

明 細 書

発明の名称： 溶融めっき鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、溶融めっき鋼材に関する。

背景技術

[0002] Al及びMgを含有する溶融Znめっき層が表面に形成された鋼材（溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材）は優れた耐食性を有する。そのため、例えば建材などの耐食性を求められる構造部材の材料として、溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材は幅広く用いられている。

[0003] 例えば特許文献1には、鋼材と、鋼材の表面に配されたZn-Al-Mg合金層を含むめっき層と、を有するめっき鋼材であって、めっき層が所定の化学組成を有し、Zn-Al-Mg合金層の表面を層厚の1/2まで研磨した後、走査型電子顕微鏡により倍率100倍で観察したときに得られる、Zn-Al-Mg合金層の反射電子像において、Al晶が存在し、前記Al晶の累計周囲長さの平均値が88～195mm/mm²であるめっき鋼材が開示されている。

[0004] 特許文献2には、鋼板と、前記鋼板の表面の少なくとも一部に形成されためっき層とを有し、前記めっき層の化学組成が、質量%で、Al：5.00%超、35.00%以下、Mg：3.00～15.00%、Si：0～2.00%、Ca：0～2.00%、を含有し、残部がZn及び不純物からなり、前記めっき層は、厚さ方向断面において、(Al-Zn)相とMgZn₂相とが層状に並んだラメラ組織の面積率が10～90%であり、前記ラメラ組織のラメラ間隔が、2.5μm以下であり、(Al-Zn)デンドライトの面積率が35%以下であるめっき鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：国際公開WO2019/221193号

特許文献2：国際公開WO 2020 / 213686号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 近年、溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材には、流水耐食性も求められている。流水耐食性とは、流水に晒された状態での耐食性である。流水環境中では、溶融めっき層の表面に付着した腐食生成物が流されてしまい、この腐食生成物が奏する防錆効果が損なわれる。そのため、鋼材の流水耐食性は、通常の耐食性とは異なる手段によって評価される。例えば常に雨水及び工業用水などが流れる用水路の壁面の材料として用いられる材料には、高い流水耐食性が求められる。

[0007] 先行技術において、流水耐食性についてはほとんど検討されていない。例えば特許文献1では、平面部耐食性がJASO M609-91に準拠して評価されており、この評価において腐食溶液は流れが無い状態とされていた。従って特許文献1では流水耐食性についての検討や評価はされていない。特許文献2でも、塗装後耐食性を非流水環境で評価しており、流水耐食性についての検討や評価はされていない。

さらに本発明者らが検討したところ、特許文献1及び2に開示されたような、通常の耐食性が高い溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材であっても、その流水耐食性は十分とは言えないことがわかった。例えば特許文献1においては、めっき凝固開始温度からめっき凝固開始温度-30℃までの温度域を、平均冷却速度12℃/s以下で冷却することとされている。このような冷却条件によって得られた溶融めっきにおいては、後述するように、 α 相とMgZn₂相との間の界面が流水環境下で腐食しやすいことを、本発明者らは知見した。また、特許文献2においては、制御冷却停止後のめっき原板を、平均冷却速度が5℃/秒以下となるように、335℃以下まで冷却することとされているが、335℃以下の温度域において、めっき層の組織制御を目的とした冷却制御は実施されていない。このような冷却条件によって得られた溶融めっきにおいては、 α 相から η 相が晶出し、 α 相と η 相の界面や、 α 相

とMgZn₂相との間の界面で腐食が生じやすく、流水耐食性が損なわれることを本発明者らは知見した。

[0008] また、溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材の耐食性向上には、めっきに高濃度のMgを添加することが有効であるが、このような高濃度Mgをめっきに添加した場合、パウダリングが生じやすいという問題もある。パウダリングとは、溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材のプレス形成加工時に、溶融めっき層が剥離して粉末状になる現象のことである。溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼材を種々の構造部品の材料として用いるためには、耐パウダリング性も求められる。

[0009] 以上の事情に鑑みて、本発明は、耐パウダリング性及び流水耐食性に優れた溶融めっき鋼材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

[0010] 本発明の要旨は以下の通りである。

[0011] (1) 本発明の一態様に係る溶融めっき鋼材は、素地鋼材と、前記素地鋼材の表面に配された溶融めっき層と、を備え、前記溶融めっき層の化学組成が、質量%で、Al:10.00~30.00%、Mg:3.00~12.00%、Sn:0~2.00%、Si:0~2.50%、Ca:0~3.00%、Ni:0%以上0.25%未満、Cr:0%以上0.25%未満、Ti:0%以上0.25%未満、Co:0%以上0.25%未満、V:0%以上0.25%未満、Nb:0%以上0.25%未満、Cu:0%以上0.25%未満、Mn:0%以上0.25%未満、Bi:0%以上5.000%未満、In:0%以上2.00%未満、Y:0~0.50%、La:0%以上0.50%未満、Ce:0%以上0.50%未満、Fe:0~5.00%、Sr:0%以上0.50%未満、Sb:0%以上0.50%未満、Pb:0%以上0.50%未満、及びB:0%以上0.50%未満を含有し、残部がZn及び不純物からなり、前記溶融めっき層の金属組織が、粒径0.5~2μmのα相を、5~45面積%含有し、前記溶融めっき層の前記金属組織が、MgZn₂相を、15~70面積%含有し、粒径0.5~2μmの前記α相の

うち、隣接する前記 MgZn_2 相に対して $(111)_\alpha // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する α 相の面積率が、25～100%である。

(2) 上記(1)に記載の溶融めっき鋼材では、粒径0.5～2 μm の前記 α 相のうち、隣接する前記 MgZn_2 相に対して $(111)_\alpha // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する前記 α 相の前記面積率が、60～100%であってもよい。

(3) 上記(1)又は(2)に記載の溶融めっき鋼材では、前記溶融めっき層の前記化学組成において、質量%で、 Mg : 5.00～8.00%、 Sn : 0.05～2.00%であってもよい。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、耐パウダリング性及び流水耐食性に優れた溶融めっき鋼材を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]本発明の一態様に係る溶融めっき鋼材の断面図である。

[図2]デンドライト形状を有する α 相の模式図である。

[図3]本発明の一態様に係る溶融めっき鋼材の製造における、冷却条件の概要図である。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明者らは、溶融めっき鋼材の流水耐食性を高める手段について検討を重ねた。そして本発明者らは、溶融めっき層の表面における α 相と MgZn_2 相との間の結晶方位関係に着目した。

