが好ましい。

【0056】

熱間圧延の条件は特に規定しないが、オーステナイト低温域で仕上げ圧延を行って熱延鋼板の結晶粒を微細化し、焼鈍時に深絞り性に好ましい再結晶集合組織を発達させるために、 Ar_3 変態点以上 (Ar_3 変態点 + 100) 以下の温度範囲で最終圧下を行うことが望ましく、890 以上920 未満で最終圧下を行えばさらに望ましい。また、スケール性の表面欠陥を抑制するために、仕上げ圧延開始温度と仕上げ圧延終了温度との差を100 以上とすることが好ましい。

【0057】

なお、仕上げ圧延をこれらの温度範囲で行うために、粗圧延と仕上げ圧延との間で粗圧延材を加熱してもよい。この際、粗圧延材の後端が先端よりも高温となるように加熱して、仕上げ圧延の開始時における粗圧延材の全長にわたる温度の変動を140 以下に抑制することが望ましい。これにより、コイル内の製品特性の均一性が向上する。

【0058】

粗圧延材の加熱は、例えば粗圧延機と仕上げ圧延機との間にソレノイド式誘導加熱装置を設けておき、この誘導加熱装置の上流側における長手方向の温度分布等に基づいて加熱昇温量を制御することが、例示される。

【0059】

熱間圧延を終了した後に鋼板を冷却してコイル状に巻取る。巻取り温度が過度に高いとスケールの生成による歩留まりの低下を招くため、700 未満で巻取ることが望ましい。一方、巻取り後にTiおよびNbの炭窒化物を十分に析出させ、深絞り性に好ましい再結晶集合組織を発達させるために、巻取り温度の下限を610 超とすることが好ましい

10

20

30

40

50

【0060】

(3) 冷間圧延、焼鈍、めっき

冷間圧延は、酸洗等により脱スケールした後に、常法に従って行われる。冷間圧延後に行われる再結晶焼鈍によって深絞り性に好ましい再結晶集合組織を発達させるために、圧下率を70%以上とすることが好ましい。圧下率を過度に高くすると、圧延設備への負荷が高まり、生産性の低下を招く。したがって、圧下率は90%未満とし、最終板厚を0.40mm以上とすることが好ましい。さらに好ましい圧下率は85%未満である。

【0061】

冷間圧延された鋼板は、必要に応じて公知の方法に従って脱脂などの処理が施され、再結晶焼鈍される。再結晶焼鈍時の加熱速度が速すぎるとフェライトが細粒化し、延性の劣化を招く。このため、均熱温度までの加熱速度は60 / s 未満とすることが好ましい。また、焼鈍温度がAc₃変態点以上となると、深絞り性に好ましい再結晶集合組織が変態により減少するので、焼鈍温度の上限をAc₃変態点未満とするのが良い。なお、再結晶焼鈍は、連続焼鈍、箱焼鈍、連続溶融亜鉛めっき行程におけるめっき前の焼鈍処理のいずれによっても差し支えない。

【0062】

焼鈍後は、常法に従って、溶融亜鉛めっき処理を行う。生産性および耐食性の観点からは、連続溶融亜鉛めっき装置で再結晶焼鈍およびめっきを行い、さらに、合金化処理を施すことが好ましい。また、めっき前もしくはめっき後に調質圧延を行ってもかまわない。

【0063】

かくして、本実施の形態により製造される溶融亜鉛めっき鋼板は、例えばプレス成形等の加工に適用できる十分な成形性と、筋模様のない優れた表面性状を有する。このため、この溶融亜鉛めっき鋼板は、自動車部品用、特に自動車外板パネル用として好適に用いることができる。

【実施例】

【0064】

本発明を、実施例を参照しながらより具体的に説明する。

(実施例1)

