

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5430022号  
(P5430022)

(45) 発行日 平成26年2月26日(2014.2.26)

(24) 登録日 平成25年12月13日(2013.12.13)

(51) Int.Cl. F I  
**C 2 3 C 2/12 (2006.01)** C 2 3 C 2/12  
**C 2 2 C 21/06 (2006.01)** C 2 2 C 21/06

請求項の数 3 (全 13 頁)

<p>(21) 出願番号 特願2011-271533 (P2011-271533)</p> <p>(22) 出願日 平成23年12月12日(2011.12.12)</p> <p>(65) 公開番号 特開2013-122079 (P2013-122079A)</p> <p>(43) 公開日 平成25年6月20日(2013.6.20)</p> <p>審査請求日 平成25年4月18日(2013.4.18)</p> <p>(出願人による申告)平成22年度、文部科学省、科学技術試験研究委託事業「亜鉛に替わる溶融Al合金系めっきによる表面処理鋼板の開発」産業技術力強化法第19条の適用を受ける特許出願</p> <p>早期審査対象出願</p>	<p>(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</p> <p>(73) 特許権者 304021417 国立大学法人東京工業大学 東京都目黒区大岡山2丁目12番1号</p> <p>(74) 代理人 100147485 弁理士 杉村 憲司</p> <p>(74) 代理人 100165951 弁理士 吉田 憲悟</p> <p>(72) 発明者 水流 徹 東京都目黒区大岡山2-12-1 国立大学法人東京工業大学内</p>
---	--

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 Al系めっき鋼材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼材の表面に、Mg：6～10質量%、Si：3～7質量%、Fe：0.2～2質量%及びMn：0.02～2質量%を含有し、残部がAl及び不可避免的不純物からなるめっき層を備え、

該めっき層が、Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬三元共晶組織を有し、該めっき層中の擬三元共晶組織の面積率が30%以上であることを特徴とするAl系めっき鋼材。

【請求項2】

前記めっき層において、モル比で、Mg/Siが1.7～2.3、Mn/Feが0.1～1.0、及び、Mg<sub>2</sub>Si/Alが1以下、を満足することを特徴とする請求項1に記載のAl系めっき鋼材。

【請求項3】

被めっき処理鋼材を、Mg：6～10質量%、Si：3～7質量%、Fe：2質量%以下（ただし、0%を含む）及びMn：0.02～2質量%を含有し、残部がAl及び不可避免的不純物からなる組成で、浴温が（融点+20）～750 のめっき浴中に、0.5秒以上浸漬した後、20 /s以上の冷却速度で冷却することを特徴とするAl系めっき鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、Al系めっき鋼材及びその製造方法に関し、特に、従来に比べて耐食性により一層の向上を図ろうとするものである。

【背景技術】

## 【0002】

耐食性及び耐高温酸化性に優れためっき鋼材として、Al系めっき鋼材は自動車用マフラー材や建材分野などで幅広く用いられている。ただし、Al系めっき鋼材は、乾燥下での腐食環境では腐食生成物が安定化して優れた耐食性を示すのに対し、湿潤状態にさらされる環境では、めっき溶出速度が極めて速く、容易に鋼板腐食に至ることから、十分な耐食性を発揮できないという問題があった。

## 【0003】

そのため、耐食性の向上を目的として、例えば特許文献1には、鋼板の表面に、Al、Fe、Siを含有し、かつ厚みが5 $\mu$ m以下であるような金属間化合物被覆層を有し、前記金属間化合物被覆層の表面に、重量%でSi：2～13%、Mg：3%超～15%、かつ残部が実質的にAlからなる被覆層を有する溶融アルミめっき鋼板が開示されている。

10

## 【0004】

また、特許文献2には、重量%で、Mg：3～10%、Si：1～15%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなる溶融Al Mg Si系めっき層を鋼板表面に形成した溶融Al基めっき鋼板であって、該めっき層が、少なくとも「Al相」、「Mg<sub>2</sub>Si相」からなり、「Mg<sub>2</sub>Si相」の長径が10 $\mu$ m以下である金属組織を有する高耐食性めっき鋼板が開示されている。

## 【0005】

さらに、特許文献3には、鋼材表面のAl系めっき層中に、1種以上のIIa族(アルカリ土類金属)元素と1種以上のIVb族元素により構成された塊状(massive)の金属間化合物を含有し、前記金属間化合物の長径が1 $\mu$ m以上、短径の長径に対する比率が0.4以上である耐食性に優れたアルミめっき系表面処理鋼材が開示されている。

