

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6237937号
(P6237937)

(45) 発行日 平成29年11月29日(2017.11.29)

(24) 登録日 平成29年11月10日(2017.11.10)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 3 C 2/02 (2006.01)	C 2 3 C	2/02
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 3 C	2/06
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 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00
		3 0 1 T
	請求項の数 8 (全 17 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号 特願2017-511 (P2017-511)
 (22) 出願日 平成29年1月5日(2017.1.5)
 (65) 公開番号 特開2017-166057 (P2017-166057A)
 (43) 公開日 平成29年9月21日(2017.9.21)
 審査請求日 平成29年6月5日(2017.6.5)
 (31) 優先権主張番号 特願2016-47817 (P2016-47817)
 (32) 優先日 平成28年3月11日(2016.3.11)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100126701
 弁理士 井上 茂
 (74) 代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72) 発明者 牧水 洋一
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内
 (72) 発明者 鈴木 善継
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度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 : 0.3%以下、Si : 0.1~2.5%、Mn : 0.5~3.0%、P : 0.0100%以下、S : 0.0100%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼板に対して、酸化処理を行い、次いで還元焼鈍を行った後に溶融めっき処理を施すに際し、

前記酸化処理では、前段で、O₂濃度が1000体積ppm以上、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、400~750の温度で加熱し、

後段で、O₂濃度が1000体積ppm未満、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、600~850の温度で加熱し、

前記還元焼鈍では、加熱帯で、H₂濃度が5~30体積%、H₂O濃度が10~1000体積ppm、残部がN₂および不可避的不純物からなる雰囲気中で、昇温速度が0.1/sec以上で、650~900の温度に加熱した後に、

均熱帯で、H₂濃度が5~30体積%、H₂O濃度が500~5000体積ppm、残部がN₂および不可避的不純物からなる雰囲気中で、均熱帯での温度変化が±20以内で、10~300秒間均熱保持することを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項2】

前記均熱帯のH₂O濃度 > 前記加熱帯のH₂O濃度であることを特徴とする請求項1に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 3】

前記加熱帯の H_2O 濃度が 10 体積 ppm 以上 500 体積 ppm 未満、前記均熱帯の H_2O 濃度が 1000 体積 ppm 超 5000 体積 ppm 以下であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記酸化処理は、直火バーナー炉 (D F F) もしくは無酸化炉 (N O F) により、前記前段では空気比 1.0 以上 1.3 未満で、前記後段では空気比 0.7 以上 0.9 未満で、行うことを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 5】

前記還元焼鈍における均熱帯では、焼鈍炉内の上部と下部の H_2O 濃度の差が 2000 体積 ppm 以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効 Al 濃度：0.095 ~ 0.175 質量%、残部は Zn および不可避免的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中を行うことを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 7】

前記溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効 Al 濃度：0.095 ~ 0.115 質量%、残部は Zn および不可避免的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中に行い、次いで、下式を満足する温度 T () で、10 ~ 60 秒間の合金化処理を行うことを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$-50 \log([H_2O]) + 650 \quad T \quad -40 \log([H_2O]) + 680$
但し、 $[H_2O]$ は還元焼鈍時の均熱帯の H_2O 濃度 (体積 ppm) を表す。

【請求項 8】

成分組成として、さらに、質量%で、Al：0.01 ~ 0.1%、Mo：0.05 ~ 1.0%、Nb：0.005 ~ 0.05%、Ti：0.005 ~ 0.05%、Cu：0.05 ~ 1.0%、Ni：0.05 ~ 1.0%、Cr：0.01 ~ 0.8%、B：0.0005 ~ 0.005%、Sb：0.001 ~ 0.10%、Sn：0.001 ~ 0.10% の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の高強度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、Si を含む高強度鋼板を母材とする、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車、家電、建材等の分野において素材鋼板に防錆性を付与した表面処理鋼板、中でも防錆性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が使用されている。また、自動車の燃費向上および自動車の衝突安全性向上の観点から、車体材料の高強度化によって薄肉化を図り車体そのものを軽量化かつ高強度化するために、高強度鋼板の自動車への適用が促進されている。

【0003】

一般的に、溶融亜鉛めっき鋼板は、スラブを熱間圧延や冷間圧延した薄鋼板を母材として用い、母材鋼板を C G L の焼鈍炉で再結晶焼鈍し、その後、溶融亜鉛めっき処理を行い製造される。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、溶融亜鉛めっき後、さらに合金化処理を行い製造される。

【0004】

鋼板の強度を高めるためには、Si や Mn の添加が有効である。しかし、連続焼鈍の際

10

20

30

40

50

に、SiやMnは、Feの酸化が起こらない(Fe酸化物を還元する)還元性の $N_2 + H_2$ ガス雰囲気でも酸化し、鋼板最表面にSiやMnの酸化物を形成する。SiやMnの酸化物はめっき処理時に溶融亜鉛と下地鋼板との濡れ性を低下させるため、SiやMnが添加された鋼板ではめっきが多発するようになる。また、めっきに至らなかった場合でも、めっき密着性が悪いという問題がある。

【0005】

SiやMnを多量に含む高強度鋼板を母材とした溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法として、特許文献1には、鋼板表面酸化膜を形成させた後に還元焼鈍を行う方法が開示されている。しかしながら、特許文献1では良好なめっき密着性が安定して得られない。

【0006】

これに対して、特許文献2～8では、酸化速度や還元量を規定したり、酸化帯での酸化膜厚を実測し、実測結果から酸化条件や還元条件を制御して効果を安定化させようとした技術が開示されている。

【0007】

また、特許文献9～11では、酸化-還元工程における雰囲気中の O_2 、 H_2 、 H_2O などのガス組成を規定している。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開昭55-122865号公報

【特許文献2】特開平4-202630号公報

【特許文献3】特開平4-202631号公報

【特許文献4】特開平4-202632号公報

【特許文献5】特開平4-202633号公報

【特許文献6】特開平4-254531号公報

【特許文献7】特開平4-254532号公報

【特許文献8】特開平7-34210号公報

【特許文献9】特開2004-211157号公報

【特許文献10】特開2005-60742号公報

【特許文献11】特開2007-291498号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

特許文献1～8に示されている溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を適用した場合、連続焼鈍において鋼板表面にSiやMnの酸化物が形成することで、十分なめっき密着性が必ずしも得られないことが分かった。

【0010】

また、特許文献9、10に記載の製造方法を適用した場合には、めっき密着性は改善するものの、酸化帯での過剰な酸化により、炉内ロールに酸化スケールが付着し鋼板に押し疵が発生する、いわゆるピックアップ現象が発生する課題があった。