実験用真空溶解炉を用いて、表1に示される化学組成を有する鋼を溶解し、鑄造した。これらの鋼塊を熱間鍛造により厚さ20mmの鋼片とし、電気加熱炉を用いて1250に加熱し、30分間保持した。鋼片を炉から抽出した後、実験用熱間圧延機を用いて、910以上の温度範囲で熱間圧延し、厚さ4mmの熱延鋼板を得た。熱間圧延後、直ちに水スプレー冷却により650まで冷却してこれを巻取り温度とし、同温度に保持された電気加熱炉中に装入して30分間保持した後、20 / hの冷却速度で炉冷却して巻取り後の徐冷処理とした。得られた鋼板を酸洗して冷間圧延母材とし、圧下率82.5%で冷間圧延し、厚さ0.7mmの冷延鋼板を得た。連続溶融亜鉛めっきシミュレーターを用いて、得られた冷延鋼板を、20 / sの加熱速度で850まで加熱し50秒間保持した後、460まで冷却し、溶融亜鉛浴に3秒間浸漬して溶融亜鉛めっきを行った。めっき後、500で20秒間保持する合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

【0065】

【 表 1 】

鋼	化学組成 (質量%) (残部 : Feおよび不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	sol. Ti	Nb	B	O	その他	Nb*
A	0.0022	0.002	0.39	0.012	0.004	0.0010	0.0020	0.005	0.028	0.0014	0.010		1.64
B	0.0021	0.006	0.26	0.015	0.003	0.0008	0.0022	0.004	0.069	0.0004	0.009		3.49
C	0.0027	0.005	0.40	0.016	0.004	0.0010	0.0024	0.006	0.104	0.0005	0.006		4.95
D	0.0010	0.048	0.15	0.053	0.003	0.0003	0.0020	0.006	0.031	—	0.005		3.29
E	0.0022	0.022	0.27	0.047	0.004	0.0003	0.0033	0.006	0.029	—	0.007	Cr:0.16, Mo:0.04	1.06
F	0.0013	0.007	0.35	0.013	0.003	0.0020	0.0038	0.003	0.023	0.0006	0.015		0.94
G	0.0017	0.003	0.38	0.012	0.004	0.0012	0.0022	0.001	0.027	0.0005	0.013		1.25
H	0.0013	0.005	0.14	0.050	0.004	0.0004	0.0020	0.002	0.023	0.0006	0.015		1.60
I	0.0013	0.004	0.15	0.061	0.004	0.0009	0.0023	0.026	0.039	0.0006	0.003		7.35
J	0.0010	0.002	0.16	0.053	0.005	0.0070	0.0020	0.008	0.023	0.0007	0.003		3.25
K	0.0023	0.031	0.44	0.047	0.004	0.0002	0.0027	0.007	0.030	—	0.007	W:0.04, Ni:0.05	1.35
L	0.0087	0.023	2.01	0.050	0.005	0.0400	0.0026	0.006	0.102	0.0004	0.003		1.46
M	0.0014	0.008	1.33	0.052	0.004	0.0017	0.0015	0.003	0.061	0.0006	0.006		5.62
N	0.0026	0.005	0.15	0.050	0.005	0.0220	0.0009	0.022	0.024	0.0007	0.002		3.01

注) 1. $Nb^* = (Ti^*/48 + Nb/93) / (C/12 + N^*/14)$ $Ti^* = \max[sol. Ti - (48/14) \times N, 0]$ $N^* = \max[N - (14/48) \times sol. Ti - (14/11) \times B, 0]$
 $\max[]$ は[]内の引数の最大値を返す関数である。B無添加の場合はB=0とする。
 2. 一印は無添加であることを示す。

【 0 0 6 6 】

10

20

30

40

50

得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、SEM観察用試験片を採取し、圧延方向に平行な縦断面を研磨した後SEMを用いて観察した。鋼板母材とめっき層との界面から板厚の1/4以上内側の範囲に存在する長径1 μ m以上の酸化物系介在物を無作為に10個ないし20個選び、SEMに備え付けられたEDSで元素分析し、化学量論組成を仮定して酸化物量に換算し、酸化物系介在物の平均組成を求めた。