20

## 【0006】

しかしながら、特許文献1～3のめっき鋼材については、それぞれ、以下に述べるような問題があった。

すなわち、特許文献1には、塊状のMg<sub>2</sub>SiあるいはAl<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>相が析出し、それらを起点とするめっき層の局所的な溶解が進行するという問題があった。

また、特許文献2には、Mg<sub>2</sub>Si相の優先溶解とその周辺を起点とするめっき層の局部溶解が起こるといった問題があった。

さらに、特許文献3には、金属間化合物相の優先溶解とめっき層の局所的な溶解の促進という問題があった。

30

## 【0007】

上記問題を解決するものとして、本発明者らは、特許文献4において、Al、Mg、Siを含有する犠牲防食被膜を有する鋼材であって、Mgを6～10質量%の範囲に、Siを3～7質量%の範囲に、Mg/Siを1.1～3.0の範囲に規定した鋼材を提案した。

## 【先行技術文献】

## 【特許文献】

## 【0008】

【特許文献1】特開2000-239820号公報

【特許文献2】特許4199404号公報

【特許文献3】再公表WO00/56945号公報

【特許文献4】特開2010-168645号公報

40

## 【発明の概要】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0009】

上記特許文献4の鋼材の開発により、耐食性については一段と向上した。しかしながら、時として局所的に耐食性の劣化が生じる場合が見受けられた。

## 【0010】

そのため、本発明は上述した特許文献4の鋼材をさらに改良したものであり、局所的な耐食性の劣化防止を含めた耐食性の一層の向上を図ることを目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

50

## 【0011】

本発明者らは、上記目的を達成すべく、Al系めっき層を形成した鋼板の局所的な耐食性劣化の原因について検討を重ねた結果、めっき層中に、細長い針状あるいは板状のAl-Fe化合物の析出物が存在すると、この析出物が腐食の起点となることで、めっき層の腐食を引き起こすという知見を得た。

## 【0012】

そこで、このような腐食を阻止すべくさらなる研究を行ったところ、めっき層中に適量のMnを添加することで、Al-Mg<sub>2</sub>Si (Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織が形成され、この擬三元共晶組織中にFe系の化合物が微細に取り込まれる結果、耐食性が向上することを突き止めた。

10

## 【0013】

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

(1) 鋼材の表面に、Mg:6~10質量%、Si:3~7質量%、Fe:0.2~2質量%及びMn:0.02~2質量%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるめっき層を備え、該めっき層が、Al-Mg<sub>2</sub>Si (Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織を有し、該めっき層中の擬三元共晶組織の面積率が30%以上であることを特徴とするAl系めっき鋼材。

## 【0014】

(2) 前記めっき層において、モル比で、Mg/Siが1.7~2.3、Mn/Feが0.1~1.0、及び、Mg<sub>2</sub>Si/Alが1以下、を満足することを特徴とする上記(1)に記載のAl系めっき鋼材。

## 【0015】

(3) 被めっき処理鋼材を、Mg:6~10質量%、Si:3~7質量%、Fe:2質量%以下(ただし、0%を含む)及びMn:0.02~2質量%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなる組成で、浴温が(融点+20)~750のめっき浴中に、0.5秒以上浸漬した後、20/s以上の冷却速度で冷却することを特徴とするAl系めっき鋼材の製造方法。

20

## 【発明の効果】

## 【0016】

本発明によれば、従来の製品に比べてより耐食性に優れるAl系めっき鋼材及びその製造方法を提供することが可能となる。

## 【図面の簡単な説明】

## 【0017】

【図1】めっき層中のAl-Mg<sub>2</sub>Si (Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織を説明するための写真である。

30

【図2】めっき層中に析出したAl-Fe化合物を示した写真であり、(a)Al-Fe化合物を有するめっき層の状態、(b)は0.5モルのNaCl溶液中に3日間浸漬した後のめっき層の状態を示したものである。

【図3】めっき浴への浸漬後の冷却速度と、Al-Mg<sub>2</sub>Si (Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織の面積率及びAl-Fe化合物の面積率との関係を示したグラフである。

## 【発明を実施するための形態】

## 【0018】

以下、本発明を具体的に説明する。

40

本発明によるAl系めっき鋼材は、鋼材の表面に、Mg:6~10質量%、Si:3~7質量%、Fe:0.2~2質量%及びMn:0.02~2質量%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるめっき層を備え、該めっき層が、Al-Mg<sub>2</sub>Si (Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織を有し、該めっき層中の擬三元共晶組織の面積率が30%以上であることを特徴とする。

