



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I737066 B

(45)公告日：中華民國 110 (2021) 年 08 月 21 日

(21)申請案號：108144630

(22)申請日：中華民國 108 (2019) 年 12 月 06 日

(51)Int. Cl. : C23C2/06 (2006.01)

C23C2/12 (2006.01)

C23C2/40 (2006.01)

B32B15/01 (2006.01)

(30)優先權：2019/03/01 日本

2019-037997

(71)申請人：日商杰富意鋼板股份有限公司 (日本) JFE GALVANIZING & COATING CO., LTD.  
(JP)

日本

日商杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：飛山洋一 TOBIYAMA, YOICHI (JP)；三宅英德 MIYAKE, HIDENORI (JP)；大居利彦 OOI, TOSHIHIKO (JP)；岩野純久 IWANO, SUMIHISA (JP)；菅野史嵩 KANNO, FUMITAKA (JP)

(74)代理人：葉璟宗；鄭婷文；詹富閔

審查人員：楊淑珍

申請專利範圍項數：8 項 圖式數：4 共 36 頁

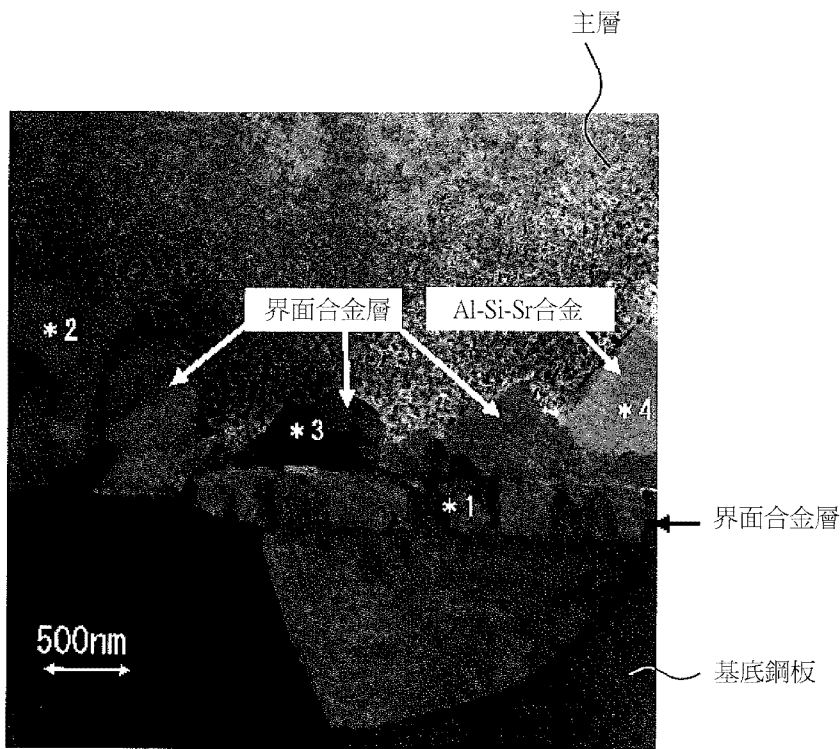
(54)名稱

熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板及其製造方法

(57)摘要

本發明的目的在於提供一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板。為了達成所述目的，本發明的特徵在於：鍍覆層含有 Al：25 質量%~70 質量%、Si：0.6 質量%~5 質量%、Mg：0.1 質量%~10 質量%及 Sr：0.001 質量%~1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，所述鍍覆層包含存在於與基底鋼板的界面的界面合金層、及存在於所述合金層上的主層，於所述主層與所述界面合金層之間存在平均長徑為 1 $\mu$ m 以下的 Al-Si-Sr 合金。