[0015] $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金から構成される溶融めっき層は、 α 相と、 MgZn_2 相とを含む。 α 相とは、その化学成分が主に Al 及び Zn から構成される面心立方格子の結晶構造を有する固溶体である。めっき層中に Al と Zn 以外の元素として Mg 、 Ni 、 Fe 、 Sn 等が添加されている場合、 α 相中にはこれらの元素がそれぞれ0.5%以下含有される場合がある。 α 相は Al を主体とするため不動態化が可能であり、めっき層の平面部耐食性を向上させる効果がある。さらに、 α 相はその結晶構造に起因して塑性変形能にも富

むため、耐パウダリング性を向上させる効果も有する。Mg Zn₂相は、その化学成分が主にMg及びZnから構成される金属間化合物相である。Mg Zn₂相は、腐食環境中において電位的に卑であることから地鉄に対し犠牲防食性を有し、MgによるZn系腐食性生物の絶縁皮膜化により溶融めっき層の平面部耐食性及び犠牲防食性を向上させる。

[0016] 本発明者らは、これら α 相とMg Zn₂相との界面で、腐食が生じやすいことを見出した。 α 相の自然電位は、Mg Zn₂相の自然電位よりも高い。従って、 α 相とMg Zn₂相との界面では、異種金属接触腐食が生じる。

[0017] 従来の非流水環境における平面部耐食性の評価において、 α 相とMg Zn₂相との界面の腐食は問題視されなかった。この理由は、非流水環境では、 α 相とMg Zn₂相との界面に生じた腐食生成物が、溶融めっき層の表面に付着して防錆効果を発揮するからだと考えられる。しかしながら、腐食生成物が溶融めっき層の表面から流される流水環境では、腐食生成物による防錆効果が得られない。従って、 α 相とMg Zn₂相との界面に生じる腐食は、流水耐食性を損なうと考えられる。

[0018] そして本発明者らは、 α 相とMg Zn₂相との間の結晶方位関係を特定の範囲内とすることで、 α 相とMg Zn₂相との界面の耐食性を高められることを知見した。そして本発明者らは、従来から着目されてきた平面部耐食性に加えて、 α 相とMg Zn₂相との界面の耐食性を高めることにより、溶融めっき鋼材の流水耐食性を高められることを知見した。

[0019] 以上の知見に基づいて得られた、本発明の一態様に係る溶融めっき鋼材、及びその製造方法について、以下に詳細に説明する。以下、化学組成の各元素の含有量の「%」表示は、「質量%」を意味する。化学組成の元素の含有量は、元素濃度（例えば、Zn濃度、Mg濃度等）と表記することがある。

「平面部耐食性」とは、溶融めっき層（具体的にはZn-Al-Mg合金層）自体の腐食し難い性質を示す。「犠牲防食性」とは、素地鋼材むき出し部（例えばめっき鋼材の切断端面部、加工時の溶融めっき層割れ部、および溶融めっき層の剥離により、素地鋼材が露出する箇所）での素地鋼材の腐食を

抑制する性質を示す。「流水耐食性」とはめっき鋼材の表面の腐食生成物が流される程度の流水環境における、溶融めっき層自体の腐食し難い性質を示す。「溶融めっき層」とは、いわゆる溶融亜鉛めっき処理によって製造されためっき皮膜を意味する。

[0020] 本実施形態に係る溶融めっき鋼材 1 は、素地鋼材 11 を有する。素地鋼材の形状には、特に制限はない、素地鋼材の一例は鋼板である。また、素地鋼材は例えば、鋼管、土木建築材（柵渠、コルゲートパイプ、排水溝蓋、飛砂防止板、ボルト、金網、ガードレール、止水壁等）、家電部材（エアコンの室外機の筐体等）、自動車部品（足回り部材等）などの、成形加工された素地鋼材であってもよい。成形加工は、例えば、プレス加工、ロールフォーミング、曲げ加工などの種々の塑性加工手法である。

[0021] 素地鋼材の材質には、特に制限はない。素地鋼材は、例えば、一般鋼、プレめっき鋼、A1キルド鋼、極低炭素鋼、高炭素鋼、各種高張力鋼、一部の高合金鋼（Ni、Cr等の強化元素含有鋼等）などの各種の素地鋼材とすることができる。素地鋼材を、JIS G 3302:2010に記載されている熱延鋼板、熱延鋼帯、冷延鋼板、及び冷延鋼帯などとしてもよい。素地鋼材の製造方法（熱間圧延方法、酸洗方法、冷延方法等）、及びその具体的な製造条件等についても、特に制限されない。

[0022] 素地鋼材は、プレめっきされたプレめっき鋼材でもよい。プレめっき鋼材は、例えば、電解処理または置換めっきによって得られる。電解処理は、種々のプレめっき成分の金属イオンを含む硫酸浴又は塩化物浴に、素地鋼材を浸漬して電解処理することにより実施される。置換めっきは、種々のプレめっき成分の金属イオンを含み、硫酸でpH調整した水溶液に、素地鋼材を浸漬して、金属を置換析出させることにより実施される。プレめっき鋼材の例は、Niプレめっき鋼材である。

[0023] 本実施形態に係る溶融めっき鋼材 1 は、素地鋼材の表面に配された溶融めっき層 12 を有する。本実施形態に係る溶融めっき鋼材の溶融めっき層は、後述する化学組成に起因して、主にZn-A1-Mg合金層から構成される

。また、本実施形態に係る溶融めっき鋼材の溶融めっき層は、素地鋼材と $Zn-Al-Mg$ 合金層との間に $Al-Fe$ 合金層を含んでもよい。つまり、溶融めっき層は、 $Zn-Al-Mg$ 合金層の単層構造であってもよく、 $Zn-Al-Mg$ 合金層と $Al-Fe$ 合金層とを含む積層構造であってもよい。

[0024] 本実施形態に係る溶融めっき層の化学組成は、 Zn と、その他の合金元素とから構成される。溶融めっき層の化学組成について、以下に詳細に説明する。なお、濃度の下限値が0%であると説明される元素は、本実施形態に係る溶融めっき鋼材の課題を解決するために必須ではないが、特性の向上などを目的として溶融めっき層に含まれることが許容される任意元素である。

