

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2007-277652
(P2007-277652A)

(43) 公開日 平成19年10月25日(2007.10.25)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
C23C 2/06 (2006.01)	C23C 2/06	4K027
C23C 2/02 (2006.01)	C23C 2/02	4K037
C23C 2/26 (2006.01)	C23C 2/26	
C23C 2/28 (2006.01)	C23C 2/28	
C21D 9/46 (2006.01)	C21D 9/46 J	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2006-106528 (P2006-106528)	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成18年4月7日(2006.4.7)	(74) 代理人	100062421 弁理士 田村 弘明
		(74) 代理人	100068423 弁理士 矢葺 知之
		(74) 代理人	100080171 弁理士 津波古 繁夫
		(72) 発明者	土師 純治 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社広畑製鐵所内
		(72) 発明者	川崎 薫 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社広畑製鐵所内

最終頁に続く

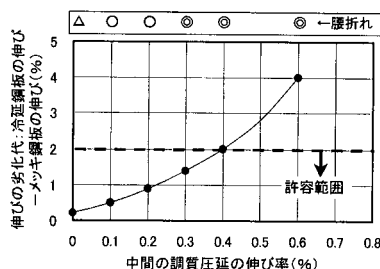
(54) 【発明の名称】 加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】ゼンジマー法や無酸化炉方式に比べて加工性が良好で更にパウダリング性や摺動性も良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法を提供すること。

【解決手段】質量%で、C:0.01~0.12%、Mn:0.05~0.6%、Si:0.002~0.1%、P:0.05%以下、S:0.03%以下、sol. Al:0.005~0.1%、N:0.01%以下を含み、残部Fe及び不可避免的不純物から成る鋼片を熱延、酸洗、冷延後、650~900にて焼鈍し、250~450まで冷却して120秒以上保持後室温まで冷却後酸洗し、調質圧延をかけずに、Ni又はNi-Feをプレメッキし、5/秒以上で430~500まで加熱後メッキ浴中で亜鉛メッキし、ワイピング後20/秒以上の昇温速度で460~550まで加熱し、均熱時間をとらないか、5秒未満の均熱保持の後、3/秒以上で冷却し、最終の調質圧延を0.4~2%の伸び率でかける。

【選択図】図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 2 %

M n : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %

S i : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 1 %

P : 0 . 0 5 % 以下

S : 0 . 0 3 % 以下

s o l . A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 %

N : 0 . 0 1 % 以下

10

を含み、残部はFeおよび不可避的不純物から成る鋼片を熱延、酸洗、冷延後、650~900にて焼鈍し、250~450まで冷却して該温度域にて120秒以上保持後室温まで冷却後、酸洗し、途中の調質圧延をかけることなく、NiまたはNi-Feをプレメッキし、5 /秒以上で430~500まで加熱後亜鉛メッキ浴中で亜鉛メッキし、ワイピング後に20 /秒以上の昇温速度で460~550まで加熱し、均熱時間をとらないか、もしくは5秒未満の均熱保持の後、3 /秒以上で冷却し、最終の調質圧延を0.4~2%の伸び率でかけることを特徴とする加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 2】

鋼片が、質量%でB : 0 . 0 0 5 % 以下を含むことを特徴とする請求項 1 に記載の加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

20

【請求項 3】

プレメッキ前に0.4%以下の伸び率で調質圧延をかけることを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載の加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法に関するものである。

30

【背景技術】

【0002】

近年、自動車用などで合金化溶融亜鉛メッキ鋼板が大量に使用されている。この合金化溶融亜鉛メッキ鋼板は、通常、ゼンジマー法や無酸化炉方式で製造されるが、冷延後に800程度の高温に加熱する必要があるが、メッキ後、連続焼鈍ラインのような過時効処理ができない。そのため、軟質の低炭素Alキルド鋼やB添加低炭素Alキルド鋼の場合、固溶Cが多量に残り、冷延-連続焼鈍プロセスで製造した冷延鋼板に比べて、降伏強度が高く、降伏点伸びが生じ易く、伸びが低いなど加工性の劣化が避けられない。具体的には、伸びで4%以上の劣化が生じる。