【0067】

降伏応力(YS)、引張強度(TS)および全伸びは、得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板に伸び率1.0%の調質圧延を施した後、圧延方向からJIS5号引張試験片を採取し、引張試験を行うことにより求めた。r値は、圧延方向(0°方向)、圧延方向と45°をなす方向(45°方向)、および圧延方向と直行する方向(90°方向)から採取したJIS5号引張試験片に引張試験を行い、0°方向のr値(r_{0} 値)、45°方向のr値(r_{45} 値)、90°方向のr値(r_{90} 値)を用いて、上記式(5)に基づき平均r値を求めた。

10

【0068】

表面性状は、得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面を目視にて観察し、筋模様発生の有無により評価した。

【0069】

表2に酸化物系介在物の組成分析および性能評価結果を示した。本発明が規定する範囲内の鋼板についての試験結果(試番1~5、11、13)は、いずれも、表面性状は良好であり、また、平均r値は1.90以上であり良好な深絞り性を示した。

20

【0070】

【 表 2 】

試番	鋼	酸化物系存在物組成 (質量%)							YS (MPa)	TS (MPa)	全伸び (%)	平均r値	表面性状	備考
		Ti酸化物	Nb酸化物	Al酸化物	Mn酸化物	Si酸化物	その他							
1	A	89.6	0.4	1.3	7.6	0.3	0.8	169	315	45.1	2.06	良	○	
2	B	71.1	0.9	21.3	5.0	0.8	0.9	160	325	47.3	2.19	良	○	
3	C	95.2	0.8	1.1	2.1	0.3	0.5	179	341	40.7	2.16	良	○	
4	D	87.1	0.3	9.0	2.9	0.4	0.3	177	343	45.2	1.95	良	○	
5	E	94.7	0.6	1.3	2.2	0.4	0.8	238	391	40.1	2.03	良	○	
6	F	79.9	0.3	0.7	18.3	0.5	0.3	192	307	47.5	1.68	良	×	
7	G	71.8	2.9	1.3	22.8	0.8	0.4	171	306	49.5	1.53	良	×	
8	H	60.3	3.5	1.1	33.8	0.8	0.5	189	327	45.3	1.54	良	×	
9	I	82.3	0.3	16.5	0.1	0.2	0.6	189	354	43.7	2.11	不良	×	
10	J	0.2	0.3	98.3	0.4	0.2	0.6	223	342	42.3	1.68	良	×	
11	K	92.6	0.7	1.2	4.4	0.4	0.7	239	390	40.5	1.99	良	○	
12	L	0.2	0.6	97.5	0.7	0.3	0.7	268	448	33.8	1.45	良	×	
13	M	61.0	0.9	0.9	36.1	0.4	0.7	223	395	37.8	1.95	良	○	
14	N	0.4	0.2	98.5	0.3	0.1	0.5	166	342	41.6	1.44	不良	×	

注) 1. 表面性状欄：良印は筋模様が発生しなかったこと、不良印は筋模様が発生したことを示す。
2. 備考欄：○印は本発明例、×印は比較例であることを示す。

【 0 0 7 1 】

10

20

30

40

50

鋼組成または酸化物系介在物組成が、本発明の規定する範囲から外れる鋼（鋼 F、G、H、I、J、L、N）を用いて製造された鋼板の試験結果（試番 6～10、12、14）は、表面性状および平均 r 値のいずれか、または双方が劣っていた。

【0072】

具体的には、鋼 F を用いた試験（試番 6）は、前述の式（1）を満たさないため平均 r 値が低い。鋼 G、H を用いた試験（試番 7、8）は鋼中の $sol.Ti$ 含有量が少なく、酸化物系介在物中の Nb 酸化物の含有量が多いために平均 r 値が低い。鋼 J、L、N を用いた試験（試番 10、12、14）は鋼中の $sol.Al$ 含有量が多く、酸化物系介在物中の Ti 酸化物の含有量が少ないために平均 r 値が低い。鋼 I、N を用いた試験（試番 9、14）は鋼中の $sol.Ti$ 含有量が多すぎるために、めっき表面に筋模様が発生し表面性状が悪い。