[0025] $<Al : 10.00 \sim 30.00\%>$

Al は、 Zn との固溶体である α 相を形成し、平面部耐食性、犠牲防食性及び流水耐食性、並びに加工性の向上に寄与する。従って、 Al 濃度は10.00%以上とする。 Al 濃度を11.00%以上、12.00%以上、又は15.00%以上としてもよい。

一方、 Al が過剰である場合、 α が $MgZn_2$ に先んじて晶出する。そして、 α は、 $MgZn_2$ 相と結晶方位関係を満たさないまま成長する。その結果として、 $\alpha/MgZn_2$ 結晶方位関係を満たす組織が十分な量で形成しないため、流水耐食性が劣化する。よって、 Al 濃度は30.00%以下とする。 Al 濃度を28.00%以下、25.00%以下、又は20.00%以下としてもよい。

[0026] $<Mg : 3.00 \sim 12.00\%>$

Mg は、平面部耐食性、犠牲防食性及び流水耐食性を確保するために必須の元素である。従って、 Mg 濃度は、3.00%以上とする。 Mg 濃度を4.00%以上、5.00%以上、又は6.00%以上としてもよい。

一方、 Mg 濃度が過剰であると、加工性、特にパウダリング性が劣化する。よって、 Mg 濃度は12.00%以下とする。 Mg 濃度を11.00%以下、10.00%以下、8.00%以下、8.00%未満、又は6.00%以下としてもよい。

[0027] <S n : 0 ~ 2. 0 0 %>

S n濃度は0%であってもよい。一方、S nは、M gと金属間化合物を形成し、溶融めっき層の犠牲防食性を向上させる元素である。従って、S n濃度を0. 0 5 %以上、0. 1 0 %以上、0. 2 0 %以上、又は0. 5 0 %以上としてもよい。

ただし、S n濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、S n濃度は2. 0 0 %以下とする。S n濃度を1. 8 0 %以下、1. 5 0 %以下、又は1. 2 0 %以下としてもよい。

[0028] <S i : 0 % ~ 2. 5 0 %>

S i濃度は0%であってもよい。一方、S iは、平面耐食性及び流水耐食性の向上に寄与する。従って、S i濃度を0. 0 5 %以上、0. 1 0 %以上、0. 2 0 %以上、又は0. 5 0 %以上としてもよい。

一方、S i濃度が過剰であると、平面部耐食性、犠牲防食性および加工性が劣化する。従って、S i濃度は2. 5 0 %以下とする。S i濃度を2. 4 0 %以下、1. 8 0 %以下、又は1. 2 0 %以下としてもよい。

[0029] <C a : 0 % ~ 3. 0 0 %>

C a濃度は0%であってもよい。一方、C aは、平面部耐食性、及び流水耐食性を付与するのに最適なM g溶出量を調整することができる元素である。従って、C a濃度は0. 0 5 %以上、0. 1 %以上、又は0. 5 %以上であってもよい。

一方、C a濃度が過剰であると、平面部耐食性、流水耐食性、及び加工性が劣化する。従って、C a濃度は3. 0 0 %以下とする。C a濃度を2. 4 0 %以下、1. 8 0 %以下、又は1. 2 0 %以下としてもよい。

[0030] <N i、C r、T i、C o、V、N b、C uおよびM n : それぞれ0 %以上 0. 2 5 %未満>

N i、C r、T i、C o、V、N b、C uおよびM nの濃度は0%でもよい。一方、これらは犠牲防食性の向上に寄与する。従って、N i、C r、T i、C o、V、N b、C uおよびM nそれぞれの濃度を0. 0 5 %以上、0

． 08%以上、又は0.1%以上としてもよい。

一方、Ni、Cr、Ti、Co、V、Nb、CuおよびMnの濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、Ni、Cr、Ti、Co、V、Nb、CuおよびMnそれぞれの濃度は、0.25%未満とする。Ni、Cr、Ti、Co、V、Nb、CuおよびMnそれぞれの濃度を0.22%以下、0.20%以下、又は0.15%以下としてもよい。

[0031] <Bi : 0%以上5.000%未満>

Biの濃度は0%でもよい。一方、Biは犠牲防食性の向上に寄与する。従って、Bi濃度を0.100%以上、1.000%以上、又は3.000%以上としてもよい。

一方、Bi濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、Bi濃度は5.000%未満とする。Bi濃度を4.800%以下、4.500%以下、又は4.000%以下としてもよい。

[0032] <In : 0%以上2.00%未満>

Inの濃度は0%でもよい。一方、Inは、犠牲防食性の向上に寄与する。従って、In濃度は0.10%以上、0.50%以上、又は1.00%以上であってもよい。

一方、In濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、In濃度は2.00%未満とする。In濃度を1.80%以下、1.50%以下、又は1.00%以下としてもよい。

[0033] <Y : 0%~0.50%>

Yの濃度は0%でもよい。一方、Yは、犠牲防食性の向上に寄与する。従って、Y濃度は0.10%以上、0.15%以上、又は0.20%以上としてもよい。

一方、Y濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、Y濃度は0.50%以下とする。Y濃度は0.30%以下、0.25%以下、又は0.22%以下であってもよい。

[0034] <LaおよびCe : それぞれ0%以上0.50%未満>

L a および C e それぞれの濃度は 0 % でもよい。一方、L a および C e は、犠牲防食性の向上に寄与する。従って、L a 濃度および C e 濃度それぞれを 0. 1 0 % 以上、0. 1 5 % 以上、又は 0. 2 0 % 以上としてもよい。

一方、L a 濃度および C e 濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、L a 濃度および C e 濃度それぞれを、0. 5 0 % 未満とする。L a 濃度および C e 濃度それぞれを 0. 4 0 % 以下、0. 3 0 % 以下、又は 0. 2 5 % 以下としてもよい。

[0035] <F e : 0 % ~ 5. 0 0 % >

F e の濃度は 0 % でもよい。一方、F e が溶融めっき層に含有されてもよい。F e 濃度が 5. 0 0 % 以下であれば、溶融めっき層の性能に悪影響がないことが確認されている。F e 濃度を例えば 0. 0 5 % 以上、0. 1 0 % 以上、0. 5 0 % 以上、又は 1. 0 0 % 以上としてもよい。F e 濃度を例えば 4. 0 0 % 以下、3. 5 0 % 以下、又は 3. 0 0 % 以下としてもよい。F e は、母材鋼板から混入する場合があるため、F e 濃度は 0. 0 5 % 以上でもよい。