指定代表圖：



剖面STEM觀察結果（鍍覆組成：Al 55%、Mg 4.5%、Si 2.8%、Sr 0.1%）

【圖1】



I737066

## 【發明摘要】

【中文發明名稱】 熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板及其製造方法

## 【中文】

本發明的目的在於提供一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板。為了達成所述目的，本發明的特徵在於：鍍覆層含有 Al：25 質量%~70 質量%、Si：0.6 質量%~5 質量%、Mg：0.1 質量%~10 質量%及 Sr：0.001 質量%~1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，所述鍍覆層包含存在於與基底鋼板的界面的界面合金層、及存在於所述合金層上的主層，於所述主層與所述界面合金層之間存在平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下的 Al-Si-Sr 合金。

【指定代表圖】 圖 1。

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

## 【發明說明書】

【中文發明名稱】 熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板及其製造方法

【技術領域】

【0001】 本發明是有關於一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板及其製造方法。

【先前技術】

【0002】 熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板可兼顧 Zn 的犧牲防蝕性與 Al 的高耐蝕性，因此於熔融鍍鋅鋼板中亦顯示出高的耐蝕性。例如，於專利文獻 1 中揭示出一種在鍍覆層中含有 25 質量%~75 質量%的 Al 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板。而且，熔融 Al-Zn 鍍覆鋼板由於其優異的耐蝕性，因此以長期暴露於室外的房頂或牆壁等建材領域、護欄 (guardrail)、配線配管、隔音牆等土木建築領域為中心，近年來需求擴大。

【0003】 熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的鍍覆層包含主層、及存在於基底鋼板與主層的界面的界面合金層，主層主要包含：含有 Zn 的 Al 進行枝晶 (dendrite) 凝固的部分 ( $\alpha$ -Al 相的枝晶部分)、以及以 Zn 為主成分的剩餘的枝晶間隙的部分 (枝晶間)，且具有將  $\alpha$ -Al 相在鍍覆層的膜厚方向上積層多個而成的結構。藉由此種特徵性的皮膜結構，來自表面的腐蝕行進路徑變得複雜，因此腐蝕難以容易地到達基底鋼板，熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板與鍍覆層厚相同的熔融鍍鋅鋼板相比，可實現優異的耐蝕性。

【0004】 另外，已知有藉由在熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的鍍覆層中含有 Mg，而旨在進一步提升耐蝕性的技術。作為關於含有 Mg 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板（熔融 Al-Zn-Mg-Si 鍍覆鋼板）的技術，例如於專利文獻 2 中揭示了一種如下的 Al-Zn-Mg-Si 鍍覆鋼板，其包含在鍍覆層中含有 Mg 的 Al-Zn-Si 合金，該 Al-Zn-Si 合金為含有 45 重量%~60 重量%的元素鋁、37 重量%~46 重量%的元素鋅及 1.2 重量%~2.3 重量%的元素矽的合金，該 Mg 的濃度為 1 重量%~5 重量%。

【0005】 其中，關於引用文獻 2 中所揭示的含有 Mg 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板，存在如下問題：雖然具有優異的耐蝕性，但容易產生由在鍍覆層的表面所生成的氧化物層引起的褶皺狀的缺陷（以下，稱為「褶皺狀缺陷」），並損害鍍覆層表面的外觀。

因此，例如於專利文獻 3 中，關於熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板，揭示了一種藉由使鍍覆層中含有 Sr 來實現表面外觀性的提升的技術。

另外，於專利文獻 4 中，關於熔融 Al-Zn-Mg 系鍍覆鋼板，揭示了一種藉由使鍍覆層中含有 Sr 來實現加工性的提升的技術。

[現有技術文獻]

[專利文獻]

【0006】 專利文獻 1：日本專利特公昭 46-7161 號公報

專利文獻 2：日本專利 5020228 號公報

專利文獻 3：日本專利 3983932 號公報

專利文獻 4：日本專利 6368730 號公報

【發明內容】

[發明所欲解決之課題]

【0007】 所述專利文獻 3 及專利文獻 4 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板由於在鍍覆層中含有 Sr，因此可抑制褶皺狀缺陷的產生，從而實現表面外觀性的提升。