10

【0073】

（実施例 2）

溶鋼 290 ton を転炉で脱炭精錬し、その未脱酸溶鋼を収容した取鍋を RH 装置へ移送し、RH 装置で真空脱炭を行った。真空脱炭が終了した後、未脱酸溶鋼の予備脱酸と溶鋼の昇温操作を兼ねて Al を添加した。Al 添加後に真空槽内の溶鋼に酸素を $38 Nm^3/min$ で供給して適宜酸化反応による溶鋼への熱付与を実施した。その後溶鋼に酸素濃度が含有される状態で既に含有されている濃度を勘案して Ti 以外の各種合金を添加調整し、最後に Ti を添加調整し、表 3 に示される化学組成になるように調整した。Al キルド鋼（鋼 T、U）では、この工程で Al を 0.04% 以上含有する状態として、その後 Ti を添加し化学組成を調整した。

20

【0074】

【 表 3 】

鋼	化学組成 (質量%) (残部: Feおよび不可避免的不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	sol. Ti	Nb	B	0	その他	Nb*
P	0.0020	0.009	0.27	0.018	0.004	0.0005	0.0021	0.009	0.015	—	0.006		1.19
Q	0.0019	0.067	1.34	0.047	0.003	0.0007	0.0019	0.005	0.069	0.0004	0.005		4.69
R	0.0052	0.071	1.85	0.051	0.003	0.0013	0.0026	0.014	0.087	0.0007	0.004		2.40
S	0.0023	0.045	0.45	0.018	0.003	0.0027	0.0025	0.011	0.027	0.0006	0.003	Cr:0.14	1.78
T	0.0032	0.070	1.05	0.046	0.003	0.0600	0.0021	0.010	0.095	0.0008	0.001		4.05
U	0.0051	0.026	0.35	0.020	0.006	0.0420	0.0020	0.063	0.016	0.0005	0.001		3.16
V	0.0024	0.005	0.32	0.016	0.004	0.0006	0.0021	0.005	0.029	0.0005	0.001		1.56
W	0.0022	0.053	0.26	0.017	0.004	0.0005	0.0024	0.005	0.031	—	0.016		1.33

注) 1. $Nb^{*} = (Ti^{*}/48 + Nb/93) / (C/12 + N^{*}/14)$ $Ti^{*} = \max[soI. Ti - (48/14) \times N, 0]$ $N^{*} = \max[N - (14/48) \times soI. Ti - (14/11) \times B, 0]$
 $\max[]$ は[]内の引数の最大値を返す関数である。B無添加の場合はB=0とする。
 2. 一印は無添加であることを示す。

【 0 0 7 5 】

10

20

30

40

50

これらの精錬実施後、溶鋼を収容した取鍋を連続鑄造機に搬送し、幅960～1200 mm、厚さ250 mmのスラブ形状の鑄片を得た。この連続鑄造工程では、浸漬ノズル上部に設置された溶鋼流量を制御するスライディングゲートの開度変化を確認し、ノズル閉塞の状況を評価した。

【0076】

得られた鑄片を表面手入れしてから、表4に示される条件で加熱し、熱間圧延し、酸洗し、冷間圧延した。続いて、連続溶融亜鉛めっき設備にて冷延板を焼鈍し、溶融亜鉛めっきし、合金化処理した。その後、伸び率1.0%で調質圧延を施し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。なお、一部の鋼板では、溶融亜鉛めっき後の合金化処理を省略し、溶融亜鉛めっき鋼板とした。