[0036] <S r、S b、P b および B : それぞれ 0 % 以上 0. 5 0 % 未満 >

S r、S b、P b および B それぞれの濃度は 0 % でもよい。一方、S r、S b、P b および B は、犠牲防食性の向上に寄与する。従って、S r、S b、P b および B それぞれの濃度を 0. 0 5 % 以上、0. 1 0 % 以上、又は 0. 1 5 % 以上としてもよい。

一方、S r、S b、P b および B の濃度が過剰であると、平面耐食性及び流水耐食性が劣化する。従って、S r、S b、P b および B それぞれの濃度は 0. 5 0 % 未満とする。S r、S b、P b および B それぞれの濃度を 0. 4 0 % 以下、0. 3 0 % 以下、又は 0. 2 5 % 以下としてもよい。

[0037] <残部 : Z n 及び不純物 >

本実施形態に係る溶融めっき層の成分の残部は、Z n 及び不純物である。Z n は、平面部耐食性及び犠牲防食性を溶融めっき層にもたらす元素である。不純物は、原材料に含まれる成分、または、製造の工程で混入する成分で

あって、意図的に含有させたものではない成分を指す。例えば、溶融めっき層には、素地鋼材とめっき浴との相互の原子拡散によって、不純物として、Fe以外の成分も微量混入することがある。

[0038] 溶融めっき層の化学成分は、次の方法により測定する。まず、素地鋼材の腐食を抑制するインヒビターを含有した酸を用いて、溶融めっき層を剥離溶解した酸液を得る。次に、得られた酸液をICP分析する。これにより、溶融めっき層の化学組成を得ることができる。酸種は、溶融めっき層を溶解できる酸であれば、特に制限はない。なお、上述の手段により測定される化学組成は、溶融めっき層全体の平均化学組成である。

[0039] 次に、溶融めっき層の金属組織について説明する。

[0040] < α 相>

溶融めっき層12の金属組織は、粒径0.5～2 μm の α 相を、5～45面積%含有する。この面積率は、溶融めっき層12を構成する全ての相に対する、粒径0.5～2 μm の α 相の面積率である。

[0041] 粒径0.5～2 μm の α 相は、溶融めっき層の平面部耐食性及び耐パウダリング性を向上させる。しかし、粒径0.5～2 μm の α 相の量が5面積%未満である場合、これら効果が得られない。従って、粒径0.5～2 μm の α 相の量を5面積%以上とする。粒径0.5～2 μm の α 相の量を6面積%以上、8面積%以上、又は10面積%以上としてもよい。

一方、粒径0.5～2 μm の α 相の量が45面積%超である場合、 α 相の量がMgZn₂相に対し過剰となる。そのため、 α 相がMgZn₂相と隣接しない状態のまま成長し、結果として、 α 相とMgZn₂相との界面で結晶方位関係を形成することが困難となり、流水耐食性が低下する。従って、粒径0.5～2 μm の α 相の量は45面積%以下とする。粒径0.5～2 μm の α 相の量を42面積%以下、40面積%以下、又は35面積%以下としてもよい。

[0042] 粒径0.5 μm 未満の α 相、及び粒径2 μm 超の α 相の面積率は、粒径0.5～2 μm の α 相の面積率が上述の範囲内である限り、特に限定されない。

。溶融めっき層の組織を評価する際に、粒径 $0.5\mu\text{m}$ 未満の α 相、及び粒径 $2\mu\text{m}$ 超の α 相の面積率は無視される。

[0043] <MgZn₂相>

MgZn₂相は、溶融めっき層12の平面耐食性、流水耐食性及び耐パウダリング性を向上させる。しかし、MgZn₂相の量が15面積%未満である場合、これら効果が得られない。従って、MgZn₂相の量を15面積%以上とする。MgZn₂相の量を18面積%以上、20面積%以上、又は25面積%以上としてもよい。

一方、MgZn₂相の量が70面積%超である場合、溶融めっき鋼材の耐パウダリング性が損なわれる。MgZn₂相は脆いからである。従って、MgZn₂相の量は70面積%以下とする。MgZn₂相の量を65面積%以下、60面積%以下、又は50面積%以下としてもよい。

[0044] 溶融めっき層12が、 α 相及びMgZn₂相以外の相を含んでもよい。例えば、上述の化学組成の溶融めっき層には、Mg₂Sn相、 $\alpha/\eta/\text{MgZn}_2$ 三元共晶組織、 $\eta\text{-Zn}$ 相、及びAl-Ca-Si相などが含まれうる。 α 相及びMgZn₂相の含有量が上述の範囲内であれば、流水耐食性及び耐パウダリング性を確保可能であるので、 α 相及びMgZn₂相以外の相の構成は特に限定されない。

[0045] < α 相とMgZn₂相との界面>

α 相の自然電位は、MgZn₂相の自然電位よりも高い。従って、 α 相とMgZn₂相との界面では、異種金属接触腐食が生じる。これは、粒径 $0.5\sim 2\mu\text{m}$ の α 相の量が5面積%以上である場合に、特に顕著となる。なぜなら、粒径 $2\mu\text{m}$ 以下の微細な α 相の量が増えると、流水環境に露出する α 相の界面の長さが増大するからである。溶融めっき鋼材の流水耐食性を向上させるためには、 α 相とMgZn₂相との界面の耐食性を増大させる必要がある。

[0046] 以上の理由により、本実施形態に係る溶融めっき鋼材の溶融めっき層では、粒径 $0.5\sim 2\mu\text{m}$ の α 相のうち、隣接するMgZn₂相に対して(111) $_{\alpha}/(0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する α 相の面積率が、25~100

%とされる。換言すると、本実施形態に係る溶融めっき鋼材の溶融めっき層では、下記式が満たされる。

$$0.25 \leq A2 / A1 \leq 1.00$$

A1：溶融めっき層の断面で測定される、粒径0.5～2 μmのα相の面積

A2：溶融めっき層の断面で測定される、粒径0.5～2 μmであって且つ隣接するMgZn₂相に対して(111)_α//(0001)_{MgZn₂}方位関係を有するα相の面積

ここで、「隣接するMgZn₂相に対して(111)_α//(0001)_{MgZn₂}方位関係を有するα相」とは、MgZn₂相と隣接しており、且つ、α相の(111)面と、隣接するMgZn₂相の(0001)面とが平行であるα相のことである。