【0011】

特許文献11に記載の製造方法では、ピックアップ現象の抑制には効果があるものの、良好な加工性や耐疲労特性が必ずしも得られないことが分かった。また、良好なめっき密着性も得られないことが分かった。

【0012】

本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、めっき密着性、加工性および耐疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0013】

鋼の高強度化には上述したようにSiやMn等の固溶強化元素の添加が有効である。そ

10

20

30

40

50

して、自動車用途に使用される高強度鋼板については、プレス成形が必要になるために強度と延性のバランスの向上が要求される。これらに対しては、Si、Mnは鋼の延性を損なわずに高強度化ができる利点があるため、Si含有鋼は高強度鋼板として非常に有用である。しかしながら、Si含有鋼、Si・Mn含有鋼を母材とした高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合、以下の問題がある。

【0014】

SiやMnは焼鈍雰囲気中で鋼板最表面にSiおよび/またはMnの酸化物を形成し、鋼板と溶融亜鉛との濡れ性を劣化させる。その結果、めっきなどの表面欠陥が発生する。また、めっきに至らなかった場合でもめっき密着性が著しく劣ってしまう。これは、鋼板表面に形成されたSiおよび/またはMnの酸化物が、めっき層と鋼板の界面に残存するために、めっき密着性を劣化させているものと考えられる。

10

【0015】

また、Si含有鋼では溶融めっき処理した後の合金化処理において、FeとZnの反応が抑制される。そのため、合金化を正常に進行させるには比較的高温での合金化処理が必要となる。しかし、高温で合金化処理を行うと、十分な加工性が得られない。

【0016】

高温で合金化処理を行うと十分な加工性が得られない問題に対しては、延性を確保するために必要な鋼中の残留オーステナイト相がパーライト相に分解されるために、十分な加工性が得られないことがわかった。また、溶融めっき前に、Ms点以下まで一旦冷却して再加熱した後に溶融めっき処理および合金化処理を行った場合には、強度を確保するためのマルテンサイト相の焼き戻しが起こり、十分な強度が得られないことが分かった。このようにSi含有鋼においては、合金化温度が高温になるが故に所望する機械特性値が得られないという問題がある。

20

【0017】

更には、Siの鋼板最表面での酸化を防ぐには、酸化処理を行った後に還元焼鈍を行う方法が有効であるが、その時にSiの酸化物が鋼板表層の内部の粒界に沿って形成する。すると、耐疲労特性が劣ることが分かった。これは粒界に形成した酸化物を起点として、疲労亀裂が進展するために起こるものと考えられる。

【0018】

上記をもとに検討を重ねた結果、以下の知見を得た。SiやMnを含む高強度鋼板を母材とした場合、鋼板と溶融亜鉛の濡れ性の低下の原因となるSiやMnの鋼板最表面での酸化を抑制するため、酸化処理を行った後に還元焼鈍を行うことが有効である。この時、酸化処理を行う雰囲気中の O_2 濃度を前段と後段で変化させることで、SiやMnの鋼板表面での酸化を抑制するために必要な鉄酸化物量を十分確保しつつ、鉄酸化物によるピックアップを防止することができる。更には、還元焼鈍工程における加熱帯での H_2O 濃度を低濃度とすることで、鉄酸化物の還元反応を更に促進して、ピックアップを防止することができる。一方で、Si含有鋼での高温での合金化処理に対しては、内部酸化反応が促進される高温域である還元焼鈍工程における均熱帯での H_2O 濃度を高濃度に制御し、さらに好ましくは合金化温度を均熱帯での H_2O 濃度との関係から規定することで、合金化温度を低下させ、加工性および耐疲労特性を向上させることができる。また、めっき密着性を改善することができる。更に均熱帯での温度変化を制御することで、優れた機械特性値も併せ持つことができる。

30

40

【0019】

すなわち、 O_2 濃度を制御した酸化処理を行い、かつ H_2O 濃度を制御した還元焼鈍を行い、好ましくは均熱帯での H_2O 濃度に応じた温度での合金化処理を行うことによって、めっき密着性、加工性および耐疲労特性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られることが分かった。

【0020】

本発明は上記知見に基づくものであり、特徴は以下の通りである。

[1] 質量%で、C：0.3%以下、Si：0.1~2.5%、Mn：0.5~3.0%

50

、P：0.100%以下、S：0.0100%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる鋼板に対して、酸化処理を行い、次いで還元焼鈍を行った後に溶融めっき処理を施すに際し、前記酸化処理では、前段で、O₂濃度が1000体積ppm以上、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、400～750の温度で加熱し、後段で、O₂濃度が1000体積ppm未満、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、600～850の温度で加熱し、前記還元焼鈍では、加熱帯で、H₂濃度が5～30体積%、H₂O濃度が10～1000体積ppm、残部がN₂および不可避免的不純物からなる雰囲気中で、昇温速度が0.1 / sec以上で、650～900の温度に加熱した後に、均熱帯で、H₂濃度が5～30体積%、H₂O濃度が500～5000体積ppm、残部がN₂および不可避免的不純物からなる雰囲気中で、均熱帯での温度変化が±20以内で、10～300秒間均熱保持することを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10

【2】前記均熱帯のH₂O濃度>前記加熱帯のH₂O濃度であることを特徴とする上記【1】に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【3】前記加熱帯のH₂O濃度が10体積ppm以上500体積ppm未満、前記均熱帯のH₂O濃度が1000体積ppm超5000体積ppm以下であることを特徴とする上記【1】または【2】に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【4】前記酸化処理は、直火バーナー炉(DFB)もしくは無酸化炉(NOF)により、前記前段では空気比1.0以上1.3未満で、前記後段では空気比0.7以上0.9未満で、行うことを特徴とする上記【1】～【3】のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

20

【5】前記還元焼鈍における均熱帯では、焼鈍炉内の上部と下部のH₂O濃度の差が2000体積ppm以下であることを特徴とする上記【1】～【4】のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【6】前記溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効Al濃度：0.095～0.175質量%、残部はZnおよび不可避免的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中で行うことを特徴とする上記【1】～【5】のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【7】前記溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効Al濃度：0.095～0.115質量%、残部はZnおよび不可避免的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中に行い、次いで、下式を満足する温度T()で、10～60秒間の合金化処理を行うことを特徴とする上記【1】～【5】のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

30

$$-50 \log([H_2O]) + 650 - T - 40 \log([H_2O]) + 680$$

但し、[H₂O]は還元焼鈍時の均熱帯のH₂O濃度(体積ppm)を表す。

【8】成分組成として、さらに、質量%で、Al：0.01～0.1%、Mo：0.05～1.0%、Nb：0.005～0.05%、Ti：0.005～0.05%、Cu：0.05～1.0%、Ni：0.05～1.0%、Cr：0.01～0.8%、B：0.0005～0.005%、Sb：0.001～0.10%、Sn：0.001～0.10%の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記【1】～【7】のいずれかに記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0021】