## 【0019】

図2は、Al系めっき層中に析出したAl-Fe化合物を示した写真である。

従来のAl系めっき鋼板については、図2(a)に示すように、めっき層中にAl-Fe化合物からなる細長い形状の針状又は板状析出物(以下、「針状Al-Fe化合物」という。)を有し、そのAl-Fe化合物が腐食の起点となることで、図2(b)に示すように、めっき層の腐食を引き起こすという問題があった。

50

これに対し、図1に示すように、Al系めっき層中に、Alと、 $Mg_2Si$ と、(Al Fe Si Mn)とから構成されるAl  $Mg_2Si$  (Al Fe Si Mn) 擬3元共晶組織を形成させた場合には、この擬3元共晶組織中にFe成分が微細に取り込まれ、腐食の起点となる針状Al Fe化合物の析出を阻止できるため、従来のAl系めっき鋼材に比べて優れた耐食性を実現できるのである。

#### 【0020】

上述した通り、Al  $Mg_2Si$  (Al Fe Si Mn) 擬3元共晶組織とは、Alと、 $Mg_2Si$ と、Al、Fe、Si及びMnからなる化合物との3種の成分からなる共晶組織のことを意味する。前記擬3元共晶組織の形状は、図1に示すように、前記針状Al Fe化合物に比べて、微細な形状になっており、平均粒径(長手方向)は $0.5 \sim 5 \mu m$ 程度である。前記擬3元共晶組織の具体的例としては、Al 7Mg 4Si 0.8Fe 0.1Mnや、Al 7.5Mg 4.3Si 1.2Fe 0.5Mn、Al 8Mg 4.6Si 1.2Fe 0.5Mn等が挙げられる。

10

また、前記針状Al Fe化合物とは、Al及びFeを含む化合物のことであり、例えば、AlFeSi、AlFeSi、AlFe、AlFe、AlFeSi等が挙げられる。なお、前記針状Al Fe化合物の針状形状とは、該化合物の組織を観察したときの長径と短径との比(アスペクト比)が5以上である形状のことをいう。

#### 【0021】

また、前記めっき層中におけるAl  $Mg_2Si$  (Al Fe Si Mn) 擬3元共晶組織の面積率は、30%以上とする必要がある。その理由としては、前記擬3元共晶組織の面積率が30%未満の場合、前記針状Al Fe化合物の析出を十分に低減することができず、所望の耐食性を得ることができないためである。さらなる耐食性の向上を図る観点からは、前記Al  $Mg_2Si$  (Al Fe Si Mn) 擬3元共晶組織の面積率は、35%以上であることが好ましく、40%以上であることがより好ましく、45%以上であることが特に好ましい。

20

ここで、前記Al  $Mg_2Si$  (Al Fe Si Mn) 擬3元共晶組織の面積率とは、前記めっき層の断面中に占める前記擬3元共晶組織の割合のことであり、例えば、前記めっき層の断面観察を行った任意の1視野において、前記擬3元共晶組織の面積を測定し、観察視野に対する割合(%)を算出することによって得ることができる。

#### 【0022】

前記擬3元共晶組織が前記めっき層中に形成される結果、前記針状Al Fe化合物の析出は低減されるが、前記針状Al Fe化合物が面積率で、2%以下であれば許容される。前記針状Al Fe化合物の面積率が2%以下であれば、腐食の起点が多くなり、十分な耐食性を得ることができる。また、前記針状Al Fe化合物の面積率は、1%以下であることが好ましく、0.5%以下であることがより好ましい。

30

#### 【0023】

また、前記めっき層は、図1に示すように、Al  $Mg_2Si$  擬2元系の共晶組織を含むこともできる。Al  $Mg_2Si$  擬2元系共晶組織を有することによって、腐食に対して活性な $Mg_2Si$ が微細で均一に分散した金属組織を得ることができる。また、擬2元および擬3元共晶組織のアノード分極による溶解は、ほぼ均一な溶解であり、めっき層の不均一な溶解あるいは局部腐食を防止できる。

#### 【0024】

前記めっき層中におけるAl  $Mg_2Si$  擬2元系共晶組織の面積率については、特に限定はされないが、Al Fe化合物の析出量を低減し、優れた耐食性を得る点から、0~40%の範囲であることが好ましく、10~25%の範囲であることがより好ましい。

