

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5212056号
(P5212056)

(45) 発行日 平成25年6月19日 (2013. 6. 19)

(24) 登録日 平成25年3月8日 (2013. 3. 8)

(51) Int. Cl. F 1
C 2 3 C 2/06 (2006. 01) C 2 3 C 2/06
C 2 3 C 2/20 (2006. 01) C 2 3 C 2/20
C 2 3 C 2/28 (2006. 01) C 2 3 C 2/28
C 2 3 C 2/40 (2006. 01) C 2 3 C 2/40
C 2 3 C 2/02 (2006. 01) C 2 3 C 2/02

請求項の数 3 (全 13 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2008-307222 (P2008-307222)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成20年12月2日 (2008. 12. 2)		新日鐵住金株式会社
(65) 公開番号	特開2010-132935 (P2010-132935A)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(43) 公開日	平成22年6月17日 (2010. 6. 17)	(74) 代理人	100062421
審査請求日	平成23年2月15日 (2011. 2. 15)		弁理士 田村 弘明
		(74) 代理人	100080171
			弁理士 津波古 繁夫
		(74) 代理人	100139701
			弁理士 渡辺 良幸
		(74) 代理人	100141438
			弁理士 吉迫 大祐
		(72) 発明者	高橋 武寛
			東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新 日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 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 %、 Mn : 1. 5 ~ 3. 0 %、
 Si : 0. 5 ~ 1. 8 %、 P : 0. 05 % 以下、
 S : 0. 03 % 以下、 sol. Al : 0. 005 ~ 1. 0 %、
 N : 0. 01 % 以下

を含み、残部は不可避不純物からなる鋼片を熱延、酸洗、冷延処理した後、600℃以上での昇温速度が5℃/sec以下にて昇温して、730~800℃にて焼鈍し、さらに580℃以上から450℃以下まで50℃/sec以上で冷却して、350℃~450℃の範囲で120秒以上保持し、冷却した後、調質圧延を伸び率0. 1%以上で施し、NiまたはNi-Fe合金をプレめっきし、無酸化雰囲気または還元雰囲気で5℃/sec以上で430~500℃まで加熱後、Alを0. 12%以上、0. 20%以下含む溶融亜鉛浴に浸漬してめっきし、ガスワイピングにより付着量を調整し、ワイピング後に550~610℃の範囲まで加熱しその後保持せずに冷却するか、535~580℃まで加熱し5~20秒保持したのち冷却することで合金化し、その後調質圧延を施し形状矯正する合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であって、上記冷延、焼鈍後、プレめっき前の調質圧延と上記合金化処理後の調質圧延の伸び率の合計を1. 2%以下とすることを特徴とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 2】

鋼片に、さらに、以下に示す (a) ~ (e) 群のうちから選択した 1 群または 2 群以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(a) 群: Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で、0.05 ~ 1.0 %。

(b) 群: B を 0.005 % 以下。

(c) 群: Ti、Nb、V のうち 1 種または 2 種以上を合計で 0.005 ~ 0.2 %。

(d) 群: Cu、Ni、Sn のうち 1 種または 2 種以上を合計で、0.02 ~ 2.0 %。

(e) 群: Ca、REM のうちの 1 種または 2 種を合計で、0.01 % 以下。

【請求項 3】

上記冷延、焼鈍後、プレめっき前の調質圧延の伸び率を 0.4 % 超とすることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の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】

本発明は低降伏比型高強度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】

鋼板の高強度化は、自動車の燃費向上を目的とした車体軽量化と、衝突安全性確保の両立を主な背景として、その要求が高まっている。しかし、高強度鋼板とはいえ優れた加工性が要求され、強度と加工性を両立させる鋼板が必要とされている。加工性のうち、延性の向上はもちろんのこと低降伏比も重要である。

降伏比とは鋼板の引張り強さ (TS) に対する降伏強度 (YP) の割合 (YP/TS) のことであり、これを下げることにより高強度化で悪化する形状凍結性の改善、プレス加重の低減、しわ発生抑制などを図ることができる。

【0003】

良好な伸びが必要とされる用途に供される高強度鋼として、従来、フェライトとマルテンサイトにより構成される Dual Phase 鋼 (以下 DP 鋼と称す) があり、自動車などに広く使用されている。この DP 鋼は、固体強化型鋼板や析出強化型鋼板より優れた強度-延性バランスを示すとともに、降伏比が低いという特徴をもっている。