40

なお、本発明における高強度とは、引張強度TSが440MPa以上である。また、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、冷延鋼板を母材とする場合、熱延鋼板を母材とする場合のいずれも含み、溶融亜鉛めっき処理を施したものの、溶融亜鉛めっき処理に加えてさらに合金化処理を施したものの、いずれも含むものである。

【発明の効果】

【0022】

本発明によれば、めっき密着性、加工性および耐疲労特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0023】

50

【図 1】還元焼鈍時の均熱帯の H₂O 濃度変化と合金化温度との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0024】

以下、本発明について具体的に説明する。

なお、以下の説明において、鋼成分組成の各元素の含有量、めっき層成分組成の各元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であり、特に断らない限り単に「%」で示す。また、O₂濃度、H₂O濃度、H₂濃度の単位はいずれも「体積%」「体積ppm」であり、特に断らない限り単に「%」「ppm」で示す。

【0025】

鋼成分組成について説明する。

C：0.3%以下

Cは、0.3%を超えると溶接性が劣化するため、C量は0.3%以下とする。一方、鋼組織として、残留オーステナイト相（以下、残留相と称することもある）やマルテンサイト相などを形成させることで加工性を向上しやすくする。そのため、C量は0.025%以上が好ましい。

【0026】

Si：0.1～2.5%

Siは鋼を強化して良好な材質を得るのに有効な元素である。Si量が0.1%未満では高強度を得るために高価な合金元素が必要になり、経済的に好ましくない。一方、Si含有鋼では、酸化処理時の酸化反応が抑制されることが知られている。そのため、2.5%を超えると酸化処理での酸化皮膜形成が抑制されてしまう。また、合金化温度も高温化するために、所望の機械特性を得ることが困難になる。したがって、Si量は0.1%以上2.5%以下とする。

【0027】

Mn：0.5～3.0%

Mnは鋼の高強度化に有効な元素である。機械特性や強度を確保するためには0.5%以上含有する。一方、3.0%を超えると溶接性やめっき密着性、強度と延性のバランスの確保が困難になる場合がある。したがって、Mn量は0.5%以上3.0%以下とする。

【0028】

P：0.100%以下

Pは、鋼の強化に有効な元素である。ただし、P量が0.100%を超えると、粒界偏析により脆化を引き起こし、耐衝撃性を劣化させる場合がある。したがって、P量は0.100%以下とする。

【0029】

S：0.0100%以下

Sは、MnSなどの介在物となって、耐衝撃性の劣化や溶接部のメタルフローに沿った割れの原因となる。このため、S量は極力少ない方がよい。したがって、S量は0.0100%以下とする。

【0030】

残部はFeおよび不可避的不純物である。

【0031】

なお、強度と延性のバランスを制御するため、Al：0.01～0.1%、Mo：0.05～1.0%、Nb：0.005～0.05%、Ti：0.005～0.05%、Cu：0.05～1.0%、Ni：0.05～1.0%、Cr：0.01～0.8%、B：0.0005～0.005%、Sb：0.001～0.10%、Sn：0.001～0.10%のうちから選ばれる元素の1種または2種以上を必要に応じて添加してもよい。

【0032】

これらの元素を添加する場合における適正添加量の限定理由は以下の通りである。

Alは熱力学的に最も酸化しやすいため、Si、Mnに先だって酸化し、Si、Mnの鋼板表面での酸化を抑制し、鋼板内部での酸化を促進する効果がある。この効果は0.01

10

20

30

40

50

%以上で得られる。一方、0.1%を超えるとコストアップになる。したがって、添加する場合、Al量は0.01%以上0.1%以下が好ましい。

【0033】

Moは0.05%未満では強度調整の効果やNb、Ni、Cuとの複合添加時におけるめっき密着性改善効果が得られにくい。一方、1.0%超えではコストアップを招く。したがって、添加する場合、Mo量は0.05%以上1.0%以下が好ましい。

【0034】

Nbは0.005%未満では強度調整の効果やMoとの複合添加時におけるめっき密着性改善効果が得られにくい。一方、0.05%超えではコストアップを招く。したがって、添加する場合、Nb量は0.005%以上0.05%以下が好ましい。

10

【0035】

Tiは0.005%未満では強度調整の効果が得られにくく、0.05%超えではめっき密着性の劣化を招く。したがって、添加する場合、Ti量は0.005%以上0.05%以下が好ましい。

【0036】

Cuは0.05%未満では残留相形成促進効果やNiやMoとの複合添加時におけるめっき密着性改善効果が得られにくい。一方、1.0%超えではコストアップを招く。したがって、添加する場合、Cu量は0.05%以上1.0%以下が好ましい。

【0037】

Niは0.05%未満では残留相形成促進効果やCuとMoとの複合添加時におけるめっき密着性改善効果が得られにくい。一方、1.0%超えではコストアップを招く。したがって、添加する場合、Ni量は0.05%以上1.0%以下が好ましい。

20

【0038】

Crは0.01%未満では焼き入れ性が得られにくく強度と延性のバランスが劣化する場合がある。一方、0.8%超えではコストアップを招く。したがって、添加する場合、Cr量は0.01%以上0.8%以下が好ましい。

【0039】

Bは鋼の焼き入れ性を向上させるのに有効な元素である。0.0005%未満では焼き入れ効果が得られにくく、0.005%を超えるとSiの鋼板最表面の酸化を促進させる効果があるため、めっき密着性の劣化を招く。したがって、添加する場合、B量は0.0005%以上0.005%以下が好ましい。

30

【0040】

Sb、Snは脱窒、脱硼等を抑制して、鋼の強度低下抑制に有効な元素である。こうした効果を得るにはそれぞれ0.001%以上とすることが好ましい。一方、Sb、Snの含有量がそれぞれ0.10%を超えると耐衝撃性が劣化する。したがって、添加する場合、Sb、Sn量はそれぞれ0.001%以上0.10%以下が好ましい。

【0041】

次に、本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。本発明では、上記成分組成からなる鋼板に対して、酸化処理を行い、次いで還元焼鈍を行った後に溶融めっき処理を施す。または、さらに、合金化処理を施す。

40

【0042】

酸化処理では、前段で、O₂濃度が1000体積ppm以上、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、400～750の温度で加熱し、後段で、O₂濃度が1000体積ppm未満、H₂O濃度が1000体積ppm以上の雰囲気中で、600～850の温度で加熱する。還元焼鈍では、加熱帯で、H₂濃度が5～30体積%、H₂O濃度が10～1000体積ppm、残部がN₂および不可避免的不純物からなる雰囲気中で、昇温速度が0.1/sec以上で、650～900の温度に加熱した後に、均熱帯で、H₂濃度が5～30体積%、H₂O濃度が500～5000体積ppm、残部がN₂および不可避免的不純物からなる雰囲気中で、均熱帯での温度変化が±20以内で、10～300秒間均熱保持する。