40

#### 【0025】

また、前記めっき層中に塊状の $Mg_2Si$  擬2元系共晶組成を有する場合、塊状 $Mg_2Si$ の長径が $5 \mu m$ 未満であることが好ましい。塊状 $Mg_2Si$ の長径が $5 \mu m$ 未満であると、腐食に対して活性な $Mg_2Si$ が微細で均一に分散した金属組織を得ることができるからである。

#### 【0026】

なお、前記めっき層中の残りの組織としては、図1に示すように、主に初晶Alである。

50

## 【0027】

本発明によるAl系めっき鋼材のめっき層は、Mg：6～10質量%、Si：3～7質量%、Fe：0.2～2質量%及びMn：0.02～2質量%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなる。

## 【0028】

・Mg：6～10質量%

Mgは、めっき層の均一な溶解特性を維持し、犠牲防食特性を確保するために前記めっき層中に含有される元素である。その含有量については、6～10質量%とする必要がある。6質量%未満の場合、めっき層の均一な溶解特性が得られず、十分な犠牲防食性能が得られない。一方、10質量%を超えると、サイズの大きな塊状の $Mg_2Si$ あるいは $Al_3Mg_2$ を析出させ、耐食性の悪化を招くおそれがあるからである。

10

## 【0029】

・Si：3～7質量%

Siは、めっき層の均一な溶解特性を得るためにMgを $Mg_2Si$ の微細な共晶組織としてめっき層内に均一に分散させるために前記めっき層中に含有される元素である。その含有量については、3～7質量%とする必要がある。3質量%未満の場合、過剰なMgが $Al_3Mg_2$ としてめっき層内に析出してめっき層の局部的な溶解を加速し、一方、7質量%を超えると、サイズの大きな塊状の $Mg_2Si$ を析出させるおそれがあるからである。

## 【0030】

・Fe：0.2～2質量%

Feは、前記鋼材にめっき層を形成する際、鋼材から溶け出したFeがめっき浴中に混入する結果、めっき層中に含まれることとなる元素である。その含有量の上限については、めっき浴中のFeの飽和溶解量の関係から2質量%である。仮に2質量%を超える場合には、Feの含有量が多くなることから、前記針状Al-Fe化合物の析出量が多くなり、十分な耐食性を得ることができないおそれもある。一方、Feの下限值については0.2質量%であるが、0.2質量%未満の場合、前記Al-Fe化合物の析出に起因した腐食がほとんど発生せず、本発明による効果が発揮されにくいからである。

20

## 【0031】

・Mn：0.02～2質量%

Mnは、前記めっき層中に、Al- $Mg_2Si$  (Al-Fe-Si-Mn)の擬三元共晶組織を形成するために必要な元素である。前記めっき層中にMnを含有することで、Feが針状Al-Fe化合物に比べてより安定な(Al-Fe-Si-Mn)化合物となり、大きな冷却速度では微細な析出物となる結果、前記擬三元共晶組織が形成される。

30

前記Mnの含有量については、0.02～2質量%であり、0.1～2質量%であることが好ましい。前記Mnの含有量が0.02質量%未満の場合、前記Al- $Mg_2Si$  (Al-Fe-Si-Mn)の擬三元共晶組織を十分に形成することができず、一方、前記Mnの含有量が2質量%を超えると、別のMn含有化合物を形成するため、前記擬三元共晶組織が形成され難くなるからである。

## 【0032】

・不可避的不純物

前記めっき層中には、前記鋼材からの拡散や、前記Al合金原料中に含有した可避的不純物が含まれる。不可避的不純物の種類については、例えば、Cr、Cu、Mo、Ni、Ti、Zr等が挙げられる。前記不可避的不純物の総含有量については、特に限定はされないが、めっき層の耐食性と均一な溶解特性を維持するという観点から、1質量%以下であることが好ましい。また、上記例示した不可避的不純物の含有量については、それぞれ、Cr：100質量ppm以下、Cu：100質量ppm以下、Mo：100質量ppm以下、Ni：100質量ppm以下、Ti：100質量ppm以下、Zr：10質量ppm以下であることが好ましい。

40

## 【0033】

また、前記めっき層においては、モル比で、Mg/Siが1.7～2.3、Mn/Feが0.1～1.0、 $Mg_2Si/Al$ が1以下の範囲を満足することが好ましい。