【0003】

40

一方、特許文献 1 において、Niプレメッキ後、430~500まで急速加熱し、亜鉛メッキ後に合金化処理を行うという合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法が記載されている。この方法の場合、最高でも合金化処理時の550程度までしか温度を上げる必要はなく、原板として冷延-連続焼鈍プロセスで製造した冷延鋼板を使用することが可能である。しかし、冷延鋼板においては、腰折れと呼ばれる縞模様の発生防止や形状矯正のため、0.6~1.5%程度の伸び率で調質圧延をかけるのが通常である。その程度の調質圧延をかけた低炭素Alキルド鋼の冷延鋼板を、上記のNiプレメッキ法による亜鉛メッキプロセスを通した場合、昇温の際、可動転位に固溶Cが固着して加工性が劣化する歪時効現象が生じる。

【特許文献 1】特許第 2 7 8 3 4 5 2 号公報

50

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

本発明は、ゼンジマー法や無酸化炉方式に比べて加工性が良好で、更にはパウダリング性や摺動性をも良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板を得ることができるメッキ鋼板の製造方法を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明者らは、合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法について鋭意検討した結果、冷延-連続焼鈍プロセスとNiプレメッキ法による亜鉛メッキプロセスとの間の調質圧延を全くかけないかまたは0.4%以下の伸び率でかけることにより、加工性の劣化が少なく良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板が製造可能なこと、また、パウダリング性や摺動性は合金化処理の際の温度パターンをある条件内にすることにより確保できることを見出し、本発明を完成した。

10

すなわち本発明は、上記課題を解決するためになされたもので、その要旨は次の通りである。

(1) 質量%で、C:0.01~0.12%、Mn:0.05~0.6%、Si:0.002~0.1%、P:0.05%以下、S:0.03%以下、sol.Al:0.005~0.1%、N:0.01%以下を含み、残部はFeおよび不可避免的不純物から成る鋼片を熱延、酸洗、冷延後、650~900にて焼鈍し、250~450まで冷却して該温度域にて120秒以上保持後室温まで冷却後、酸洗し、途中の調質圧延をかけることなく、NiまたはNi-Feをプレメッキし、5 / 秒以上で430~500まで加熱後亜鉛メッキ浴中で亜鉛メッキし、ワイピング後に20 / sec以上の昇温速度で460~550まで加熱し、均熱時間をとらないか、もしくは5秒未満の均熱保持の後、3 / 秒以上で冷却し、最終の調質圧延を0.4~2%の伸び率でかけることを特徴とする加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

20

(2) 鋼片が、質量%でB:0.005%以下を含むことを特徴とする(1)に記載の加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

(3) プレメッキ前に0.4%以下の伸び率で調質圧延をかけることを特徴とする(1)または(2)に記載の加工性、パウダリング性、摺動性の良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

30

【発明の効果】

【0006】

本発明に係る製造方法によれば、ゼンジマー法や無酸化炉方式に比べて加工性が良好で、更に、パウダリング性や摺動性も良好な合金化溶融亜鉛メッキ鋼板を得ることが可能であり、産業上のメリットは大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0007】

まず、本発明が対象とする鋼板の成分及び成分範囲を限定した理由を述べる。なお、以下、組成における質量%は単に%と記す。

40

【0008】

Cは、硬化元素であり、C量が少ない程加工性に有利であるが、0.01%未満では時効劣化が大きいので望ましくない。また、C量が多くなると硬質になりすぎ、0.12%を超えると加工性が劣化する。したがって、C量を0.01~0.12%とした。

【0009】

Mnは、韌性を付与するために必要な元素であり、0.05%以上の量が必要である。また、Mn量が多くなると加工性が劣化するので、上限を0.6%とした。

【0010】

Siは、鋼の脱酸剤として添加されるが、多くなると加工性や化成処理性を劣化させるので、その範囲を0.002~0.1%とした。

50

【0011】

Pは、不純物として不可避免的に含有され伸びに悪影響を与えるので、上限を0.05%とした。

【0012】

Sは、多くなると熱間脆性の原因となり、また、加工性を劣化させるので、その上限を0.03%とした。

【0013】

Alは、鋼の脱酸剤として添加され鋼中に含有されるが、Alは鋼中の固溶NをAlNとして析出させるため、固溶N低減のためには重要な元素であって、sol. Alで0.005%以上必要である。一方、Al量が多くなるに応じて伸びが向上するが、0.1%を超えると加工性を劣化させるので、Alは0.005~0.1%とした。