然而，關於引用文獻 3 及引用文獻 4 的含有 Sr 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板，存在如下問題：於鋼板加工時，腐蝕自所產生的裂紋起行進，結果導致加工部的耐蝕性降低。

【0008】 本發明鑒於所述情況，目的在於提供一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板、以及具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法。

[解決課題之手段]

【0009】 本發明者等人為了解決所述課題而進行了研究，結果得知：當鍍覆層腐蝕時，形成於鍍覆層中的  $Mg_2Si$  優先溶解，且溶解於在鍍覆層表面所生成的腐蝕產物中的 Mg 發生濃化，藉此獲得高耐蝕性，因此，假設即便於鍍覆層中產生了裂紋的情況下，若為某種程度的寬度的裂紋，則所述腐蝕產物填充裂紋，可抑制基底鋼板露出，因此可充分地維持加工部的耐蝕性。而且，反覆進行了進一步的努力研究，結果明確到：在存在於與基底鋼板的界面的界面合金層與存在於該合金層上的主層（以後，有時亦稱為

「鍍覆主層」) 之間所存在的 Al-Si-Sr 合金為硬質且延展性低，另外，由於使界面合金層的表面形狀凸化，因此容易於鍍覆主層產生裂紋，於所產生的裂紋的寬度大的情況下，對加工部的耐蝕性造成不良影響。進而發現：關於該 Al-Si-Sr 合金，藉由儘可能將尺寸抑制得小（具體而言，平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下），於鋼板加工時，即便於鍍覆層的主層產生了裂紋的情況下，亦可抑制裂紋的寬度變大，因此，所述腐蝕產物以填埋所產生的裂紋的方式起作用，可實現優異的加工部的耐蝕性。

【0010】 本發明是基於以上見解而完成者，其主旨如下。

1. 一種熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其特徵在於：鍍覆層含有 Al：25 質量%~70 質量%、Si：0.6 質量%~5 質量%、Mg：0.1 質量%~10 質量%及 Sr：0.001 質量%~1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，

所述鍍覆層包含存在於與基底鋼板的界面的界面合金層、及存在於該合金層上的主層，於所述主層與所述界面合金層之間存在平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下的 Al-Si-Sr 合金。

【0011】 2. 如所述 1 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其特徵在於：於所述界面合金層中含有 0.001 質量%以上的 Sr。

【0012】 3. 如所述 1 或 2 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其特徵在於：於所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的長徑均為 10  $\mu\text{m}$  以下。

【0013】 4. 如所述 1 至 3 中任一項所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr

鍍覆鋼板，其特徵在於：關於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相，相對於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $Mg_2Si$  及 Si 相的面積率的合計而言的 Si 相的面積率的比例為 30% 以下。

【0014】 5. 如所述 1 至 4 中任一項所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其特徵在於：所述主層具有  $\alpha$ -Al 相的枝晶部分，該枝晶部分的平均枝晶臂（dendrite arm）間距離、與所述鍍覆層的厚度滿足以下式（1）。

$$t/d \geq 1.5 \dots (1)$$

t：鍍覆層的厚度（ $\mu m$ ）、d：平均枝晶臂間距離（ $\mu m$ ）

【0015】 6. 一種熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其特徵在於：使用鍍覆浴，所述鍍覆浴含有 Al：25 質量%~70 質量%、Si：0.6 質量%~5 質量%、Mg：0.1 質量%~10 質量%及 Sr：0.001 質量%~1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，且浴溫為 585°C 以下，

對鋼板實施熔融鍍覆時，將進入所述鍍覆浴時的鋼板溫度（進入板溫）設為自所述鍍覆浴的浴溫加上 20°C 所得的溫度（鍍覆浴溫+20°C）以下。

【0016】 7. 如所述 6 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其特徵在於：所述鋼板的進入板溫為所述鍍覆浴的浴溫



以下。

【0017】 8. 如所述 6 或 7 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其特徵在於：對所述鋼板實施熔融鍍覆後，以 30°C/s 以上的平均冷卻速度將所述鋼板冷卻至板溫成為自所述鍍覆浴的浴溫減去 150°C 所得的溫度（鍍覆浴溫-150°C）為止。