## 【0034】

50

・ Mg / Si : 1.7 ~ 2.3

MgとSiは、上述したように、互いにAl Mg<sub>2</sub>Si擬2元系共晶組織の形成に必要な元素であり、MgとSiとの比(Mg / Si)が1.7~2.3の範囲であることが好ましい。Mg / Siが1.7以上であればMgの量が少なくなることがなく、一方、Mg / Siが2.3以下であればSiの量が少なくなることがなくなるため、この範囲ではAl Mg<sub>2</sub>Si擬2元系共晶組織が形成されるからである。

【0035】

・ Mn / Fe : 0.1 ~ 1.0

FeとMnは、上述したように、互いにAl Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)の擬3元共晶組織の形成に必要な元素であり、MnとFeとの比(Mn / Fe)が0.1~1.0の範囲であることが好ましい。Mn / Feが0.1以上であればMnの量が少なくなることがなく、一方、Mn / Feが1.0以下であればMnの量が多くなりすぎず、Mn含有化合物を形成しないため、この範囲では前記擬3元共晶組織が形成されるからである。

10

【0036】

・ Mg<sub>2</sub>Si / Al : 1以下

Mg<sub>2</sub>SiとAlとの比(Mg<sub>2</sub>Si / Al)が1以下であれば、Alに比べてのMg<sub>2</sub>Si量が多くなりすぎず、Al Mg<sub>2</sub>Si擬2元系共晶組織が十分に形成され、針状Al Fe化合物の析出量が多くなりすぎず、めっき層の均一な溶解が生じるからである。

【0037】

また、前記めっき層の付着量については、特に限定はされず、用途等に応じて適宜選択することができる。例えば、所望の耐食性を確実に得る点からは、前記めっき層の付着量は、25g / m<sup>2</sup>以上であることが好ましく、良好な加工性を確保する点から、前記付着量の上限は125 g / m<sup>2</sup>以下であることが好ましい。

20

【0038】

さらに、必要に応じて、前記めっき層上に、所定の化成皮膜を形成することも可能である。化成皮膜を形成することで、耐食性、密着性、耐疵付き性などのさらなる向上が望めるためである。前記化成皮膜の種類については特に限定はされないが、環境への負荷の点から、クロムを含まないことが好ましい。また、密着性と耐食性の点からシリカ微粒子を含有し、耐食性の点からリン酸及び／又はリン酸化合物を含有することが好ましい。前記シリカ微粒子は、湿式シリカ、乾式シリカのいずれを用いても構わないが、密着性向上効果の大きいシリカ微粒子、特に乾式シリカが含有されることが好ましい。前記リン酸及びリン酸化合物については、例えば、オルトリン酸、ピロリン酸、ポリリン酸及びこれらの金属塩や化合物等のうちから選ばれる1種以上を含有すれば良い。

30

さらにまた、前記めっき層又は前記化成皮膜上に、所定の塗膜を形成することも可能である。

【0039】

なお、前記めっき層を形成する鋼材の種類については、表面にめっき層を形成できる鋼材であれば特に限定はされず、例えば、鋼板、鋼管、条鋼等が挙げられる。

【0040】

(製造方法)

本発明によるAl系めっき鋼材の製造方法は、被めっき処理鋼材を、Mg : 6~10質量%、Si : 3~7質量%、Fe : 2質量%以下(ただし、0%を含む)及びMn : 0.02~2質量%を含有し、残部がAl及び不可避免的不純物からなる組成で、浴温が(融点+20 )~750 のめっき浴中に、0.5秒以上浸漬した後、20 / s以上の冷却速度で冷却することを特徴とする。

40

【0041】

上述の製造方法によって製造されたAl系めっき鋼材は、形成されためっき層において、腐食の起点となる針状Al Fe化合物の析出を低減できる結果、従来のAl系めっき鋼材に比べて、優れた耐食性を有する。

【0042】

・ 被めっき処理鋼材

50

本発明の製造方法に用いられる被めっき処理鋼材については、特に限定はしない。例えば、鋼板や、鋼管、条鋼などが挙げられる。

【0043】

前記被めっき処理鋼材を得る方法については特に限定はされない。

例えば、前記鋼板の場合、熱間圧延工程、酸洗工程、冷間圧延工程及び再結晶焼鈍工程によって製造する。

【0044】

前記熱間圧延工程については、スラブ加熱、粗圧延、及び、仕上げ圧延を経て巻き取る通常の方法で実施すれば良い。さらに加熱温度、仕上げ圧延温度等についても特に指定されるものではなく、通常の実施温度で実施できる。