[0047] α相と、これに隣接するMgZn₂相との間で(111)_α//(0001)_{MgZn₂}方位関係がある場合、これらの相の界面は化学的に安定し、高い耐食性を有する。従って、(111)_α//(0001)_{MgZn₂}方位関係を有するα相の量を増やすことにより、相界面での腐食を抑制し、流水耐食性を高めることができる。以上の理由により、A2/A1は0.25以上とされる。A2/A1を0.35以上、0.50以上、又は0.60以上としてもよい。A2/A1は高いほど好ましいので、A2/A1は1.00でもよい。一方、A2/A1が0.95以下、0.90以下、又は0.85以下であってもよい。

[0048] 粒径0.5～2 μmのα相の面積率の測定方法は以下の通りである。30 mm×30 mmに切断したサンプルのめっき層の表面を、機械研磨により平坦に調整する。次に、コロイダル研磨により、めっき層の表面に化学研磨を施し、この表面が鏡面状態になるまで研磨する。研磨後のめっき層の表面をSEM観察する。具体的には、倍率5000倍で、SEM-EDSを用いて元素分布像を撮影する。この元素分布像において、AlとZnとが共存する相をα相と特定する。α相を特定した後、視野中に含有されるα相の内、粒

径が $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ のものを選定する。その後、粒径が $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相の面積率を、画像解析ソフトを用いた二値化により算出する。なお、粒形状を有する α 相に関して、 α 相の粒径とは円相当径のことである。また、デンドライト成長した α 相に関して、 α 相の粒径とはデンドライトの短径のことである。デンドライトの短径とは、図2に示されるように、デンドライトの長径方向と直交する方向で測定されるデンドライト幅の最大値である。

[0049] MgZn_2 相の面積率の測定方法は以下の通りである。 $30\text{mm} \times 30\text{mm}$ に切断したサンプルのめっき層の表面を、機械研磨により平坦に調整する。次に、コロイダル研磨により、めっき層の表面に化学研磨を施し、この表面が鏡面状態になるまで研磨する。研磨後のめっき層の表面をSEM観察する。具体的には、倍率5000倍で、SEM-EDSを用いて元素分布像を撮影する。この元素分布像において、MgとZnとが共存する相を MgZn_2 相と特定する。 MgZn_2 相を特定した後、視野中に含有される MgZn_2 相の面積率を、画像解析ソフトを用いた二値化により算出する。

[0050] 粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相のうち、隣接する MgZn_2 相に対して $(111)_\alpha // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する α 相の面積率の測定方法は以下の通りである。

まず、めっき層の表面を鏡面研磨し、必要に応じて化学研磨する。次に、倍率5000倍で、研磨された面をSEMで観察する。そして、粒径が $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相が面積率で5%以上視認できる視野を、5箇所選定する。これらの視野に対して、EBSDを用いた結晶方位分析を実施する。そして、 α 相の (111) 極点図、及び MgZn_2 相の (0001) 極点図を得る。これら極点図を対比し、 α 相及び MgZn_2 相の方位が一致する結晶方位を選択する。

以上の手順により、結晶方位極点図が一致する結晶方位を特定することができる。この結晶方位から、測定系において $\pm 10^\circ$ 以内の結晶方位を有する α 相を、IPFマップに図示する。このIPFマップの画像を二値化して、画像分析に供することにより、観察視野中の粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相に

占める、 α 相及びMgZn₂相の方位が一致する結晶方位から $\pm 10^\circ$ 以内の結晶方位を有する、粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相の面積率を算出することができる。

- [0051] α 相の面積率、MgZn₂相の面積率、及び α 相とMgZn₂相との界面状態が上述の範囲内である限り、溶融めっき層のその他の構成は特に限定されない。通常の溶融めっき鋼材の構成を、本実施形態に係る溶融めっき鋼材の溶融めっき層に適宜採用することができる。溶融めっき層の好ましい構成を例示すると、以下の通りである。
- [0052] 溶融めっき層の片面当たりの付着量は、例えば $20 \sim 150 \text{ g/m}^2$ の範囲内とすればよい。片面当たりの付着量を 20 g/m^2 以上とすることにより、溶融めっき鋼材の流水耐食性を一層高めることができる。一方、片面当たりの付着量を 150 g/m^2 以下とすることにより、溶融めっき鋼材の加工性を一層高めることができる。
- [0053] 本実施形態に係る溶融めっき鋼材の製造方法は特に限定されない。例えば以下に説明する製造条件によれば、本実施形態に係る溶融めっき鋼材を得ることができる。
- [0054] 本実施形態に係る溶融めっき鋼材の製造方法は、
素地鋼材を溶融めっき浴に浸漬し、次いで引き上げることにより、溶融めっき層を前記素地鋼材の表面に付着させる工程と、
前記溶融めっき層を冷却する工程と、
を備え、
前記冷却は、図3に例示されるように
前記溶融めっき浴から引き上げられた直後の前記溶融めっき層を、 360°C 以上 520°C 以下の急冷停止温度まで、平均冷却速度 15°C/秒 以上の冷却速度で急冷する第1の冷却と、
前記溶融めっき層を、前記急冷停止温度から 335°C まで、 5°C/秒 以下の冷却速度で徐冷する第2の冷却と、
前記溶融めっき層を、 335°C から 70°C まで、 70°C/秒 以上の冷却速

度で急冷する第3の冷却と、
を含む。

- [0055] まず、素地鋼材を溶融めっき浴に浸漬する。溶融めっき浴の化学組成は、上述した溶融めっき層の化学組成が得られるように、適宜調整すればよい。また、溶融めっき浴の温度も特に限定されず、溶融めっきを実施可能な温度を適宜選択することができる。例えば、めっき浴温を、めっき浴の融点より約20℃以上高い値としてもよい。
- [0056] 次に、素地鋼材を溶融めっき浴から引き上げる。素地鋼材の引き上げ速度の制御を介して、溶融めっき層の付着量を制御することができる。必要に応じて、溶融めっき層が付着した素地鋼材にワイピングを行って、溶融めっき層の付着量を制御してもよい。溶融めっき層の付着量は特に制限されず、例えば上述した範囲内とすることができる。
- [0057] そして、溶融めっき層を冷却する。冷却は、第1の冷却、第2の冷却、及び第3の冷却とから構成される。
- [0058] 第1の冷却では、素地鋼材の表面に付着した溶融金属（溶融めっき層）を急冷する。具体的には、360℃以上520℃以下の温度範囲内にある急冷停止温度（制御冷却停止温度）まで、冷媒の吹付などの加速冷却手段によって、溶融金属を加速冷却する。急冷停止温度とは、加速冷却を停止した時点での溶融めっき層の温度である。第1の冷却における平均冷却速度は、15℃/秒以上とする。なお、第1の冷却における平均冷却速度とは、めっき浴の温度と急冷停止温度との差を、素地鋼材をめっき浴から引き出した時点から加速冷却を停止した時点までの経過時間で割った値である。
- [0059] 第2の冷却では、溶融めっき層を徐冷する。具体的には、上述の急冷停止温度から335℃までの温度範囲の平均冷却速度を5℃/秒以下とする。急冷停止温度から335℃までの温度範囲の平均冷却速度とは、急冷停止温度と335℃との差を、溶融めっき層の温度が急冷停止温度から335℃まで降下するのに要した時間で割った値である。例えば、加速冷却を停止した後で溶融めっき層を待機中に放置することにより、上述の冷却速度を達成する