[發明的效果]

【0018】 根據本發明，可提供一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板、以及具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法。

【圖式簡單說明】

【0019】

圖 1 是關於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，藉由掃描穿透式電子顯微鏡來觀察鍍覆層的厚度方向的剖面中的主層與界面合金層的界面的狀態的圖。

圖 2 (a) 是本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的藉由掃描電子顯微鏡的能量分散型 X 射線分光法 (Scanning Electron Microscope-Energy Dispersive X-Ray Analysis, SEM-EDX) 來表示各元素的狀態的圖，圖 2 (b) 是關於圖 2 (a) 所示的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，對用以觀察存在於主層中的 Mg<sub>2</sub>Si 及 Si 相的方法進行說明的圖。

圖 3 是用以說明枝晶臂間距離的測定方法的圖。

圖 4 是用以說明日本汽車標準的複合循環試驗（日本汽車標準組織 - 循環腐蝕試驗（Japanese Automobile Standards Organization-Cyclic Corrosion Test, JASO-CCT））的流程的圖。

### 【實施方式】

#### 【0020】（熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板）

作為本發明的對象的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板於鋼板表面具有鍍覆層，該鍍覆層包含：存在於與基底鋼板的界面的界面合金層、及存在於該合金層上的主層。另外，所述鍍覆層含有 Al：25 質量%～70 質量%、Si：0.6 質量%～5 質量%、Mg：0.1 質量%～10 質量%及 Sr：0.001 質量%～1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成。

【0021】就耐蝕性與操作方面的平衡而言，所述鍍覆層中的 Al 含量設為 40 質量%～70 質量%。若所述鍍覆層的主層的 Al 含量為 25 質量%以上，則可確保良好的耐蝕性。所述主層主要包含：過飽和地含有 Zn 且 Al 進行枝晶凝固的部分（ $\alpha$ -Al 相的枝晶部分）、及剩餘的枝晶間隙的部分（枝晶間部分），且可實現該枝晶部分於鍍覆層的膜厚方向上積層的耐蝕性優異的結構。另外，所述  $\alpha$ -Al 相的枝晶部分越多地積層，則腐蝕行進路徑變得越複雜，腐蝕越難以容易地到達基底鋼板，因此耐蝕性提升。就同樣的觀點而言，所述鍍覆層中的 Al 含量較佳為設為 40 質量%以上。另一方面，若所述鍍覆層中的 Al 含量超過 70 質量%，則對 Fe 具有犧牲防蝕作用的 Zn 的含量變少，耐蝕性劣化。因此，所述鍍覆層中的 Al 含

量設為 70 質量%以下。另外，若所述鍍覆層中的 Al 含量為 65 質量%以下，則鍍覆的附著量變少，即便於基底鋼板容易露出的情況下，亦對 Fe 具有犧牲防蝕作用，獲得充分的耐蝕性。因此，鍍覆主層的 Al 含量較佳為設為 65 質量%以下。

【0022】 所述鍍覆層中的 Si 是為了抑制在與基底鋼板的界面生成的界面合金層的成長，為了提升耐蝕性或加工性而添加於鍍覆浴中，必然包含於所述主層中。於為本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的情況下，若使鍍覆浴中含有 Si 而進行熔融鍍覆處理，則在基底鋼板浸漬於鍍覆浴中的同時，鋼板表面的 Fe 與浴中的 Al 或 Si 發生合金化反應，而生成包含 Fe-Al 系及/或 Fe-Al-Si 系的化合物的合金。藉由所述 Fe-Al-Si 系界面合金層的生成，可抑制界面合金層的成長。而且，於所述鍍覆層中的 Si 含量為 0.6 質量%以上的情況下，可充分抑制所述界面合金層的成長。另一方面，於鍍覆層的 Si 含量超過 5 質量%的情況下，於鍍覆層中使加工性降低，成為陰極部位的 Si 相容易析出。所述 Si 相的析出如後述般可藉由增加 Mg 含量並使 Si 含量與 Mg 含量之間具有一定關係而加以抑制，但該情況下，會導致製造成本上升、或由  $Mg_2Si$  的量變多所引起的加工性的降低，另外，使鍍覆浴的組成管理變得更困難。因此，鍍覆層中的 Si 含量設為 5 質量%以下。進而，另外若考慮到可更確實地抑制界面合金層的成長及 Si 相析出的方面、或可應對作為  $Mg_2Si$  而消耗了 Si 的情況的方面，則較佳為將所述鍍覆層中的 Si 含量設為超過 2.3 質量%~3.5 質量%。