10

【0045】

前記熱間圧延後に行われる酸洗工程についても、通常用いられる方法によって行えば良く、塩酸や硫酸等を用いた洗浄が挙げられる。

【0046】

前記酸洗後に行われる冷間圧延工程についても特に限定はされないが、例えば、30~90%の圧下率で行うことができる。前記圧下率が30%以上であれば機械特性が劣化することがなく、一方90%以下であれば圧延コストがアップしない。

【0047】

前記再結晶焼鈍工程については、例えば、連続式溶融めっき設備の焼鈍炉を用いて、脱脂等で清浄化処理した後、前段の加熱帯で鋼板の所定温度まで加熱する加熱処理を行い、後段の均熱帯で所定の熱処理を施すことができる。要求された機械特性を有する温度条件で処理することが好ましい。また、焼鈍炉内の雰囲気は、めっき処理前の鋼板の表層を活性化するため、Feに対して還元雰囲気で焼鈍を行う。なお、還元ガスの種類は特に限定しないが、既に一般的に使用されている還元性ガス雰囲気を用いることが好ましい。

20

【0048】

・めっき浴

本発明の製造方法に用いられるめっき浴は、Mg：6~10質量%、Si：3~7質量%、Fe：2質量%以下（ただし、0%を含む）及びMn：0.02~2質量%を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなる組成を有する。

【0049】

なお、前記めっき浴中の各組成成分の限定理由については、前記めっき層のFe含有量については、0%も含まれるが、これは鋼材が浸漬されていない新しいめっき浴の場合に相当する。

30

【0050】

前記めっき浴の浴温は、（融点+20）~750の範囲とする。前記浴温の下限を、融点+20としたのは、溶融めっき処理を行うためには、前記浴温を凝固点以上にすることが必要であり、融点+20とすることで、前記めっき浴の局所的な浴温低下により組成成分の局所的な凝固を防止するためである。一方、前記浴温の上限を750としたのは、750

を超えると、めっき層の急速冷却が難しくなり、めっき層と鋼板との間に形成するAl-Fe合金層の厚さが厚くなるからである。

40

【0051】

・浸入板温

また、前記めっき浴に浸入する前記めっき処理鋼材の温度（浸入板温）は、特に限定はしないが、連続式溶融めっき操業におけるめっき特性の確保や浴温度の変化を防ぐ点から、前記めっき浴の温度に対して±20以内に制御することが好ましい。

【0052】

・浸漬時間

前記被めっき処理鋼材のめっき浴中の浸漬時間については、0.5秒以上であることを要する。0.5秒未満の場合、前記被めっき処理鋼材の表面に十分なめっき層を形成できないおそれがある。前記浸漬時間の上限については特に限定はしないが、浸漬時間を長くする

50

とめっき層と鋼板との間に形成するAl-Fe合金層の厚さが厚くなる恐れがあり、5秒程度あれば前記めっき層の形成には十分であると考えられる。

【0053】

前記めっき浴中への浸漬条件については、特に限定はしない。例えば、軟鋼に対してめっき処理を行う場合は、150~230mpm程度のラインスピード、厚物に対してめっき処理を行う場合には、40mpm程度のラインスピードで行うことができ、浸漬長さについては、5~7m程度にすることができる。

【0054】

・冷却速度

本発明の製造方法では、この冷却速度が特に重要である。すなわち、被処理鋼材をめっき浴中へ浸漬させた後、20 /s以上の冷却速度で冷却する。20 /s以上の高速冷却によって、形成されためっき層中に所望の Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬3元共晶組織を形成することができ、めっき層と鋼板との間に形成するAl Fe合金層の厚さを薄くすることができるからである。

10

【0055】

図3に、前記被処理鋼材をめっき浴への浸漬した後の冷却速度( /s)と、 Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬3元共晶組織の面積率(%)及び針状Al Fe化合物の面積率(%)との関係について調べた結果を示す。図3からもわかるように、前記冷却速度が高いほど、前記擬3元共晶の面積率が大きくなり、針状Al Fe化合物の面積率が小さくなること  
20

20

【0056】

・その他

前記Alめっき処理の上述した以外の条件については、特に限定はされず、通常用いられる方法に従って行うことができる。

【実施例】

【0057】

次に、実施例および比較例により本発明の効果を説明するが、本実施例はあくまで本発明を説明する一例に過ぎず、本発明を限定するものではない。

30

【0058】

(サンプル1~7)