50

【0043】

溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効Al濃度：0.095～0.175質量%、残部はZnおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中で行うことが好ましい。

【0044】

合金化処理では、下式を満足する温度Tで、10～60秒間処理を行うことが好ましい。

$$-50 \log([\text{H}_2\text{O}]) + 650 - T - 40 \log([\text{H}_2\text{O}]) + 680$$

但し、 $[\text{H}_2\text{O}]$ は還元焼鈍時の均熱帯の H_2O 濃度(ppm)を表す。

【0045】

まず、酸化処理について説明する。鋼板を高強度化するためには、上述したように鋼にSi、Mnなどを添加することが有効である。しかし、これらの元素を添加した鋼板は、溶融亜鉛めっき処理を施す前に実施する焼鈍過程(酸化処理+還元焼鈍)において、鋼板表面に、Si、Mnの酸化物が生成され、めっき性を確保することが困難になる。

10

【0046】

検討したところ、溶融亜鉛めっき処理を施す前の焼鈍条件(酸化処理+還元焼鈍)を変化させ、SiおよびMnを鋼板内部で酸化させ、鋼板表面での酸化を防ぐことで、めっき性が向上し、更にはめっきと鋼板の反応性を高めることができ、めっき密着性が改善することがわかった。

【0047】

そして、SiおよびMnを鋼板内部で酸化させ、鋼板表面での酸化を防ぐためには、酸化処理を行い、その後、還元焼鈍、溶融めっき、必要に応じて合金化処理を行うことが有効であり、さらに、酸化処理で一定量以上の鉄酸化物量を得ることが必要であることがわかった。

20

【0048】

しかしながら、酸化処理で一定量以上の鉄酸化物が形成したまま、還元焼鈍を行うと、ピックアップ現象が発生する問題がある。そのため、酸化処理を前段と後段に分けて、それぞれで雰囲気中の O_2 濃度を制御することが重要になる。特に、後段の酸化処理を低 O_2 濃度で行うことは重要である。以下、前段の酸化処理と後段の酸化処理について説明する。

【0049】

前段処理

鋼板表面で、SiおよびMn酸化を抑制し、鉄酸化物を生成させるために、積極的に酸化処理を行う。そのため、十分な量の鉄酸化物を得るためには、 O_2 濃度は1000ppm以上が必要となる。上限は特に設けないが、酸素導入コストの経済的な理由から大気中 O_2 濃度の20%以下が好ましい。また、 H_2O も酸素と同様に、鉄の酸化を促進させる効果があるため、1000ppm以上とする。上限は特に設けないが、加湿コストの経済的な理由から30%以下が好ましい。更に、加熱温度は、鉄の酸化を促進させるために、400以上が必要となる。一方で、750を超えると鉄の酸化が過剰に起こり、次工程でのピックアップの原因となるため、400以上750以下とする。

30

【0050】

後段処理

ピックアップを防止して、押し疵などのない美しい表面外観を得るために本発明において重要な要件である。ピックアップを防止するためには、一旦酸化された鋼板表面の一部(表層)を還元処理することが重要である。このような還元処理を行うには、 O_2 濃度を1000ppm未満に制御することが必要である。 O_2 濃度を低下させることで鉄酸化物の表層が一部還元され、次工程の還元焼鈍時に、焼鈍炉のロールと鉄酸化物の直接接触を避け、ピックアップを防止することができる。 O_2 濃度が1000ppm以上になるとこの還元反応が起こりにくくなるため、 O_2 濃度は1000ppm未満とする。また、 H_2O 濃度は後述するSiやMnの内部酸化を促進させるために、1000ppm以上とする。上限は特に設けないが、前段酸化処理と同様に、加湿コストの経済的な理由から30%以

40

50

下が好ましい。加熱温度は600未満では還元反応が起こりにくく、850を超えると効果が飽和し、加熱コストもかかるため、600以上850以下とする。

【0051】

以上のように、酸化炉は上記条件を満たすために、少なくとも2つ以上の個別に雰囲気制御できるゾーンから構成されている必要がある。酸化炉が2つのゾーンから構成される場合は、それぞれを前段および後段として上記の通りに雰囲気制御を行えばよく、3つ以上のゾーンから構成される場合は、連続する任意のゾーンを同様に雰囲気制御することで1つのゾーンとみなすことが出来る。また、前段と後段をそれぞれ別々の酸化炉で行うことも可能である。しかし工業的な生産性や現行の製造ラインの改善で実施すること等を考慮すると、同一炉内を2ゾーン以上に分割し、それぞれで雰囲気制御することが好ましい。

10

【0052】

また、前段酸化処理および後段酸化処理は直火バーナー炉(DFF)もしくは無酸化炉(NOF)を使用することが好ましい。DFFやNOFは熔融亜鉛めっきラインに多く用いられており、空気比の制御による O_2 濃度の制御も容易に行える。また、鋼板の昇温速度が速いため、加熱炉の炉長を短くしたり、ラインスピードを速く出来る利点があるため、生産効率等の点からDFFやNOFの使用が好ましい。直火バーナー炉(DFF)や無酸化炉(NOF)は、例えば、製鉄所の副生ガスであるコークス炉ガス(COG)等の燃料と空気を混ぜて燃焼させて鋼板を加熱する。そのため、燃料に対する空気の割合を多くすると、未燃の酸素が火炎中に残存し、その酸素で鋼板の酸化を促進することが可能となる。そのため、空気比を調整すれば、雰囲気の酸素濃度を制御することが可能である。前段酸化処理では、空気比が1.0未満になると上記の雰囲気条件から外れる場合があり、空気比が1.3以上となると過剰な鉄の酸化が起こる可能性があるため、空気比は1.0以上1.3未満が好ましい。また、後段酸化処理では、空気比が0.9以上となると上記の雰囲気条件から外れる場合があり、0.7未満となると加熱のための燃焼ガスの使用比率が増え、コストアップに繋がるため、空気比は0.7以上0.9未満が好ましい。

20

【0053】

次に、酸化処理に続いて行われる還元焼鈍について説明する。還元焼鈍では、酸化処理で鋼板表面に形成された鉄酸化物を還元するとともに、鉄酸化物から供給される酸素によって、SiやMnの合金元素を鋼板内部に内部酸化物として形成する。結果として、鋼板最表面には鉄酸化物から還元された還元鉄層が形成され、SiやMnは内部酸化物として鋼板内部に留まるため、鋼板表面でのSiやMnの酸化が抑制され、鋼板と熔融めっきの濡れ性の低下を防止し、不めっきなく良好なめっき外観を得ることができる。