【0004】

また自動車においては、適用部位により高い耐食性が要求される。そのような用途では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が好適である。

したがって、自動車の車体軽量化および衝突安全性確保を一層促進するには、耐食性と延性に優れ、低降伏比型高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が必要不可欠である。

【0005】

合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、通常、ゼンジマー法や無酸化炉方式で製造されるが、焼鈍設備とめっき設備が連続されており、焼鈍後の冷却は、溶融亜鉛めっき浴への鋼板の浸入によって中断され、工程を通じた冷却速度も必然的に小さくなる。よって、冷却速度の大きい冷却条件下で生成するマルテンサイトをめっき後の鋼板中に含有させることは難しい。また、上記 DP 鋼には、延性向上のために Si が添加されるが、Si 含有量が高いと溶融めっき時に不めっきが発生しやすい。

【0006】

一方、特許文献 1 および特許文献 2 には、Si 添加高強度鋼板の溶融亜鉛めっき方法として、冷間圧延、焼鈍、冷却まで終了した後に、電気 Ni めっきを施し、430 ~ 500 °C まで急速加熱し、溶融亜鉛めっきを施し、合金化処理を行うという方法が紹介されている。

この方法の場合、原板として冷延、焼鈍連続プロセスですでに材質を造り込んでいる冷延鋼板を使用することが可能であり、材質を造り込んだ後の最高到達板温が 550 °C 程度であることから、原板の加工性をあまり損なわずに合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することが出来ると考えられる。また、冷延焼鈍後のプレ Ni めっきにより、鋼中の Si 濃度が高くて不めっきが生じにくい。しかし、実際に冷延-連続焼鈍プロセスで製造された

10

20

30

40

50

D P 鋼を用い、特許文献 1、2 の方法で合金化溶融亜鉛めっきを製造したところ、原板に対して降伏比の大幅な上昇および延性の低下が認められ、原板と同等の低降伏比と延性を得ることが出来なかった。

【0007】

また、特許文献 3 のように低降伏比化のために、冷延、焼鈍後、プレめっきをする前の調質圧延をかけず、合金化温度も低い温度で保持するという方法がある。

【0008】

特許文献 1 および 2 のようなプレ N i 法で合金化溶融亜鉛めっきを製造するにあたり、通常の冷延－焼鈍連続プロセスで製造した D P 鋼の冷延鋼板と同等の低降伏比と延性を確保する方法として、めっき原板の成分を調整する方法が考えられる。

例えば、S i の濃度を高くする方法が考えられる。

S i の効果によりセメンタイトをあまり含まないベイナイトを生成させることにより、オーステナイト中への C の濃化をはかり、その後に冷却中にマルテンサイトや残留オーステナイトを確保できる。

ここで確保したマルテンサイトは、C が十分に濃化しているため、変態で膨張した際、周囲のフェライト中に多量の可動転位を導入している。よって、合金化溶融亜鉛めっきラインで熱処理により焼き戻されても、固溶 C などに固着された転位を除き、可動転位を十分に残すことが可能である。

【0009】

また、原板の残留オーステナイトは、合金化溶融亜鉛めっきラインで熱処理を受けても残り、加工中に降伏前でマルテンサイトに変態することにより可動転位を生成する。これらの可能転位は降伏応力を低下させ、低降伏比に寄与する。また、このような組織によれば、延性も十分に確保することが可能である。

この方法により低降伏比にすることで、合金化過程で加熱しても冷延 D P 鋼と同等の低降伏比と延性を確保することができる。

【0010】

【特許文献 1】特許第 2 5 2 6 3 2 0 号公報

【特許文献 2】特許第 2 5 2 6 3 2 2 号公報

【特許文献 3】特開 2 0 0 6－2 8 3 0 7 1 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

特許文献 3 のように冷延、焼鈍後、プレめっき前の調質圧延を施さないと、コイルにより形状が異なり、めっきライン通板時に形状起因のめっき厚みムラが生じたり、通板そのものが難しかったりすることがあった。また、低降伏比化のために合金化を低め目にして、条件によっては合金化が求めるレベルまで進んでおらず、溶接性やプレス性が悪化することがあった。