冷延鋼板を、還元ガス中において800 で30秒間焼鈍した後、板温700 で、680 に保持されためっき浴に5秒間浸漬させることにより、溶融めっきを行なった。溶融めっき後、冷却速度に調整することで(表1)めっき層組織の制御を行い、Al系めっき鋼板を製造した。得られたAl系めっき鋼板の、片面当たりのめっき付着量、めっき層組成、めっき層組織については表1に示す。

【0059】

なお、得られためっき鋼板は、重量法でめっき付着量を計測し、並びに化学分析で組成を分析するとともに、500倍および2000倍の走査型電子顕微鏡観察によって、 Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬3元共晶組織、Al Mg<sub>2</sub>Si擬2元系共晶組織、 Al及び針状Al Fe化合物の観察を行い、それらの面積率を算出した。得られた Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬3元共晶組織、Al Mg<sub>2</sub>Si擬2元系共晶組織、 Al及び針状Al Fe化合物の面積率については表1に示す。

40

【0060】

【 表 1 】

表1

サンプル No.	組成(質量%)				モル比			めっき層				めっき処理 めっき浴浸漬後の 冷却速度(°Cs <sup>-1</sup> )	備考	
	Mg	Si	Fe	Mn	Mg/Si	Mn/Fe	Mg <sub>2</sub> Si/Al	擬3元共晶組織 の面積率(%)	擬2元共晶組織 の面積率(%)	αAlの面積率 (%)	針状Al-Fe化合物 の面積率(%)			付着量 (g/m <sup>2</sup> )
1	7	4	0.8	0.1	2.0	0.13	0.088	32.1	35.2	32.2	0.5	40	25	発明例
2	7	4	1.2	0.3	2.0	0.25	0.089	47.0	20.5	32.5	0	30	30	発明例
3	7	4	1.2	0.4	2.0	0.34	0.089	46.3	14.9	38.8	0	43	25	発明例
4	7	4	1.5	0.9	2.0	0.61	0.090	46.4	13.8	39.8	0	32	30	発明例
5	7	4	0.8	0	2.0	0	0.088	1.0	49.3	43.4	6.3	58	15	比較例
6	7	4	0.3	0	2.0	0	0.088	2.5	48.3	45.0	4.2	40	17	比較例
7	8.2	5	0.3	0	1.9	0	0.105	1.0	92.4	2.0	4.6	55	20	比較例

【 0 0 6 1 】

( 特 許 )

10

20

30

40

50

得られた各サンプルについて、以下の評価を行った。

【0062】

(1) 耐食性

各サンプルのめっき鋼板を、0.5kmol/m<sup>3</sup>のNaCl 水溶液に浸漬し、3日及び7日経過後のめっき表面について、目視及び光学顕微鏡により観察を行った。

観察した7日経過後のめっき表面について、以下の基準に従って評価を行った。評価結果を表2に示す。

○：めっき層の溶解、腐食生成物の付着がない。

○：めっき層の一部が溶解し、腐食生成物に覆われている。

×：めっき層の全体が溶解し、全面に赤錆が付着している。

10

【0063】

(2) 犠牲防食性

各サンプルのめっき層に、下地鋼板が露出する幅1mmのX字状の傷をつけた後、サンプルを0.5kmol/m<sup>3</sup>のNaCl水溶液に3日間浸漬させた。その後、傷部の鋼板の腐食状況を目視及び光学顕微鏡によって観察した。

また、各サンプルのめっき鋼板について、めっき鋼板と素地と同一材質の鋼板を電氣的に短絡又は無抵抗電流計によって接続した状態で、0.5 kmol/m<sup>3</sup>のNaCl水溶液に3日間及び7日間浸漬した後、鋼板表面の腐食状況を目視及び光学顕微鏡により観察した。なお、めっき鋼板と素地と同一材質の鋼板の表面積比は10：1とした。

観察の結果について、以下の基準に従って評価を行った。評価結果を表2に示す。

20

○：傷部の下地鋼表面及び7日間浸漬後の接続した鋼板表面に腐食がなく、金属光沢を保っている。

○：傷部の下地鋼表面及び7日間浸漬後の接続した鋼板表面に赤錆の発生は見られないが、傷部の下地鋼表面あるいは7日間浸漬後の接続した鋼板表面が変色している。

×：傷部の下地鋼表面あるいは7日間浸漬後の接続した鋼板表面が赤錆で覆われている。

【0064】

(3) 局部腐食性

各サンプルのめっき鋼板を、0.5モル/LのNaCl 水溶液に浸漬し、3日及び7日経過後のめっき表面について、目視及び光学顕微鏡により、めっき層の局所的な溶解の有無を確認した。以下の基準について7日経過後のめっき表面の評価を行った。評価結果を表2に示す。