10

【0014】

Nは不可避免的不純物として含有されるが、固溶Nのまま残留すると腰折れの発生原因となる。AlやBを添加することによって析出させることができるが、N量が多いと加工性の劣化を招くので、上限を0.01%とする。

【0015】

Bは、鋼中のNをBNとして析出させるので、固溶N低減のためには重要な元素である。しかし、B量が増えると固溶Bの増加により材質劣化を招くので、必要に応じて0.005%以下の範囲で添加しても良いものとする。

【0016】

次に、本発明による合金化溶解亜鉛メッキ鋼板の製造方法について詳細に説明する。溶鋼は通常の高炉法で溶製されたものの他、電炉法のようにスクラップを多量に使用したものでよい。スラブは、通常の連続铸造プロセスで製造されたものでよいし、薄スラブ铸造で製造されたものでよい。スラブは一旦冷却してから、熱延前の加熱炉で加熱してもよいし、冷却途中で高温のまま加熱炉に装入する、いわゆるHCRやDRでもよい。

20

【0017】

熱延は、上記成分系の冷延鋼板における通常の製造条件にて実施される。粗圧延後に粗バーを巻き取って保持するコイルボックスを使用してもよい。更に、巻き取った粗バーを巻き戻す際に先行する粗バーと接合して圧延する、いわゆる熱延連続化プロセスでもよい。

30

【0018】

酸洗、冷延についても、上記成分系の冷延鋼板における通常の製造条件にて実施される。冷延後の連続焼鈍プロセスでは、まず、650~900にて再結晶焼鈍を施す。650未満では、十分に再結晶が生じず加工性の劣化をまねく。また、900を超えると異常粒成長により表面性状が劣化する。その際の保持時間は、30~200秒程度が望ましい。

次に、250~450まで冷却し、その温度域で120秒以上保持する過時効処理により、固溶Cを低減させる。その温度域を外れたり保持時間が短いとセメントイトが析出し難く、固溶Cの低減が不十分となる。また、再結晶焼鈍からの冷却パターンについては特に規定しないが、600以下にて50/秒以上の冷却速度をとることが望ましい。過時効処理の温度パターンについても特に規定しないが、冷却終了温度近傍で保温してもよいし、その温度から徐冷してもよい。更に、一旦250程度まで冷却した後、450程度まで加熱してから徐冷するパターンは、固溶C低減の上で望ましい。また、連続焼鈍時に生成したスケールを除去するため、連続焼鈍後に再度酸洗する必要がある。

40

【0019】

連続焼鈍の後の調質圧延は、本発明で最も重要なポイントである。図1に示すように、調質圧延の伸び率が0、つまり全くかけなければ伸びの劣化はほとんどない。それにより、その後の時効劣化が抑制されるからである。しかし、この場合、亜鉛メッキプロセスでの昇温までのロールでの曲げ加工により軽微な腰折れが発生し、メッキ後も残存する。少々の腰折れは問題にならない用途であれば良いが、自動車の外板などの外観厳格材では問

50

題となる。その場合は、0.4%以下の伸び率で調質圧延をかけることが好ましい。伸び率が高いほどメッキ鋼板の加工性は劣化するが、伸びで劣化代は2%程度までに抑制することが可能である。また、腰折れ防止との両立が可能となる。よって、この中間段階での調質圧延の有無及び伸び率については、最終製品の用途に応じ、加工性と表面品位のバランスで決める必要がある。

【0020】

亜鉛メッキプロセスにおいては、まず、メッキ密着性を確保するため、NiまたはNi-Fe合金をプレメッキする。メッキ量としては $0.2 \sim 2 \text{ g/m}^2$ 程度が望ましい。プレメッキの方法は電気メッキ、浸漬メッキ、スプレーメッキの何れでもよい。その後、メッキするために5 /秒以上で430～500まで加熱する。5 /秒未満の昇温速度では、固溶Cが動きやすく加工性の劣化を招く。望ましくは30 /秒以上で昇温することにより劣化は更に抑制される。また、この加熱温度が430未満ではメッキ時に不メッキを生じ易く、500を超えると加工部の耐赤錆性が劣化する。次に、亜鉛メッキ浴中で亜鉛メッキし、ワイピング後に20 /秒以上の昇温速度で460～550まで加熱し、均熱時間をとらないか、もしくは5秒未満の均熱保持の後、3 /秒以上で冷却する。昇温速度が20 /秒未満では摺動性が悪化する。加熱温度が460未満では合金化が十分に生じないため摺動性が悪化し、550を超えると加工性の劣化が大きくなる。均熱保持時間が5秒を超えたり、冷却速度が3 /秒未満になると合金化が進みすぎてパウダリング性が悪くなる。