【0012】

また、S i 濃度が高い鋼板を原板として、特許文献 1 および 2 のようなプレ N i 法で合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造しようとする、合金化温度を高くしないといけない。しかし、合金化温度を上げることは折角 S i 濃度を高くすることで低くした Y P を逆に上げてしまう。そのバランスとして高 S i 濃度化することによる低 Y P 化の効果の方が大きかったとしても、合金化温度を高くすることで、次のような課題が発生する。

まず、合金化温度が高いと、装置によっては能力的に難しい場合がある。そのため、ラインスピードを下げないといけなくなり、生産性が低くなってしまうことがある。また、合金化温度が通常より高い温度で作業を続けると、装置に負担がかかってしまう。さらに、製造上も高温になることでプレめっき前の調質圧延で矯正した形状が崩れやすく、最終（合金化処理後）の調質圧延を強くかけないといけなくなり、高 Y P 化がさらに進んでしまう。

【課題を解決するための手段】

10

20

30

40

50

【0013】

本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意検討した結果、高Si濃度の鋼板を原板としてプレNi法で合金化溶融亜鉛めっきを製造するにあたり、冷延板焼鈍とプレNiめっきの間に伸び率0.1%以上の調質圧延をかけることで合金化が進みやすくなることを見出し、かかる知見を基に本発明を完成させたものである。

【0014】

本発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.05~0.20%、 Mn : 1.5~3.0%、
Si : 0.5~1.8%、 P : 0.05%以下、
S : 0.03%以下、 sol. Al : 0.005~1.0%、
N : 0.01%以下

10

を含み、残部は不可避不純物からなる鋼片を熱延、酸洗、冷延後、600℃以上での昇温速度が5℃/sec以下にて昇温して、730~800℃にて焼鈍し、さらに580℃以上から450℃以下まで50℃/sec以上で冷却して、350℃~450℃の範囲で120秒以上保持し、冷却した後、調質圧延〔1〕を伸び率0.1%以上で施し、NiまたはNi-Fe合金をプレめっきし、無酸化雰囲気または還元雰囲気で5℃/sec以上で430~500℃まで加熱後、Alを0.12%以上、0.20%以下含む溶融亜鉛浴に浸漬してめっきし、ガスワイピングにより付着量を調整し、ワイピング後に550~610℃の範囲まで加熱しその後保持せずに冷却するか、535~580℃まで加熱し5~20秒保持したのち冷却することで合金化し、その後調質圧延〔2〕を伸び率0.1%以上で施し形状矯正する合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であって、上記調質圧延〔1〕と調質圧延〔2〕の伸び率の合計を1.2%以下とすることを特徴とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

(2) 鋼片に、さらに、以下に示す(a)~(e)群のうちから選択した1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

。

(a) 群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で、0.05~1.0%。

(b) 群：Bを0.005%以下。

(c) 群：Ti、Nb、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.005~0.2%。

30

(d) 群：Cu、Ni、Snのうちの1種または2種以上を合計で、0.02~2.0%。

(e) 群：Ca、REMのうちの1種または2種を合計で、0.01%以下。

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、合金化溶融亜鉛めっき鋼板製造過程において、降伏強度を高くしてしまいう合金化加熱条件を緩和することで、冷延DP鋼と同等の低降伏比と延性を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が容易に製造できるようになった。したがって、本発明は極めて産業上の価値の高い発明である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

40

まず、本発明が対象とする鋼板の成分および成分範囲を限定した理由を述べる。なお、組成における含有量(%)は質量%であり、以下は単に%と記す。

Cは硬化元素であり、マルテンサイトの生成に効果がある。しかし、0.05%未満では、所望の強度が得られず、0.20%を超えると溶接性の劣化を招く。したがって、C量を0.05~0.20%とした。

【0017】

Mnは固溶強化により鋼を強化すると共に、焼入れ性を挙げてマルテンサイトの生成を促進する。このような作用を発揮するには、1.5%以上必要である。また、3.0%を超えても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。したがって、Mn量を1.5~3.0%とした。