30

○：めっき層表面に局所的な溶解が起っていない。

×：めっき層表面に局所的な溶解がみられる。

【0065】

【表2】

表2

サンプル No.	評価			備考
	耐食性	犠牲防食性	局部腐食性	
1	○	○	○	発明例
2	○	○	○	発明例
3	○	○	○	発明例
4	○	○	○	発明例
5	○	○	×	比較例
6	○	○	×	比較例
7	○	○	×	比較例

40

【0066】

表2から、発明例のサンプル1～4については、比較例のサンプル5～6に比べて、局部腐食性の面で特に優れることがわかった。これは、発明例のサンプルについては、めっき層中に Al Mg<sub>2</sub>Si (Al Fe Si Mn)擬3元共晶組織を多く形成していることから、

50

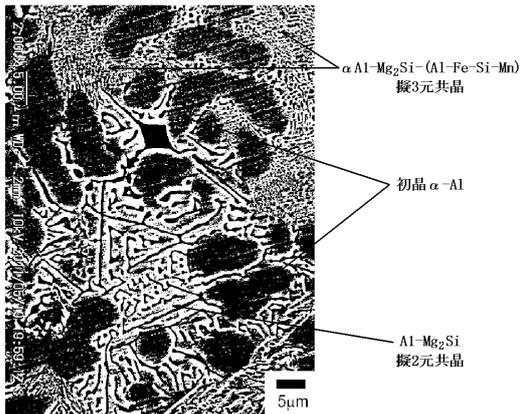
針状Al-Fe化合物を起点とする腐食の進行が抑制されたためであると考えられる。一方、比較例のサンプルは、針状Al-Fe化合物が腐食の起点となるため、局部腐食が発生しやすくなったと考えられる。

【産業上の利用可能性】

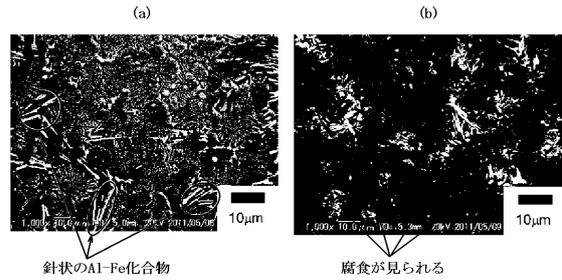
【0067】

本発明によれば、Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Al-Fe-Si-Mn)擬三元共晶組織を有するめっき層を形成することで、従来の製品に比べて特に局所的な耐食性に優れるAl系めっき鋼材及びその製造方法を提供することが可能となる。

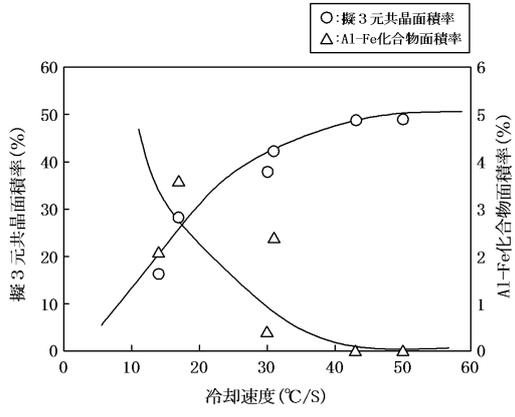
【図1】



【図2】



【 図 3 】



## フロントページの続き

- (72)発明者 丸山 俊夫  
東京都目黒区大岡山 2 - 1 2 - 1 国立大学法人東京工業大学内
- (72)発明者 里 達雄  
東京都目黒区大岡山 2 - 1 2 - 1 国立大学法人東京工業大学内
- (72)発明者 竹山 雅夫  
東京都目黒区大岡山 2 - 1 2 - 1 国立大学法人東京工業大学内
- (72)発明者 吉田 昌浩  
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 藤田 栄  
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 幸子  
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 安藤 聡  
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 中丸 裕樹  
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 祢屋 健太郎

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

- (58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)  
C 2 3 C 2 / 1 2  
C 2 2 C 2 1 / 0 6