30

【0054】

しかしながら、良好なめっき外観は得られるものの、鋼板表面でのSiおよび/またはMnの酸化物形成の抑制が十分でなく、合金化処理を行わない熔融亜鉛めっき鋼板では所望のめっき密着性が得られない。また、合金化熔融亜鉛めっき鋼板を製造する場合は、合金化温度が高温になるため、残留オーステナイト相のパライト相への分解や、マルテンサイト相の焼き戻し軟化が起こり、所望の機械特性が得られない。

40

【0055】

そこで、良好なめっき密着性得るためと合金化温度を低減させるための検討を行った。その結果、SiやMnの内部酸化を更に積極的に形成させることで、鋼板表面でのSiやMnの酸化物の形成を更に抑制し、合金化処理を行わない熔融亜鉛めっき鋼板でのめっき密着性を改善させ、更に、鋼板表層の固溶Si量を低下させ、合金化処理を行う場合の合金化反応を促進させる技術を考案した。

【0056】

SiやMnの内部酸化物を更に積極的に形成させるためには、還元焼鈍炉内の均熱帯の雰囲気中の H_2O 濃度を500ppm以上に制御することが有効であり、これは本発明において特に重要な要件である。以下、還元焼鈍の加熱帯および均熱帯について説明する。

50

【 0 0 5 7 】

還元焼鈍の加熱帯

還元焼鈍における加熱帯では主に前述した酸化処理で形成された鉄酸化物を還元することが必要になる。そのために、酸化 - 還元法を適用する本発明においては H_2O 濃度を1000ppm以下とする。好ましくは500ppm未満である。 H_2O 濃度が1000ppmを超えると、酸化処理で形成された鉄酸化物が還元し難くなり、還元焼鈍でのピックアップの危険性がある。さらに、鉄酸化物が溶融めっき処理時にまで残存するとかえって鋼板と溶融亜鉛との濡れ性を低下させ、密着性不良を招く恐れがある。さらに過剰な脱炭層が形成して耐疲労特性を低下させる。一方で、 H_2O 濃度を10ppm未満とするには、雰囲気ガスを除湿しなければならなくなり、除湿のための設備コストが増す。よって、 H_2O 濃度の下限は10ppmとする。以上より、加熱帯での H_2O 濃度は10~1000体積ppmとする。

10

【 0 0 5 8 】

H_2 濃度は5%以上30%以下とする。5%未満では鉄酸化物や自然酸化被膜の還元が抑制されてピックアップおよびめっき欠陥が発生する危険性が高まる。30%を超えるとコストアップに繋がる。 H_2O 、 H_2 以外の残部は N_2 および不可避的不純物である。

【 0 0 5 9 】

所望の引張り強度(TS)、伸び(El)などの機械特性を得るために必要な温度まで鋼板を更に加熱する必要がある。そのために、昇温速度は0.1/sec以上とする。0.1/sec未満では所望の機械特性を得るための温度域まで鋼板を加熱できない。0.5/sec以上とすると、短い設備長で短時間に加熱できるために好ましい。特に上限は設けないが、10/secを超えると加熱のためのエネルギーコストが増加するため、10/sec以下とすることが好ましい。

20

【 0 0 6 0 】

加熱温度は650~900とする。650未満では鉄酸化物の還元が抑制されるだけでなく、所望するTS、Elなどの機械特性が得られない。900を超えても所望の機械特性が得られない。

【 0 0 6 1 】

還元焼鈍の均熱帯

均熱帯の H_2O 濃度を500ppm以上に制御することで、鉄酸化物が加熱帯で還元された後も、雰囲気中の H_2O から供給される酸素によってSiやMnの内部酸化が起こる。その結果、SiやMnの内部酸化物が形成される。すると、SiやMnは鋼板表面まで拡散することが難しくなり、鋼板表面での酸化物形成が抑制される。以上の結果、鋼板とめっき層の反応性が高まり、めっき密着性が改善される。また、内部酸化が形成された鋼板表面の領域において、固溶Si量が低下する。固溶Si量が低下すると、鋼板表面はあたかも低Si鋼のような挙動を示し、その後の合金化反応が促進され、低温で合金化反応が進行する。合金化温度が低下することで、残留オーステナイト相が高分率で維持でき延性が向上する。マルテンサイト相の焼き戻し軟化が進行せずに、所望の強度が得られる。粒内での内部酸化を更に促進させる目的で1000ppmを超えとすることが好ましい。一方で、 H_2O 濃度が5000ppmを超えると、過剰な脱炭層が形成されて、耐疲労特性の低下を招く。また、加湿のためのコストアップにも繋がる。そのため、 H_2O 濃度の上限は5000ppmとする。優れた耐疲労特性を得るためには4000ppm以下が好ましい。

30

40

【 0 0 6 2 】

以上のように、加熱帯では、鉄酸化物の還元や、耐疲労特性の低下を防いだり炉体の寿命を短くする点から H_2O 濃度は低くする。一方、均熱帯ではSiやMnの内部酸化物を更に積極的に形成させるため H_2O 濃度は高くする。これらの効果をより一層得るためには、還元焼鈍では均熱帯の H_2O 濃度>加熱帯の H_2O 濃度であることが好ましい。

【 0 0 6 3 】

H_2 濃度は5%以上30%以下とする。5%未満では加熱帯で還元しきれなかった鉄酸化

50

物や自然酸化被膜の還元が抑制されてピックアップおよび不めっき欠陥が発生する危険性が高まる。30%を超えるとコストアップに繋がる。H₂O、H₂以外の残部はN₂および不可避的不純物である。

【0064】

均熱帯での温度変化が±20の範囲を超えると所望のTS、E1などの機械特性が得られないため、均熱帯での温度変化は±20以内とする。例えば、焼鈍炉の加熱に用いられる複数のラジアントチューブの温度を個別制御することにより、均熱帯での温度変化は±20以内とすることができる。

【0065】

均熱帯での均熱時間は10～300秒間とする。10秒未満では所望のTS、E1などの機械特性を得るための、金属組織の形成が不十分となる。また、300秒を超えると、生産性の低下を招いたり、長い炉長が必要になる。