50

【0018】

Siはフェライト安定化元素であり、ベイナイト中へのセメンタイトの析出を阻害するため、ベイナイト変態を促進するとオーステナイト中にCが濃化し、マルテンサイトや残留オーステナイトが生成する。これらの組成は低降伏比に寄与する。このような作用は0.5%以上で認められる。一方、1.8%を超えるとマルテンサイトの生成を阻害すると共に、安定しためっきの濡れ性を確保するのが難しくなる。したがって、Si量を0.5～1.8%とした。

【0019】

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。

10

Sも不純物として含有し、あまり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。

【0020】

Alは、鋼の脱酸剤として添加され、鋼中に含有され、sol. Alで0.005%以上必要である。また、AlはSiと同様にフェライト安定化元素であり、量を増やしてSiの代わりに活用することも可能である。しかし、sol. Alで1%を超えると、鋼板中に介在物が多くなりすぎて延性を劣化させる。したがってsol. Alで0.005～1.0%とした。

【0021】

Nは不可避不純物として含有されているが、Nが多いと加工性の劣化を招くので、上限を0.01%とする。

20

【0022】

さらに必要に応じ、上記化学成分に加え、以下に示す(a)～(e)群のうちから選択した1群または2群以上を含有させることができる。

(a)群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で、0.05～1.0%。

CrおよびMoは焼入れ硬化性を上げてマルテンサイトの生成を促進する。このような作用を発揮するには、合計で0.05%以上必要である。また、合計で3.0%を超えても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。したがって、Cr、Moのうち1種類または2種類を合計で0.05%～1.0%とすると良い。

【0023】

30

(b)群：Bを0.005%以下。

Bも焼き入れ性向上元素であり、必要に応じて含有できる。しかし、B含有量が0.005%を超えると効果が飽和するので、Bは0.005%以下とすると良い。

【0024】

(c)群：Ti、Nb、Vのうち1種または2種以上を合計で0.005～0.2%。

Ti、Nb、Vは、炭窒化物を形成し、鋼を析出強化により高強度化する作用を有しており、必要に応じて含有できる。このよう作用を発揮するには、合計で0.005%以上必要である。また、合計で0.2%を超えても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。したがって、Ti、Nb、Vのうち1種または2種以上を合計で0.005～0.2%とすると良い。

40

【0025】

(d)群：Cu、Ni、Snのうち1種または2種以上を合計で、0.02～2.0%。

Cu、Ni、Snは鋼板中に含まれることにより、プレNiとの組み合わせにより、めっき濡れ性、めっき密着性が向上する。このような作用を発揮するには、合計で0.02%以上必要である。また、合計で2.0%を超えても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。したがって、Cu、Ni、Snのうち1種または2種以上を合計で、0.02～2.0%とすると良い。

【0026】

(e)群：Ca、REMのうちの1種または2種を合計で、0.01%以下。

50

Ca、REMは硫化物系介在物の形態を制御し、鋼板の伸びフランジ性を向上させる効果を有する。このような作用は、合計で0.01%を超えても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。したがって、Ca、REMのうちの1種または2種を合計で、0.01%以下とすると良い。

【0027】

次に、本発明による合金化溶融めっき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ほか、電炉法のようにスクラップを多量に使用したものでもよい。スラブは、通常の連続铸造プロセスで製造されたものでもよいし、薄スラブ铸造で製造されたものでもよい。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、冷却途中で高温まま加熱炉に入れる、所謂HCRやDRでも良い。

10

【0028】

熱延は、上記成分系のスラブに対し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良い。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良い。

【0029】

酸洗された熱延板は冷延される。冷延についても、上記成分系の熱延鋼板を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、600℃以上での昇温速度が5℃/sec以下にて昇温することにより、フェライトを十分に再結晶させると共に、オーステナイトの生成を促す。昇温速度が速いとフェライトが再結晶せず加工性の劣化を招くと共に、オーステナイトが十分に生成しなくなり、最終的に低降伏比が得られなくなる。

20

【0030】

焼鈍温度は730～800℃にすることで、Cが十分に濃化したオーステナイトを確保する必要がある。730℃未満ではAc1変態温度に近く、オーステナイトそのものが得られない。また800℃を超えるとフェライトが85%未満となり、十分なC濃化が得られない。望ましくは740～760℃である。その際の保持時間は30～200秒とするのが望ましい。