10

【0021】

亜鉛メッキプロセスの後には、最終的な形状矯正及び降伏点伸びの消失のために最終の調質圧延を行う。この調質圧延においては、伸び率0.4%未満では、降伏点伸びが消失せず、伸び率2%を超えると硬質化し伸びの低下が大きい。よって、伸び率を0.4～2%とした。

20

【0022】

以上のような熱延の後の各工程、酸洗、冷延、連続焼鈍、調質圧延(中間)、プレメッキ、亜鉛メッキプロセス(合金化処理含む)、調質圧延(最終)は各々独立した工程であってもかまわないし、部分的に連続している工程でもかまわない。生産効率から考えれば、全て連続化していることが理想である。

【実施例1】

30

【0023】

表1に示した成分組成を有する250mm厚の連続鋳造スラブを、実機連続熱延ラインにおいて、1200に再加熱後、粗圧延し、900で仕上圧延を終了して板厚2.8mmとし、600にて巻き取りコイルとした。この熱延コイルを酸洗-冷延-連続焼鈍-調質圧延まで連続した実機ラインで冷延鋼板とした。板厚0.8mmまで冷延し、730で60秒焼鈍後、650まで2 /秒、650から400まで100 /秒で冷却し、350～400にて240秒保持した後、室温まで冷却後酸洗し、調質圧延はかけずにサンプル採取した。このサンプルを以後、ラボで処理した。調質圧延はかけないが、1%以下の伸び率でかけた。その後、鋼板片面当たり、 0.5 g/m^2 のNiプレメッキを行い、30 /秒で470まで加熱後、亜鉛メッキ浴中で亜鉛メッキし、30 /秒で500まで加熱後、5 /秒以上で室温まで冷却し、最終の調質圧延を0.8%の伸び率でかけた。その鋼板の材質をJIS5号引張試験片での引張試験にて調査した。その材質及び腰折れの評価結果を表2に示す。また、比較のため、中間段階での冷延鋼板まま及び同一成分のゼンジマー法で製造した合金化溶融亜鉛メッキ鋼板での材質及び腰折れの評価結果も表2中に示した。

40

【0024】

【表 1】

(質量%)

鋼種	C	Mn	Si	P	S	sol.Al	N	B
A	0.07	0.40	0.010	0.015	0.006	0.05	0.0050	—
B	0.04	0.15	0.005	0.012	0.004	0.03	0.0025	0.0025

【0025】

【表 2】

鋼種	種別	中間調質圧延 の伸び率(%)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	ΔEL (%)	腰折れ 評価
A	冷延鋼板まま	—	270	376	41.5	—	◎
	本発明例	0	273	373	41.3	0.2	△
		0.1	276	375	40.9	0.6	○
		0.4	284	372	39.7	1.8	◎
	比較例	0.6	298	375	37.4	4.1	◎
	ゼンジマー法	—	293	371	37.9	3.6	◎
B	冷延鋼板まま	—	201	335	45.6	—	◎
	本発明例	0	203	338	45.3	0.3	△
		0.1	208	340	44.8	0.8	○
		0.4	213	333	43.6	2.0	◎
	比較例	0.6	230	336	41.2	4.4	◎
	ゼンジマー法	—	227	339	41.5	4.1	◎

注1：ΔELは冷延鋼板ままでの伸びに対する伸びの劣化代

注2：腰折れの評価は、△（軽微な腰折れ発生）、○（極軽微な腰折れ発生）、◎（腰折れの発生なし）

【0026】

表2に示したように、本発明例では、冷延鋼板ままに対する伸びの劣化代（EL）を2%以内に抑えることが可能である。それに対し、比較例やゼンジマー法では伸びの劣化が大きい。