【0066】

還元焼鈍における均熱帯では、炉内の上部と下部のH₂O濃度の差が2000ppm以下であることが好ましい。

【0067】

還元焼鈍炉内のH₂O濃度分布は焼鈍炉の構造にもよるが一般に焼鈍炉の上部で濃度が高く、下部で濃度が低い傾向がある。溶融亜鉛めっきラインの主流である縦型の焼鈍炉の場合、この上部と下部のH₂O濃度差が大きいと、鋼板はH₂Oが高濃度と低濃度の領域を交互に通過することになり、均一に結晶粒内に内部酸化を形成することが困難になる。極力均一なH₂O濃度分布を作り出すためには、焼鈍炉内の上部と下部のH₂O濃度の差が2000ppm以下であることが好ましい。上部と下部のH₂O濃度の差が2000ppmを超えると、均一な内部酸化の形成が困難になる場合がある。H₂O濃度が低い下部の領域のH₂O濃度を本発明範囲内のH₂O濃度に制御しようとするすると過剰なH₂Oの導入が必要となり、コストアップを招く。なお、焼鈍炉内の上部および下部のH₂O濃度とは、焼鈍炉の全高に対して、それぞれ上部20%、下部20%の領域内で測定されるH₂O濃度とする。

【0068】

還元焼鈍炉内のH₂O濃度を制御する方法は特に制限されるものではないが、加熱蒸気を炉内に導入する方法や、パブリックなどによって加湿したN₂および/またはH₂ガスを炉内に導入する方法がある。また、中空糸膜を利用した膜交換式の加湿方法は更に露点の制御性が増すために好ましい。

【0069】

次に溶融めっき処理および合金化処理について説明する。前述したように酸化処理時の条件、還元焼鈍時の条件を制御することにより、積極的にSiの内部酸化物を形成させると、合金化反応が促進することが分かった。そこで、Cを0.12%、Siを1.5%、Mnを2.7%含む鋼板を用いて、O₂濃度1000ppm以上、H₂O濃度1000ppm以上の雰囲気中で、650の温度で前段の酸化処理、および、O₂濃度1000ppm未満、H₂O濃度1000ppm以上の雰囲気中で、700の温度で後段の酸化処理を行い、次いで、還元焼鈍炉の加熱帯のH₂O濃度を300ppm、H₂濃度15%、昇温速度を1.5/sec、加熱温度を850とし、均熱帯のH₂O濃度を変化させて、H₂濃度15%、均熱帯での温度変化-10で、均熱保持130秒間の還元焼鈍を行った。次いで、溶融めっき処理、450～600で25秒間の合金化処理を行い、均熱帯のH₂O濃度変化と合金化温度との関係について調べた。図1に得られた結果を示す。図1において、印は合金化前に形成している相が完全にFe-Zn合金に変化して合金化反応が完了した温度を示している。また、印は後述する実施例に記載の方法でめっき密着性を評価した際のランク3が得られる温度の上限を示している。また、図中の線は下式で示される合金化温度の上限と下限の温度を示している。

【0070】

図1より、以下の知見が得られた。合金化温度が $(-50 \log([H_2O]) + 650)$ 未満になると、合金化が完全に進行せずに相が残存する。相が残存すると表面の色調ムラとなり表面外観を損なうだけでなく、めっき層表面の摩擦係数が高くなることによってプレス成形性に劣ることになる。また、合金化温度が $(-40 \log([H_2O]) + 680)$ を超えると良好なめっき密着性が得られなくなる。更に、図1から明らかのように、 H_2O 濃度が上昇するとともに必要な合金化温度は低下して、Fe-Znの合金化反応が促進されていることがわかる。そして、前述した還元焼鈍炉内の H_2O 濃度の上昇と共に機械特性値が向上する効果は、この合金化温度の低下によるものである。所望のTS、E1などの機械特性を得るためには溶融めっき後の合金化温度も精密に制御する必要があることがわかる。

10

【0071】

以上より、合金化処理では、好ましくは下式を満足する温度Tで処理を行うこととする。

$$-50 \log([H_2O]) + 650 < T < -40 \log([H_2O]) + 680$$

但し、 $[H_2O]$ は還元焼鈍時の均熱帯の H_2O 濃度(ppm)を表す。

また、合金化温度と同様な理由から合金化時間は10~60秒間とする。

【0072】

合金化処理後の合金化度は特に制限されるものではないが、7~15質量%の合金化度が好ましい。7質量%未満では相が残存してプレス成形性に劣り、15質量%を超えるとめっき密着性に劣る。

20

【0073】

溶融亜鉛めっき処理は、浴中有効Al濃度：0.095~0.175%（合金化処理を行う場合、より好ましくは0.095~0.115%）、残部はZnおよび不可避的不純物からなる成分組成の溶融亜鉛めっき浴中で行うことが好ましい。ここで浴中有効Al濃度とは、浴中Al濃度から浴中Fe濃度を差し引いた値である。特許文献10では浴中有効Al濃度を0.07~0.092%に低く抑えることで合金化反応を促進させる技術が記載されているが、本発明は浴中有効Al濃度を低下させることなく合金化反応を促進させるものである。浴中有効Al濃度が0.095%未満になると合金化処理後に鋼板とめっき層の界面に固くて脆いFe-Zn合金である相が形成されるため、めっき密着性に劣る場合がある。一方、0.175%を超えると本発明を適用しても合金化温度が高くなり、所望のTS、E1などの機械特性が得られないだけでなく、めっき浴中でのドロスの発生量が増加し、ドロスが鋼板に付着して起こる表面欠陥が問題となる。また、Alを添加するコストアップにも繋がる。0.115%を超えると本発明を適用しても合金化温度が高くなり、所望の機械特性が得られない場合がある。よって、浴中有効Al濃度は0.095%以上0.175%以下が好ましい。合金化処理を行う場合、より好ましくは0.115%以下とする。

30

【0074】

溶融亜鉛めっき時のその他の条件は制限されるものではないが、例えば、溶融亜鉛めっき浴温度は通常の440~500の範囲で、板温440~550で鋼板をめっき浴中に浸入させて行い、ガスワイピングなどで付着量を調整することが出来る。

40

【実施例1】

【0075】

表1に示す化学成分の鋼を溶製して得た鋳片を熱間圧延、酸洗、冷間圧延によって板厚1.2mmの冷延鋼板とした。

【0076】

【表 1】

鋼種	(質量%)									
	C	Si	Mn	P	S	その他				
A	0.07	0.25	1.7	0.03	0.001	Mo:0.1, Nb:0.01, Cu:0.2				
B	0.15	0.8	1.8	0.01	0.001	Al:0.07, Cr:0.3				
C	0.08	1.5	1.4	0.01	0.001	Ni:0.3, Sb:0.01				
D	0.12	1.4	1.9	0.01	0.001					
E	0.09	0.15	2.3	0.01	0.001	Mo:0.1, Cr:0.6, Nb:0.04, B:0.001, Ti:0.02				
F	0.12	1.5	2.7	0.01	0.001	Ti:0.02, B:0.001				
G	0.18	2.1	2.8	0.01	0.001	Sn:0.01				
H	0.09	2.7	1.5	0.01	0.001	Ti:0.02, Mo:0.1				
I	0.06	0.3	3.2	0.01	0.001					