焼鈍後は、580℃以上から450℃以下まで50℃/秒以上で冷却し、350～450℃の範囲で、120秒以上保持する必要がある。これは、ベイナイト変態を促進させるための条件である。これらの条件を外れると、いずれもベイナイトの生成が不十分となり、オーステナイト中へのC濃化が足りず、十分なマルテンサイトと残留オーステナイトを得ることが出来なくなる。この保持後の冷却段階で、マルテンサイトや残留オーステナイトが生成することとなる。また、連続焼鈍時に生成したスケールを除去するため、この段階で、再度酸洗する必要がある。

30

【0031】

連続焼鈍後の調質圧延は、単純に調質圧延直後の材質を考えると実施しない方がより低降伏比となる。しかし、プレNi法による合金化溶融垂鉛めっきの製造工程では、連続焼鈍後の調質圧延（以下、調質圧延〔1〕という）の他に溶融めっき後の合金化時の加熱、冷却後の調質圧延（以下、調質圧延〔2〕という）のように他にも降伏比を高くしてしまう工程があり、そのそれぞれの作用を相対的に考える必要がある。

40

【0032】

これまで調質圧延〔1〕については、降伏強度を高くしてしまうというマイナスの効果のみが着目されていた。しかし、調質圧延〔1〕には形状を整えることで溶融めっきラインを通板する際の通板性を向上する効果、形状を整えることによりめっき付着量ムラを少なくし、付着量ムラからくる合金化ムラを少なくする効果、めっき原板に歪みを導入することにより合金化を促進するというプラスの効果もある。

一定以上の伸び率で調質圧延〔1〕をかけると、マイナスの効果を相殺する以上にプラスの効果が大きくなり、0.4%超ではプラスの効果の方が大きくなる。ただし、あまりに調質圧延〔1〕の伸び率を大きくしてしまうと、合金化で加熱する前に目的とするレベルより降伏強度が高くなってしまうため、1.1%以下にすると良い。

50

【0033】

プレめっきは純NiめっきでもFe-Ni合金めっきでも構わないが、Niで0.1～1.0g/m²であると良い。0.1g/m²未満ではSiを高濃度で含む鋼を原板とした場合、十分な濡れ性を確保するのが難しい。安定した濡れ性を確保したい場合は、Ni付着量を0.25g/m²以上にすると更に良い。ただし、1.0g/m²超であると、合金化後にNiが偏析しためっきになってしまい、環境によっては耐食性が悪化することがある。また、Ni付着量を一定以上増やしてもめっきの濡れ性は飽和してしまうため、必要以上にNi付着量を増やすことは経済性を考えても良くないことから、0.7g/m²以下であると更に良い。

【0034】

プレめっき後、熔融亜鉛めっき浴に浸漬する前に、無酸化あるいは還元性雰囲気中で430℃以上、500℃以下の温度に5℃/sec以上の昇温速度で急速加熱を行なうことが望ましい。この処理は熔融めっきの濡れ性、まためっき密着性を確保するために必要である。昇温後即、あるいは所定温度まで冷却した後、熔融亜鉛めっき浴に侵入させるが、この際の侵入板温は、450℃未満とすると合金化ムラが生じず耐パウダリング性に優れた合金化熔融亜鉛めっき鋼板の製造を行なううえで望ましい。なお、400℃未満となった場合、ドロスを巻き込んだムラが発生しやすくなるため、下限は400℃とするのが望ましい。

【0035】

熔融亜鉛めっき浴は、Al：0.12～0.2%を含有し、残部が不可避的不純物とZnからなる浴を用いるが、更にPb、Sb、Sn、Mg、Ni等を含有しても構わない。合金化熔融亜鉛めっき浴中のAl濃度は低いと合金化が速くなり、高いと合金化が遅くなる。本発明で用いる原板のようにSiを高濃度で含む鋼種の場合、Alの濃度を低くした方が合金化しやすい。しかし、Alの濃度をあまり低くしていると、同じめっき浴で合金化が速い鋼種で合金化熔融亜鉛めっきを製造する場合、めっき浴中で合金化が進んでしまい、合金化度の制御が難しく、高いめっき密着性を確保するのが難しくなる。実際の合金化熔融亜鉛めっき鋼板の製造において、鋼種によってめっき浴中のAl濃度を変更するのは非常に困難であり、Siを高濃度で含む鋼板だけでなく、他の鋼種とのバランスを考えるとAl濃度は0.12%以上、0.20%以下にすると良い。熔融亜鉛めっきの浴温は、融点以上、470℃以下とするとよい。