ことができる。ただし、製造環境の気温が極めて低い場合は、溶融めっき層の温度降下速度を小さくするための加熱処理が必要となり得る。

[0060] 第3の冷却では、溶融めっき層を再度急冷する。具体的には、335℃から70℃までの温度範囲の平均冷却速度を70℃/秒以上とする。335℃から70℃までの温度範囲の平均冷却速度とは、335℃と70℃との差（265℃）を、溶融めっき層の温度が335℃から70℃まで降下するのに要した時間で割った値である。例えば、溶融めっき層の温度が335℃付近まで低下した時点で、溶融めっき鋼材を水冷することにより、上述の冷却速度を達成することができる。

[0061] 上述の条件を満たすように溶融めっき層を冷却することにより、 $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する α 相の量が25面積%以上である溶融めっき層を形成することができる。その理由は、以下のようなものであると本発明者らは推定している。

第1の冷却では、溶融金属が急冷される。これにより、溶融金属から、 α 相及び MgZn_2 相の両方が晶出する。

これに次ぐ第2の冷却では、 α 相及び MgZn_2 相の両方を晶出させた溶融めっき層を徐冷する。これにより、 α 相と MgZn_2 相とを接触させた状態で、結晶成長させることができる。その結果、 α 相と MgZn_2 相との界面における結晶方位が整合し、 $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を成立させた状態で、溶融金属の凝固を完了させることができる。

第3の冷却では、 $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係が成立した α 相が多く含まれる溶融めっき層を、再び急冷する。これにより、 α 相から η 相が析出する固相変態を抑制し、 $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を保存することができる。

実施例

[0062] 実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に説明する。ただし、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例に過ぎない。本発明は、この一条件例に限定されない。本発明は、本

発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限り、種々の条件を採用し得る。

- [0063] 素地鋼材を種々の溶融めっき浴に浸漬し、引き上げることにより、溶融めっき層を素地鋼材の表面に付着させ、次いで種々の条件の下で溶融めっき層を冷却することにより、種々の溶融めっき鋼材を製造した。溶融めっき層の化学組成は、表 1 A 及び表 1 B の通りであった。なお、溶融めっき層の Fe 含有量については、0.05%未満である場合は、表 1 A 及び表 1 B に記号“—”を記載した。製造条件は、表 2 A 及び表 2 B の通りとした。また、めっき層の金属組織を評価し、その結果を表 3 A 及び表 3 B に示した。さらに、溶融めっき鋼材の耐パウダリング性及び流水耐食性を評価し、その結果を表 4 A 及び表 4 B に示した。
- [0064] 溶融めっき層の化学組成、及び溶融めっき層の金属組織の評価は、上述した手段により行った。なお、一部の素地鋼材は、溶融亜鉛めっきの前に Ni プレめっきされていた。Ni プレめっきの成分は、表 1 A 及び表 1 B に開示の溶融めっき層の化学成分に含まれている。
- [0065] 耐パウダリング性の評価は、以下の手段により行った。溶融めっき鋼材を曲げ R が 5 mm の金型を用いて 90° V 曲げし、V 曲げ谷部に幅 24 mm のセロハンテープを押し当てて引き離した。そして、目視でパウダリングの有無を評価した。テープにパウダリング剥離粉が付着しなかったものを「A A」評価、わずかに付着したものを「A」評価、付着したものを「B」評価とした。評価結果が A 又は A A である溶融めっき鋼材を、耐パウダリング性に優れた鋼材と判断した。
- [0066] 流水耐食性の評価は、以下の手段により行った。溶融めっき鋼材を切断し、寸法 200 mm × 100 mm × 0.8 mm の形状の試験片を作成した。評価面の反対側の面、及び、評価面における切断端面から 5 mm 幅の範囲にテープを貼り、腐食溶液と接しないようにした。そして、水平面に対して 60° の傾斜角がついた台に試験片を乗せた。そして、試験片を流水に晒す工程と、試験片を乾燥させる工程とを交互に繰り返した。流水に晒す工程では、

0.5% NaCl 溶液を、流速 100 ml/min で 6 時間流した。乾燥させる工程では、18 時間、試験片を放置した。いずれの工程においても、試験環境は大気とし、その温度は 25℃ に保った。336 時間が経過した時点で、めっき層の単位面積当たりの腐食減量を測定した。腐食減量が 30 g/m² 以下であったものを「AA」評価、60 g/m² 以下であったものを「A」評価、60 g/m² 超であったものを「B」評価とした。評価結果が A 又は AA である溶融めっき鋼材を、流水耐食性に優れた鋼材と判断した。なお、上記評価方法によれば、流水耐食性が高い溶融めっき鋼材は、その平面部耐食性も高いと判断することができる。

[0067]

[表1A]