【0077】

【 表 4 】

試番	鋼	Ti調整前の 溶存酸素濃度 (%)	スラブ 加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)	冷間圧延率 (%)	均熱温度 (°C)	合金化処理の 有無	最終板厚 (mm)
15	P	0.012	1190	910	630	80	820	無	0.65
16	Q	0.014	1240	900	620	80	800	有	0.65
17	R	0.009	1260	910	650	75	790	有	1.00
18	S	0.004	1220	900	620	80	820	有	0.65
19	T	<0.001	1220	890	540	80	790	有	0.65
20	U	<0.001	1230	910	520	78	800	有	0.70
21	V	0.002	1180	910	660	78	810	有	0.70
22	W	0.019	1200	910	670	78	810	有	0.70

注) 1. 合金化処理の有無欄：無印は溶融亜鉛めっき後に、合金化処理を施さなかったこと、有印は合金化処理を施したことを示す。

【 0 0 7 8 】

10

20

30

40

50

得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板または溶融亜鉛めっき鋼板から、SEM観察用試験片を採取し、圧延方向に平行な縦断面を研磨した後SEMを用いて観察した。鋼板母材とめっき層との界面から板厚の1/4以上内側の範囲に存在する長径1 μ m以上の酸化物系介在物を無作為に10個ないし20個選び、SEMに備え付けられたEDSで元素分析し、化学量論組成を仮定して酸化物量に換算し、酸化物系介在物の平均組成を求めた。

【0079】

降伏応力(YS)、引張強度(TS)および全伸びは、圧延方向からJIS5号引張試験片を採取し、引張試験を行うことにより求めた。r値は、圧延方向(0°方向)、圧延方向と45°をなす方向(45°方向)、および圧延方向と直行する方向(90°方向)から採取したJIS5号引張試験片に引張試験を行い、0°方向のr値(r_{0° 値)、45°方向のr値(r_{45° 値)、90°方向のr値(r_{90° 値)を用いて、上記式(5)に基づき平均r値を求めた。

10

【0080】

表面性状は、得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板または溶融亜鉛めっき鋼板の表面を目視にて観察し、筋模様およびヘゲ、スリバー等の表面疵発生の有無により評価した。

【0081】

表5に酸化物系介在物の組成分析および性能評価結果を示した。本発明が規定する範囲内の鋼板についての試験結果(試番15~18)は、いずれも、表面性状は良好であり、また、平均r値は1.80以上であり良好な深絞り性を示した。

【0082】

20

【 表 5 】

試番	鋼	酸化物系介在物組成 (質量%)							YS (MPa)	TS (MPa)	全伸び (%)	平均r値	表面性状	備考
		Ti酸化物	Nb酸化物	Al酸化物	Mn酸化物	Si酸化物	その他	その他						
15	P	87.3	0.2	5.1	3.2	0.6	3.6	160	311	46.1	1.92	良	○	
16	Q	62.3	0.4	22.9	10.8	0.5	3.1	241	414	35.9	1.89	良	○	
17	R	65.4	0.8	23.8	5.9	0.6	3.5	264	449	34.1	1.81	良	○	
18	S	60.5	0.3	31.9	3.4	0.4	3.5	166	319	45.3	1.96	良	○	
19	T	0.2	0.1	97.3	0.2	0.1	2.1	223	398	34.9	1.69	良	×	
20	U	0.1	0.1	97.1	0.3	0.2	2.2	207	351	40.6	1.64	不良	×	
21	V	45.0	0.8	43.7	5.6	0.9	4.0	158	320	44.4	1.58	不良	×	
22	W	88.9	0.3	3.8	2.9	0.5	3.6	163	317	45.7	2.04	不良	×	

注) 1. 表面性状の有無欄：良印は表面欠陥が発生しなかったこと、不良印は筋模様、表面疵等の表面欠陥が発生したことを示す。
 2. 備考欄：○印は本発明例、×印は比較例であることを示す。

【 0 0 8 3 】

10

20

30

40

50

鋼組成および酸化物系介在物組成が、本発明の規定する範囲から外れる鋼（鋼T、U、W）を用いて製造された冷延鋼板の試験結果（試番19、20、22）は、表面性状と平均r値のいずれか、もしくは双方が劣っていた。