【0077】

次いで、DFF型酸化炉またはNOF型酸化炉を有するCGLにより、表2に示す酸化

10

20

30

40

50

条件で、前段および後段の酸化処理を行った後、表 2 に示す条件にて還元焼鈍を行った。引き続き、表 2 に示す浴中有効 Al 濃度を含有した 460 の浴を用いて溶融亜鉛めっき処理を施した後にガスワイピングで片面あたりの目付け量を約 50 g/m² に調整し、次いで、表 2 に示す温度、時間の範囲で合金化処理を行った。

【0078】

以上により得られた溶融亜鉛めっき鋼板（合金化溶融亜鉛めっき鋼板含む）について対して、外観性およびめっき密着性を評価した。さらに、引張特性、耐疲労特性について調査した。以下に、測定方法および評価方法を示す。

【0079】

外観性

上記によって製造された鋼板の外観を目視観察し、合金化ムラ、不めっき、またはピックアップによる押し疵などの外観不良がないものを、外観不良がわずかにあるがおおむね良好であるものを、合金化ムラ、不めっき、または押し疵があるものは×とした。

【0080】

めっき密着性

（非合金化溶融めっき鋼板）

めっき鋼板を、先端が 2.0R で 90° の金型を用いて曲げ加工を加えた後に、曲げ外側にセロハンテープ（登録商標）を貼り付けて引き離した際に、めっき層の剥離が認められないものを「○」、1mm 以下のめっき剥離、もしくはテープへのめっき層の付着はないが、鋼板からめっき層が浮いた状態になっているものを「△」、めっき層が 1mm 超えてテープに付着して剥離したものを「×」と評価した。

（合金化溶融めっき鋼板）

めっき鋼板にセロハンテープ（登録商標）を貼り、テープ面を 90 度曲げ、曲げ戻しをし、加工部の内側（圧縮加工側）に、曲げ加工部と平行に巾 24mm のセロハンテープを押し当てて引き離し、セロハンテープの長さ 40mm の部分に付着した亜鉛量を蛍光 X 線による Zn カウント数として測定し、Zn カウント数を単位長さ（1m）あたりに換算した量を、下記の基準に照らしてランク 1～2 のものを良好（○）、3 のものをおおむね良好（△）、4 以上のものを不良（×）と評価した。

蛍光 X 線カウント数	ランク
0 - 500 未満	: 1 (良)
500 以上 - 1000 未満	: 2
1000 以上 - 2000 未満	: 3
2000 以上 - 3000 未満	: 4
3000 以上	: 5 (劣)

【0081】

引張特性

圧延方向を引張方向として JIS 5 号試験片を用いて JIS Z 2241 に準拠した方法で行った。TS × E1 の値が 12000 を超えているものを延性に優れると判断した。

【0082】

耐疲労特性

応力比 R : 0.05 の条件で行い、繰り返し数 10⁷ で疲労限 (FL) を求め、耐久比 (FL/TS) を求め、0.60 以上の値が良好な耐疲労特性と判断した。なお、応力比 R とは、(最少繰り返し応力)/(最大繰り返し応力) で定義されている値である。