【0036】

熔融亜鉛めっき浴から引き上げ、ガスワイピングで目付けを調整した後、合金化処理を行う。合金化処理では、温度を高くしすぎると降伏比が高くなってしまう。そのため、合金化処理時の最高到達板温は材質の点からはなるべく低い方が良い。ただし、あまりに温度が低いと十分に合金化することが出来ない。

【0037】

合金化のヒートパターンとして、大きく2つに分けることが出来る。一つは最高到達板温まで加熱後、特に保持のためのエネルギー投入はせず、放冷するヒートパターンAである。もう一つは最高到達板温到達後、その温度付近でエネルギーを誘導加熱、ラジアントチューブ、直火などによって投入し、その後冷却するヒートパターンBである。それぞれのヒートパターンによって、適した最高到達板温が異なる。

【0038】

ヒートパターンAでは、設定する値が最高到達板温に到達するまでのエネルギー投入量のみであるのに対して、ヒートパターンBではヒートパターンAで設定した項目以外に、保持のための電力投入量、保持時間を設定しなくてはならないため、操作としてはヒートパターンAの方が少ない。また、ヒートパターンの違いで合金化状態も異なる。ヒートパターンAはヒートパターンBより合金化反応時間が短くなるため、一気に合金化させなくてはならず、合金化ムラが発生しやすいとされている。ただし、本発明のように合金化熔融亜鉛めっき鋼板をプレNi法で製造すると、ゼンジミア法で製造するよりも合金化ムラが生じにくいという特徴があるので、プレNi法においてはこの点は問題とならない。

10

20

30

40

50

【0039】

同程度の合金化状態を望むのであれば、ヒートパターンAの方がヒートパターンBより最高到達板温は高くなる。最高到達板温が 610°C を超えることは材質上好ましくないが、比較的高温で合金化した方が合金化溶融亜鉛めっき鋼板の摺動性を低下させるく相の形成量が少なくなり、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき相構造として最適とされる $\delta 1$ 相を主体としためっき層を形成しやすい。そのため、本発明のようにプレNi法により合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するのであれば、ヒートパターンAの方が好ましい。

【0040】

具体的にはヒートパターンAについては、 $550\sim 610^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、その後保持せずに冷却すればよい。ここでの温度の下限は合金化度を確保するために決めた値であり、より低温であっても材質、めっき密着性については問題が無いものを製造することが出来る。

10

【0041】

ヒートパターンBについては、 $535\sim 580^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、 $5\sim 20$ 秒保持することで合金化すればよい。ここでの温度の下限と保持時間の下限は合金化度を確保するために決めた値であり、より低温で短時間であっても材質、めっき密着性については問題が無いものを製造することが出来る。また、 580°C 超で20秒超加熱すると材質の劣化が大きくなる。また、20秒超高温で保持することは、連続生産ラインの生産性を落とす要因となるため、経済的な面から20秒以下とするのが望ましい。

このときの昇温速度はヒートパターンA、Bのどちらについても $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上にするのが好ましい。

20

【0042】

調質圧延〔2〕には、出荷製品としての形状を向上するプラスの効果があるが、材質的には降伏強度が高くなってしまうマイナスの効果しかない。低降伏比のためには調質圧延〔1〕、〔2〕ともに低い方が良いため、調質圧延〔1〕と〔2〕の伸び率の合計を1.2%以下にした方がよい。

なお、調質圧延〔1〕と調質圧延〔2〕では、合金化促進効果がある調質圧延〔1〕の伸び率を大きくした方がよく、0.4%超とするのが好ましい。

【実施例1】

【0043】

以下に実施例に基づいて本発明をさらに説明する。

まず、評価方法について説明する。

機械的特性は、幅方向からJIS5号試験片を採取し、引張り試験にて評価した。引張り試験の応力-歪み曲線より、降伏強度(YP)、引張強度(TS)を求め、それから降伏比($YR = YP / TS \times 100$)を求めた。YRは65%以下を合格とした。