区分	No.	めっき層成分(質量%)										その他元素	
		Zn	Al	Mg	Sn	Si	Ca	Ni	Fe	種類	合計 (%)		
実施例	a1	残	10.00	3.00	0.08	0.05	0.10	0.21	0.10	-	0		
実施例	a2	残	11.01	3.04	0.08	0.20	0.00	0.19	0.05	Co:0.01	0.01		
実施例	a3	残	10.04	5.05	0.08	0.20	0.21	0.10	0.10	Bi:0.005	0.005		
実施例	a4	残	12.09	4.96	0.00	0.20	0.00	0.00	-	-	0		
実施例	a5	残	14.05	6.00	0.08	0.19	0.18	0.19	0.08	Sb:0.08	0.08		
実施例	a6	残	16.02	6.09	2.00	0.00	0.00	0.20	0.10	Sr:0.05	0.05		
実施例	a7	残	18.99	5.99	0.01	0.22	0.20	0.10	0.10	-	0		
実施例	a8	残	19.11	6.07	0.05	0.18	0.19	0.22	0.10	Pb:0.02, In:0.01	0.03		
実施例	a9	残	19.24	7.51	0.00	0.17	0.20	0.23	0.15	-	0		
実施例	a10	残	19.06	11.01	0.15	0.20	3.00	0.10	0.16	V:0.01	0.01		
実施例	a11	残	20.01	5.08	0.05	0.22	0.28	0.21	0.10	B:0.004	0		
実施例	a12	残	20.11	3.13	0.10	0.80	0.30	0.00	1.30	Nb:0.02	0		
実施例	a13	残	20.18	7.70	0.10	0.21	0.31	0.18	0.10	La:0.01, Ce0.01	0.02		
実施例	a14	残	22.43	8.01	0.10	0.22	0.30	0.20	0.10	Ti:0.01	0.01		
実施例	a15	残	24.28	5.42	0.10	0.60	0.33	0.00	0.90	Cu:0.2	0.2		
実施例	a16	残	28.87	8.05	0.10	1.29	0.36	0.16	1.41	Y:0.02	0.02		
実施例	a17	残	30.00	10.00	0.10	2.50	0.30	0.20	1.30	Cr:0.05	0.05		

[0068]

[表1B]

区分	No.	めっき層成分(質量%)										その他元素	
		Zn	Al	Mg	Sn	Si	Ca	Ni	Fe	種類	合計 (%)		
比較例	b1	残	5.05	3.02	1.00	0.11	0.00	0.00	0.22	-	0		
比較例	b2	残	15.05	<u>2.09</u>	0.70	0.15	0.00	0.00	0.30	-	0		
比較例	b3	残	18.88	<u>15.03</u>	0.10	0.09	0.00	0.11	0.12	-	0		
比較例	b4	残	19.04	8.06	0.10	<u>3.00</u>	0.00	0.24	0.10	-	0		
比較例	b5	残	<u>32.40</u>	8.01	1.00	0.18	0.00	0.00	<u>8.00</u>	-	0		
比較例	b6	残	19.04	8.14	1.00	0.00	<u>3.50</u>	0.22	0.08	-	0		
比較例	b7	残	19.04	4.22	1.00	0.21	0.18	0.00	0.22	-	0		
比較例	b8	残	19.55	4.00	1.00	0.24	0.21	0.19	0.10	-	0		
比較例	b9	残	20.10	3.07	0.05	0.20	0.34	0.14	0.08	-	0		
比較例	b10	残	15.24	8.09	<u>2.50</u>	0.21	0.30	0.22	0.13	-	0		
比較例	b11	残	29.42	<u>2.96</u>	0.05	0.20	0.32	0.00	0.92	-	0		
比較例	b12	残	22.49	6.05	0.05	0.24	0.30	0.16	1.61	-	0		

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[表2A]

No.	めっき 浴温	冷却条件				片面 付着量
		浴温～ 制御冷却停止 温度までの 平均冷却速度	制御冷却 停止温度	制御冷却 停止温度～ 335℃までの 平均冷却速度	335℃以下の 冷却速度	
		(℃/秒)	(℃)	(℃/秒)	(℃/秒)	
a1	410	15	360	5	70	116
a2	450	15	380	5	70	141
a3	500	15	410	5	70	101
a4	470	15	420	5	70	80
a5	470	15	410	5	70	55
a6	470	15	410	5	70	88
a7	480	15	420	5	70	76
a8	480	15	420	5	100	92
a9	480	15	420	5	70	66
a10	480	15	420	5	70	65
a11	500	15	395	5	70	66
a12	540	25	440	2	70	59
a13	510	15	450	5	70	95
a14	510	15	450	5	90	46
a15	515	15	420	1	70	20
a16	510	15	455	5	70	69
a17	510	15	460	5	70	76

[0070]

[表2B]

No.	めっき 浴温	冷却条件				片面 付着量
		浴温～ 制御冷却停止 温度までの 平均冷却速度	制御冷却 停止温度	制御冷却 停止温度～ 335℃までの 平均冷却速度	335℃以下の 冷却速度	
		(℃/秒)	(℃)	(℃/秒)	(℃/秒)	
b1	420	15	<u>345</u>	5	70	42
b2	465	15	420	5	70	53
b3	495	15	460	5	70	55
b4	520	15	460	5	70	85
b5	580	15	490	5	70	115
b6	450	15	460	5	70	99
b7	510	<u>6</u>	460	5	70	55
b8	510	15	460	<u>15</u>	70	95
b9	510	15	460	5	<u>10</u>	43
b10	510	15	440	5	70	29
b11	560	<u>2</u>	410	5	70	99
b12	510	15	440	<u>15</u>	70	20

下線部は好ましい製造条件の範囲外であることを示す。

[0071]

[表3A]

No.	Ni プレめっき	めっき層		
		粒径 0.5~2 μ m の α 相	MgZn ₂ 相	MgZn ₂ 相と 結晶方位関係を 満たす粒径 0.5~2 μ m の α 相率
		(面積%)	(面積%)	(面積%)
a1	有	5	15	25
a2	有	16	20	45
a3	有	19	41	50
a4	－	23	42	39
a5	有	24	55	85
a6	有	25	51	57
a7	有	26	59	95
a8	有	25	62	95
a9	有	33	62	58
a10	有	27	70	89
a11	有	37	40	90
a12	－	45	23	35
a13	有	29	64	100
a14	有	38	58	89
a15	－	45	45	55
a16	有	44	52	94
a17	有	45	53	92

[0072]

[表3B]

No.	Ni プレめっき	めっき層		
		粒径 0.5~2 μ m の α 相	MgZn ₂ 相	MgZn ₂ 相と 結晶方位関係を 満たす粒径 0.5~2 μ m の α 相率
		(面積%)	(面積%)	(面積%)
b1	－	<u>4</u>	15	<u>0</u>
b2	－	25	<u>0</u>	<u>0</u>
b3	有	27	<u>75</u>	95
b4	有	41	44	79
b5	－	40	45	<u>12</u>
b6	有	42	44	89
b7	－	44	25	<u>10</u>
b8	有	40	25	<u>7</u>
b9	有	41	20	<u>9</u>
b10	有	29	45	85
b11	－	43	22	<u>12</u>
b12	有	35	52	<u>11</u>