【0084】

具体的には、鋼Tを用いた試験（試番19）は、鋼中のsol.Al含有量が多く、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量が少ないために平均r値が低い。鋼Uを用いた試験（試番20）は、鋼中のsol.Al含有量が多く、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量が少ないために平均r値が低く、また、鋼中のsol.Ti量が多いために、めっき表面に筋模様が発生し表面性状が悪い。鋼Wを用いた試験（試番22）は、鋼中のO含有量が多いために、スリバー疵が発生し、表面性状が悪い。

10

【0085】

試番21は、鋼組成は、本発明の規定する範囲内であるが、Ti調整前の溶存酸素濃度が低く、酸化物系介在物中のTi酸化物の含有量が少ないために平均r値が低かった。また、スリバー疵が発生し、表面性状が不良であった。さらに、連続鋳造工程におけるスライディングノズルの開度上昇が大きく、安定した多数回の連続鋳造が困難であった。

【産業上の利用可能性】

【0086】

以上詳述したとおり、本発明によれば、プレス成形などの加工に適用できる十分な成形性を有し、筋模様や表面疵のない優れた表面性状を有する熔融亜鉛めっき鋼板が、製造可能である。本発明は自動車の車体軽量化を通じて地球環境問題の解決に寄与できるなど産業の発展に寄与するところ大である。

20

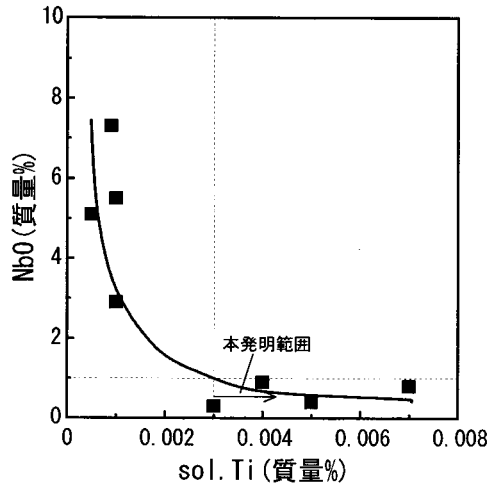
【図面の簡単な説明】

【0087】

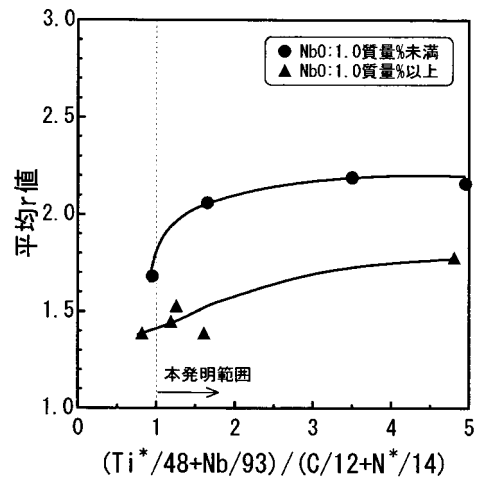
【図1】酸化物系介在物中のNb酸化物の含有量(NbO)と鋼のsol.Tiの含有量との関係を示すグラフである。

【図2】平均r値と $(Ti^* / 48 + Nb / 93) / (C / 12 + N^* / 14)$ の関係を示すグラフである。

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.			F I		
C 2 1 C	7/06	(2006.01)	C 2 1 C	7/04	B
C 2 1 C	7/10	(2006.01)	C 2 1 C	7/04	E
C 2 3 C	2/06	(2006.01)	C 2 1 C	7/06	
			C 2 1 C	7/10	A
			C 2 3 C	2/06	

審査官 鈴木 毅

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

(58) 調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C 2 2 C	3 8 / 0 0	-	3 8 / 6 0
C 2 1 C	7 / 0 0	-	7 / 1 0