めっきの評価は、合金化進行状態を調べるため、めっき層をインヒビターを添加した塩酸で溶解し、その溶液を希釈してICP(誘導結合プラズマ)にて全めっき層中のFe%を求め、9%以上を合格とした。インヒビターにはヘキサメチレンテトラミンを用いた。

【0044】

次に各サンプル製造方法を評価結果を述べる。

40

まず、調質圧延や合金化温度の影響を見るため、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°C に再加熱後、粗圧延し、 850°C で仕上圧延を終了して板厚3.0mmとし、 550°C 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1.6mmまで冷延し、 600°C 以上での昇温速度を $2^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ として 760°C まで加熱、 760°C で90秒焼鈍し、 650°C まで $4^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、 650°C から 420°C まで $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で冷却し、 $380\sim 420^{\circ}\text{C}$ にて360秒保持した後、室温まで冷却後酸洗し、表2の条件で調質圧延〔1〕を実施した。この板を原板としてプレめっきとして電解NiめっきをNi付着量 $0.3\text{mg}/\text{m}^2$ 施し、無酸化雰囲気中で $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で 450°C に加熱し、溶融亜鉛めっき浴に浸漬し、ガスワイピングでZn付着量を45g

50

／ m^2 とした。このとき溶融亜鉛めっき浴はA1濃度0.15%、浴温440℃とした。合金化処理は連続して行い、表2の最高到達板温まで50℃／秒で加熱し、表2のヒートパターンで合金化した後、室温まで冷却した。

それを表2の条件で調質圧延〔2〕を実施しコイル状に巻き取り製品とした。

また表3に、各サンプルの評価結果を示した。

【0045】

【表1】

表1 スラブ組成（質量％）

C	Mn	Si	P	S	sol. Al	N	Ti	Ca
0.07	2.2	0.9	0.015	0.005	0.02	0.004	0.1	0.002

10

【0046】

【表2】

表2 サンプル製造条件

	調質圧延① 伸び率 / %	合金化処理		調質圧延② 伸び率 / %
		最高到達板温／℃	ヒートパターン	
実施例1	0.1	610	放冷	0.2
実施例2	0.4	600	放冷	0.2
実施例3	0.5	580	放冷	0.2
実施例4	0.7	570	放冷	0.2
実施例5	1	560	放冷	0.2
実施例6	1.1	550	放冷	0.1
実施例7	0.4	570	10秒間保持後放冷	0.2
実施例8	0.5	540	10秒間保持後放冷	0.2
比較例1	0.0	630	放冷	0.2
比較例2	1.4	550	放冷	0.2
比較例3	0.7	570	放冷	0.8
比較例4	0.0	600	放冷	0.2
比較例5	0.0	540	10秒間保持後放冷	0.2
比較例6	0.0	520	30秒間保持後放冷	0.3
比較例7	0.0	580	放冷	0.2

20

30

【0047】

【表 3】

表 3 サンプル評価結果

	Fe%	降伏比
実施例 1	○	○
実施例 2	○	○
実施例 3	○	○
実施例 4	○	○
実施例 5	○	○
実施例 6	○	○
実施例 7	○	○
実施例 8	○	○
比較例 1	○	×
比較例 2	○	×
比較例 3	○	×
比較例 4	×	○
比較例 5	×	○
比較例 6	×	○
比較例 7	×	○

10

20

【0048】

実施例はいずれも評価基準を満たした。そのなかでも調質圧延〔1〕の伸び率が0.4%超であると合金化促進に顕著な効果を示した。

【0049】

比較例1は調質圧延の伸び率が小さかったため、合金化処理を最高到達板温に到達後、放冷するヒートパターンとすると、十分な合金化状態を得るには最高到達板温を630℃まで上げる必要があり、降伏比が高くなってしまった。

比較例2は調質圧延〔1〕の伸び率が大きすぎ、かつ調質圧延〔1〕と〔2〕の伸び率も大きすぎたため、降伏比が高くなってしまった。

30

比較例3は調質圧延〔1〕と〔2〕の伸び率の合計が大きすぎたため、降伏比が高くなってしまった。

比較例4は調質圧延〔1〕の伸び率が小さかったため、合金化処理を最高到達板温に到達後、放冷するヒートパターンとし、低降伏比を確保するために最高到達板温を600℃とすると十分に合金化できなかった。