【実施例2】

【0027】

実施例1の鋼種Aの実機製造冷延鋼板を、0.4%の伸び率で調質圧延をかけ、鋼板片面当たり、0.5g/m²のNiプレメッキを行った。その鋼板を30 /秒で470まで加熱後、450に保温した亜鉛メッキ浴（浴Al濃度0.15%）中に3秒保持の後、ワイピングで目付を調整し、ワイピング直上で所定の昇温速度と温度にて合金化した。その温度で保持しないか保持した後、冷却ガスによる一次冷却を15秒行い、気水スプレーで室温まで冷却した。その後、最終の調質圧延を0.8%の伸び率でかけた。

【0028】

性能評価は、実施例1と同様の引張試験の他、以下のメッキに関する評価を行った。評価結果を表3に示した。

(a) パウダリング性：防錆油を塗油したサンプルにて、絞り比2.0の条件にて40mmの円筒プレス（絞り抜き）を行い、その側面をテープ剥離して黒化度によって評価した。黒化度0~10%未満を「 」、10~20%未満を「 」、20~30%未満を「

10

20

30

40

50

」、30%以上を「x」と評価した。

(b) 摺動性：防錆油を塗油したサンプルにて平板連続摺動試験を行った。圧着荷重500kgfにて5回の連続摺動を行ない、5回目の摩擦係数で評価した。摩擦係数0.13未満を「○」、0.13～0.16未満を「△」、0.16～0.2未満を「◇」、0.2以上を「x」と評価した。

【0029】

【表3】

種別	昇温速度 (°C/秒)	到達温度 (°C)	保持 (秒)	一次冷速 (°C/秒)	パウダリング性評価	摺動性 評価	△EL (%)
実施例	20	460	0	5	◎	◎	1.5
	30	500	0	5	◎	◎	1.7
	50	530	2	3	◎	◎	1.8
	80	540	0	10	◎	◎	1.6
	30	550	4	5	◎	◎	2.0
	30	480	0	5	◎	◎	1.8
比較例	<u>10</u>	500	0	5	◎	△	1.6
	30	<u>440</u>	0	8	◎	△	1.3
	50	<u>570</u>	3	6	◎	◎	<u>3.2</u>
	20	520	<u>10</u>	5	○	◎	2.0
	40	540	1	<u>2</u>	△	◎	1.9

注1：△ELは冷延鋼板ままでの伸びに対する伸びの劣化代

【0030】

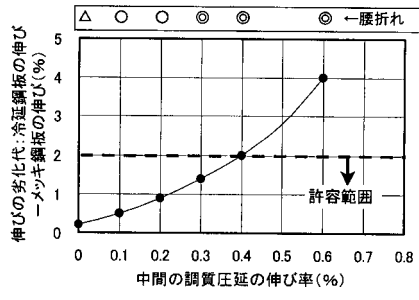
表3に示したように、本発明例では、パウダリング性と摺動性が非常に良好で、しかも冷延鋼板ままに対する伸びの劣化代を2%以内に抑えることが可能である。それに対し、比較例では、パウダリング性または摺動性が悪化するか、伸びの劣化代が大きくなっている。

【図面の簡単な説明】

【0031】

【図1】中間の調質圧延の伸び率を除いて本発明の範囲内で製造した各種メッキ鋼板と途中段階での冷延鋼板とで、伸びの劣化代（冷延鋼板の伸び - メッキ鋼板の伸び）を測定し、その平均値を中間の調質圧延の伸び率に対してプロットしたグラフ。また、各々の中間の調質圧延の伸び率におけるメッキ鋼板での腰折れの発生状態を、（軽微な腰折れ発生）、（極軽微な腰折れ発生）、（腰折れの発生なし）で示した。

【 図 1 】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)		C 2 2 C 38/00	3 0 1 T	
C 2 2 C 38/06 (2006.01)		C 2 2 C 38/06		

(72)発明者 石塚 清和

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社広畑製鐵所内

(72)発明者 山田 輝昭

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社広畑製鐵所内

Fターム(参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB02 AB05 AB43 AC12 AC15 AC18 AC52
 AC73 AC87
 4K037 EA01 EA02 EA05 EA15 EA18 EA23 EA25 EA27 EB08 FA02
 FA03 FC04 FE02 FH01 FJ04 FJ05 FJ06 FK02 FK03 FK06
 FK08 FL01 FL02 FM02 GA05 HA05