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[0073]

[表4A]

No.	耐パウダリング性	流水耐食性
a1	AA	A
a2	AA	A
a3	AA	AA
a4	AA	AA
a5	AA	AA
a6	AA	A
a7	AA	AA
a8	AA	AA
a9	AA	A
a10	A	AA
a11	AA	AA
a12	AA	A
a13	AA	AA
a14	A	AA
a15	AA	AA
a16	A	AA
a17	A	AA

[0074] [表4B]

No.	耐パウダリング性	流水耐食性
b1	B	B
b2	AA	B
b3	B	B
b4	B	B
b5	A	B
b6	B	B
b7	B	B
b8	AA	B
b9	AA	B
b10	A	B
b11	AA	B
b12	AA	B

[0075] 比較例 b 1 では、溶融めっき層の A l 量が不足していた。そのため、比較例 b 1 では α 相が不足していた。また、 α 相と M g Z n₂ 相とが接しない状態

で結晶成長が生じたので、比較例 b 1 では、 $MgZn_2$ 相との間で適切な結晶方位関係を有する α 相の割合も不足した。その結果、比較例 b 1 では、耐パウダリング性及び流水耐食性の両方が不足した。

比較例 b 2 では、溶融めっき層の Mg 量が不足していた。そのため、比較例 b 2 では $MgZn_2$ 相が不足していた。その結果、比較例 b 2 では、流水耐食性が不足した。

比較例 b 3 では、溶融めっき層の Mg 量が過剰であった。そのため、比較例 b 3 では脆い $MgZn_2$ 相が過剰となり、耐パウダリング性及び流水耐食性の両方が不足した。

比較例 b 4 では、溶融めっき層の Si 量が過剰であった。そのため、比較例 b 3 の溶融めっき層には脆い Si 系化合物が多量に生成し、耐パウダリング性及び流水耐食性の両方が不足した。

比較例 b 5 では、溶融めっき層の Al 量が過剰であった。そのため、比較例 b 5 では、 $MgZn_2$ 相と接しない状態で結晶成長する α 相の量が増大し、 $MgZn_2$ 相との間で適切な結晶方位関係を有する α 相の割合が小さくなった。その結果、比較例 b 5 では、流水耐食性が不足した。

比較例 b 6 では、溶融めっき層の Ca 量が過剰であった。そのため、比較例 b 6 の溶融めっき層には脆い Ca 系化合物が多量に生成し、耐パウダリング性及び流水耐食性の両方が不足した。

比較例 b 7 及び比較例 b 1 1 では、第 1 の冷却における平均冷却速度が不足していた。そのため比較例 b 7 及び比較例 b 1 1 では、 α 相と $MgZn_2$ 相とが接しない状態で結晶成長が生じ、 $MgZn_2$ 相との間で適切な結晶方位関係を有する α 相の割合が不足した。その結果、比較例 b 7 及び比較例 b 1 1 では、流水耐食性が不足した。また、比較例 b 7 では耐パウダリング性も不足した。

比較例 b 8 及び比較例 b 1 2 では、第 2 の冷却における平均冷却速度が過剰であった。そのため比較例 b 8 及び比較例 b 1 2 では、互いに接した状態にある α 相及び $MgZn_2$ 相を十分に成長させることができず、 $MgZn_2$ 相

との間で適切な結晶方位関係を有する α 相の割合が不足した。その結果、比較例 b 8 及び比較例 b 1 2 では、流水耐食性が不足した。

比較例 b 9 では、第 3 の冷却における平均冷却速度が不足していた。そのため比較例 b 9 では、第 3 の冷却の際に α 相が A l リッチな α 相及び Z n リッチな η 相に分離し、M g Z n₂相との間で適切な結晶方位関係を有する α 相の割合が不足した。その結果、比較例 b 9 では、流水耐食性が不足した。

比較例 b 1 0 では、熔融めっき層の S n 量が過剰であった。そのため、比較例 b 1 0 では耐食性が低い S n 系化合物が生成し、流水耐食性が不足した。

[0076] 一方、熔融めっき層の化学組成及び金属組織が適切に制御されていた、本発明に係る実施例は、耐パウダリング性及び流水耐食性に優れていた。

符号の説明

- [0077] 1 熔融めっき鋼材
1 1 素地鋼材
1 2 熔融めっき層

請求の範囲

[請求項1]

素地鋼材と、

前記素地鋼材の表面に配された溶融めっき層と、を備え、

前記溶融めっき層の化学組成が、質量%で、

Al : 10.00～30.00%、

Mg : 3.00～12.00%、

Sn : 0～2.00%、

Si : 0～2.50%、

Ca : 0～3.00%、

Ni : 0%以上0.25%未満、

Cr : 0%以上0.25%未満、

Ti : 0%以上0.25%未満、

Co : 0%以上0.25%未満、

V : 0%以上0.25%未満、

Nb : 0%以上0.25%未満、

Cu : 0%以上0.25%未満、

Mn : 0%以上0.25%未満、

Bi : 0%以上5.000%未満、

In : 0%以上2.00%未満、

Y : 0～0.50%、

La : 0%以上0.50%未満、

Ce : 0%以上0.50%未満、

Fe : 0～5.00%、

Sr : 0%以上0.50%未満、

Sb : 0%以上0.50%未満、

Pb : 0%以上0.50%未満、及び

B : 0%以上0.50%未満

を含有し、残部がZn及び不純物からなり、

前記溶融めっき層の金属組織が、粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の α 相を、 $5 \sim 45$ 面積%含有し、

前記溶融めっき層の前記金属組織が、 MgZn_2 相を、 $15 \sim 70$ 面積%含有し、

粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の前記 α 相のうち、隣接する前記 MgZn_2 相に対して $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する α 相の面積率が、 $25 \sim 100\%$ である

溶融めっき鋼材。

[請求項2] 粒径 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ の前記 α 相のうち、隣接する前記 MgZn_2 相に対して $(111)_{\alpha} // (0001)_{\text{MgZn}_2}$ 方位関係を有する前記 α 相の前記面積率が、 $60 \sim 100\%$ であることを特徴とする請求項1に記載の溶融めっき鋼材。

[請求項3] 前記溶融めっき層の前記化学組成において、質量%で、
 $\text{Mg} : 5.00 \sim 8.00\%$ 、
 $\text{Sn} : 0.05 \sim 2.00\%$ であることを特徴とする請求項1又は2に記載の溶融めっき鋼材。