比較例5は調質圧延〔1〕の伸び率が小さかったため、合金化処理を540℃で10秒間保持下のち放冷するヒートパターンとしたが、十分に合金化できなかった。

比較例6は調質圧延〔1〕の伸び率が小さく、合金化処理は保持時間は長かったが温度が低かったため、十分に合金化できなかった。

比較例7は実施例3と同じ合金化条件だったが、調質圧延〔1〕の伸び率が小さく、十分に合金化できなかった。

40

【実施例2】

【0050】

次に鋼材の成分の影響を見るため、表4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、850℃で仕上圧延を終了して板厚3.0mmとし、550℃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1.6mmまで冷延し、600℃以上での昇温速度を2℃/secとして760℃まで加熱、760℃で90秒焼鈍し、650℃まで4℃/秒、650℃から420℃まで100℃/秒で冷却し、380～420℃にて360秒保持した後、室温まで冷却後酸洗

50

し、表2の実施例3の条件で調質圧延〔1〕を実施した。この板を原板としてプレめっきとして電解NiめっきをNi付着量 0.3 mg/m^2 施し、無酸化雰囲気中で 20°C /秒で 450°C に加熱し、熔融亜鉛めっき浴に浸漬し、ガスワイピングでZn付着量を 45 g/m^2 とした。このとき熔融亜鉛めっき浴はAl濃度 0.15% 、浴温 440°C とした。

合金化処理は連続して行い、表2の最高到達板温まで 50°C /秒で加熱し、表2の実施例3のヒートパターンで合金化した後、室温まで冷却した。

それを表2の実施例3の条件で調質圧延〔2〕をかけコイル状に巻き取り製品とした。

表5に各サンプルの評価結果を示した。

【0051】

10

【表4】

表4 スラブ組成 (質量%)

	C	Mn	Si	P	S	sol.Al	N	その他
実施例2	0.07	2.2	0.9	0.015	0.005	0.02	0.0040	Ti : 0.1、Ca : 0.002
実施例9	0.08	2.4	0.7	0.012	0.004	0.04	0.0030	
実施例10	0.16	2.4	0.8	0.015	0.003	0.05	0.0025	
実施例11	0.05	2.8	1.6	0.040	0.010	0.06	0.0040	B : 0.002
実施例12	0.19	1.6	1.0	0.020	0.006	0.03	0.0030	Cr : 0.1、Mo : 0.2
実施例13	0.10	2.6	0.6	0.018	0.003	0.30	0.0050	Cu : 0.1、Ni : 0.05
比較例8	0.03	2.3	0.8	0.030	0.002	0.04	0.0025	
比較例9	0.09	1.3	1.2	0.012	0.004	0.05	0.0035	Nb : 0.04
比較例10	0.13	2.5	0.4	0.020	0.007	0.03	0.0040	B : 0.003
比較例11	0.10	2.0	2.0	0.030	0.008	0.06	0.0030	Mo : 0.3

20

【0052】

【表5】

表5 サンプル評価結果

	Fe%	降伏比
実施例2	○	○
実施例9	○	○
実施例10	○	○
実施例11	○	○
実施例12	○	○
実施例13	○	○
比較例8	○	×
比較例9	○	×
比較例10	○	×
比較例11	×	○

30

40

【0053】

実施例はいずれも評価基準を満たした。

50

比較例 8 から 10 は、成分の影響で降伏比が高くなってしまった。

比較例 11 は、機械特性については問題なかったが、Si 濃度が高く合金化が進みにくかったため、Fe % が不十分だった。

また、いずれのサンプルもめっきの密着性には問題はなかった。

【0054】

以上、本発明の好適な実施形態について説明したが、本発明はかかる例に限定されないことは言うまでもない。当業者であれば、特許請求の範囲に記載された範疇内において、各種の変更例または修正例に想到し得ることは明らかであり、それらについても当然に本発明の目的を達成しうる技術的範囲に属するものと理解される。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I	
C 2 3 C	2/26	(2006.01)	C 2 3 C 2/26
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
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46 J
C 2 2 C	18/04	(2006.01)	C 2 2 C 18/04

(72)発明者 仲澤 真人
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内

(72)発明者 油井 正弘
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内

審査官 衿屋 健太郎

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

(58)調査した分野(Int.Cl., D B名)
C 2 3 C 2 / 0 0 - 2 / 4 0