【0083】

以上により得られた結果を製造条件と併せて表 2 に示す。

【0084】

10

20

30

40

【表 2】

No.	酸化処理				還元焼鈍処理										溶融めっき		台산화処理		めっき外観	めっき密着性	TS (MPa) x EL (%)	耐久比			
	前段		後段		炉	加熱帯					均熱帯					液中有効Al濃度 (質量%)	台산화温度 (°C)	台산화時間 (秒)							
	O ₂ 濃度 (体積ppm)	H ₂ O濃度 (体積ppm)	加熱温度 (°C)	O ₂ 濃度 (体積ppm)		H ₂ O濃度 (体積ppm)	昇温速度 (°C/sec)	加熱温度 (°C)	H ₂ 濃度 (体積%)	H ₂ 濃度 (体積ppm)	H ₂ 濃度 (体積ppm)	H ₂ O濃度 (体積ppm)	下部H ₂ O濃度 (体積ppm)	H ₂ O濃度差 (体積ppm)	平均H ₂ O濃度 (体積ppm)								保持時間 (秒)	均熱帯での温度変化 (°C)	
																									O ₂ 濃度 (体積ppm)
1	F	20000	20000	650	500	20000	700	DEF	15	300	1.5	850	15	2800	1500	1300	2150	100	-5	510	20	O	14112	0.69	劣明例
2	F	20000	20000	700	500	20000	730	DEF	15	400	0.7	850	15	3800	2800	1000	3300	171	-10	510	34	O	13325	0.68	劣明例
3	F	25000	20000	650	400	20000	700	DEF	15	500	1.2	820	15	4800	1400	1100	1950	100	-18	520	20	O	14280	0.69	劣明例
4	F	20000	5000	650	500	20000	680	DEF	15	900	1.0	800	15	4800	3300	1500	4050	120	-5	505	24	O	13130	0.72	劣明例
5	F	20000	20000	650	300	20000	680	DEF	15	500	1.2	820	15	3500	2500	1000	3000	117	-8	515	23	O	13860	0.70	劣明例
6	F	20000	20000	730	200	20000	830	DEF	25	300	0.7	880	25	3200	1000	2200	2100	71	-5	480	14	△	13720	0.68	劣明例
7	F	20000	20000	650	400	20000	700	DEF	15	100	1.0	820	15	4800	3700	1100	4250	120	16	510	24	O	13130	0.64	劣明例
8	F	25000	20000	650	400	20000	700	DEF	15	500	1.2	820	15	2500	1400	1100	1950	100	-18	-	-	O	14280	0.69	劣明例
9	F	20000	20000	650	400	20000	700	DEF	15	600	1.2	820	15	440	250	190	345	100	-5	-	-	O	14400	0.71	劣明例
10	F	10000	20000	450	600	20000	650	DEF	15	200	0.8	810	15	1800	1500	300	1650	200	-7	520	40	O	13720	0.71	劣明例
11	F	5000	10000	650	900	20000	700	DEF	10	600	1.0	850	10	2500	1400	1100	1950	150	5	520	30	O	12870	0.64	劣明例
12	F	5000	20000	650	500	20000	620	NOF	15	800	0.7	790	15	800	600	200	700	243	-6	560	49	O	12024	0.65	劣明例
13	F	20000	20000	580	500	20000	700	NOF	15	300	1.0	880	15	3200	2900	300	3050	180	-8	490	36	O	12000	0.62	劣明例
14	F	20000	20000	600	500	20000	680	NOF	15	400	0.6	830	15	4000	2700	1300	3350	250	-5	500	50	O	12740	0.63	劣明例
15	F	500	20000	700	500	20000	750	DEF	15	400	1.5	830	15	3200	2800	400	3000	53	-8	530	11	x	12857	0.73	比較例
16	F	20000	500	650	500	500	700	DEF	15	600	1.5	830	15	1800	1300	500	1550	87	-6	550	17	O	12816	0.75	比較例
17	F	20000	20000	350	500	20000	500	DEF	15	500	2.0	630	15	2800	1600	1200	2200	65	-3	515	13	x	12740	0.64	比較例
18	F	20000	20000	770	500	20000	870	DEF	15	500	0.3	920	15	3300	2600	700	2950	167	-4	510	33	x	11550	0.62	比較例
19	F	20000	20000	650	2000	20000	700	DEF	15	600	0.5	800	15	2800	1800	1000	2300	200	-13	520	40	x	13520	0.65	比較例
20	F	20000	20000	650	500	20000	680	DEF	3	400	1.0	830	3	3800	2800	1000	3300	150	-10	530	30	O	12360	0.66	比較例
21	F	20000	20000	650	500	20000	680	DEF	15	1500	0.5	800	15	2800	1400	1400	2100	240	-7	540	48	x	14280	0.56	比較例
22	F	15000	20000	650	600	20000	680	DEF	15	500	2.0	920	15	2500	1900	600	2200	120	-13	530	24	O	10100	0.64	比較例
23	F	20000	20000	650	400	20000	700	DEF	15	600	1.2	820	15	450	200	250	325	100	-5	580	20	O	11520	0.71	比較例
24	F	20000	20000	650	300	20000	700	DEF	15	600	1.0	830	15	6500	5300	1200	5900	130	-2	490	26	O	13720	0.54	比較例
25	F	20000	20000	550	600	20000	700	DEF	15	600	0.6	810	15	3500	2500	1000	3000	183	-25	510	37	O	11960	0.65	比較例
26	F	20000	20000	550	600	20000	820	DEF	15	700	0.04	640	15	3200	1000	2200	2100	500	-15	510	100	x	10560	0.65	比較例
27	A	20000	20000	500	500	20000	620	DEF	15	300	0.5	680	15	2500	1400	1100	1950	120	-7	490	24	O	13885	0.67	劣明例
28	A	20000	20000	550	500	20000	650	DEF	15	400	0.6	710	15	3200	2900	300	3050	100	-4	490	20	O	12663	0.66	劣明例
29	B	20000	20000	630	600	20000	680	DEF	15	300	0.8	780	15	4000	3200	800	3600	125	-5	500	25	O	13310	0.69	劣明例
30	B	20000	20000	580	400	20000	650	DEF	15	500	0.4	750	15	3000	2000	1000	2500	250	-8	490	50	O	13464	0.70	劣明例
31	C	20000	20000	650	300	20000	700	DEF	15	300	1.0	830	15	2500	1800	700	2150	130	-6	520	26	O	13200	0.67	劣明例
32	C	20000	20000	770	500	20000	860	DEF	15	300	0.2	900	15	2800	1800	1000	2300	200	-2	510	40	x	12180	0.66	比較例
33	C	20000	20000	680	500	20000	730	DEF	15	300	0.8	850	15	1800	1200	600	1500	150	-4	520	30	O	12642	0.68	劣明例
34	D	20000	20000	650	500	20000	700	DEF	15	500	0.6	820	15	2800	1500	1300	2150	200	-10	525	40	O	12992	0.71	劣明例
35	D	20000	20000	680	400	20000	740	DEF	15	400	0.8	830	15	2300	1800	500	2050	113	-5	530	23	O	13685	0.68	劣明例
36	E	20000	20000	610	500	20000	650	DEF	15	600	1.3	830	15	1800	1500	300	1650	138	-6	490	28	O	14112	0.64	劣明例
37	G	20000	20000	700	300	20000	790	DEF	15	300	0.5	850	15	450	200	250	325	120	-6	590	24	O	10080	0.61	比較例
38	G	25000	20000	700	500	20000	790	DEF	15	300	0.5	850	15	6500	5300	1200	5900	120	-7	520	24	x	13178	0.54	比較例
39	G	20000	20000	700	500	20000	790	DEF	15	400	0.5	850	15	3000	2500	500	2750	120	-10	530	24	O	13233	0.61	劣明例
40	H	20000	20000	700	600	20000	800	DEF	15	600	0.1	820	15	4000	3500	500	3750	200	-3	530	40	x	14840	0.66	比較例
41	I	20000	20000	620	400	20000	700	DEF	15	600	0.3	750	15	4000	3300	700	3650	167	-8	510	33	x	11115	0.65	比較例

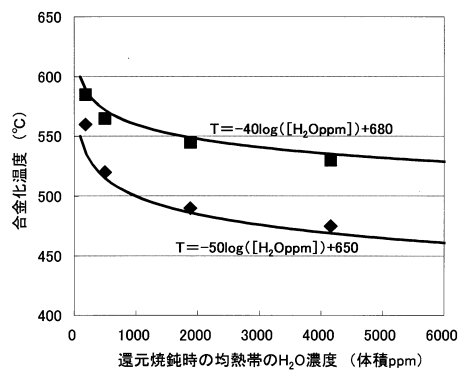
表2より、本発明例は、Si、Mnを含有する高強度鋼であるにもかかわらず、めっき密着性に優れ、めっき外観も良好であり、強度と延性のバランスにも優れ、耐疲労特性も良好である。一方、本発明範囲外で製造された比較例は、めっき密着性、めっき外観、強度と延性のバランス、耐疲労特性のいずれか一つ以上が劣る。

【産業上の利用可能性】

【0086】

本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板はめっき密着性、加工性および耐疲労特性に優れるため、自動車の車体そのものを軽量化かつ高強度化するための表面処理鋼板として利用することができる。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I	
C 2 2 C	38/04	(2006.01)	C 2 2 C 38/04
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 2 C 38/60
C 2 2 C	18/04	(2006.01)	C 2 2 C 18/04
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46 J

(72)発明者 武田 玄太郎
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 長谷川 寛
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 萩原 周治

(56)参考文献 特開2012-251192(JP,A)
特開2013-087313(JP,A)
特開平08-170160(JP,A)
特開2012-149307(JP,A)
特開2014-159624(JP,A)
特許第4791482(JP,B2)
特開2014-019935(JP,A)
特開2010-059510(JP,A)
国際公開第2015/087549(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

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