【0023】 所述鍍覆層含有 0.1 質量%~10 質量%的 Mg。當所述鍍覆層的主層腐蝕時，於腐蝕產物中包含 Mg，腐蝕產物的穩定性提升，腐蝕的行進延遲，結果獲得耐蝕性提升的效果。更具體而言，所述鍍覆層的主層中所存在的 Mg 與所述 Si 鍵結，生成  $Mg_2Si$ 。所述  $Mg_2Si$  於鍍覆鋼板腐蝕時在初期溶解，因此 Mg 包含於腐蝕產物中。所述腐蝕產物中所含的 Mg 具有使腐蝕產物緻密化的效果，可提升腐蝕產物的穩定性及對外來腐蝕因子的阻隔性。

此處，將所述鍍覆層的 Mg 含量設為 0.1 質量%以上的原因在於：於所述鍍覆層以所述濃度範圍含有 Si 的情況下，藉由將 Mg 濃度設為 0.1 質量%以上，可生成  $Mg_2Si$ ，可獲得腐蝕延遲效果。就同樣的觀點而言，所述鍍覆層的 Mg 含量較佳為 1 質量%以上，更佳為 3 質量%以上。另一方面，將所述鍍覆層的 Mg 的含量設為 10 質量%以下的原因在於：於所述鍍覆層的 Mg 的含量超過 10 質量%的情況下，除了耐蝕性的提升效果飽和以外，亦有製造成本上升與鍍覆浴的組成管理變困難。就同樣的觀點而言，所述鍍覆層的 Mg 含量較佳為 6 質量%以下。

【0024】 另外，藉由將所述鍍覆層中的 Mg 含量設為 1 質量%以上，亦能夠改善塗裝後耐蝕性。若不含 Mg 的先前的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的鍍覆層與大氣接觸，則於  $\alpha$ -Al 相的周圍立刻形成緻密且穩定的  $Al_2O_3$  的氧化膜，藉由所述氧化膜所帶來的保護作用， $\alpha$ -Al 相的溶解性與枝晶間中的富 Zn 相的溶解性相比變得非常低。其結果，將先前的 Al-Zn 系鍍覆鋼板用於基底的塗裝鋼板於

塗膜中產生損傷的情況下，以損傷部為起點在塗膜/鍍覆界面引起富 Zn 相的選擇腐蝕，向塗裝完成部的深處行進而引起大的塗膜膨脹，因此塗裝後耐蝕性差。因此，就獲得優異的塗裝後耐蝕性的觀點而言，較佳為將所述鍍覆層中的 Mg 含量設為 1 質量%以上，更佳為設為 3 質量%以上。

另一方面，於為使用了在所述鍍覆層中含有 Mg 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的塗裝鋼板的情況下，於枝晶間中析出的  $Mg_2Si$  相或 Mg-Zn 化合物 ( $MgZn_2$ 、 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$  等) 在腐蝕的初期階段溶出，而於腐蝕產物中混入 Mg。含有 Mg 的腐蝕產物非常穩定，藉此，腐蝕於初期階段得到抑制，因此可抑制於為將先前的 Al-Zn 系鍍覆鋼板用於基底的塗裝鋼板的情況下成為問題的由富 Zn 相的選擇腐蝕所引起的大的塗膜膨脹。其結果，於鍍覆層中含有 Mg 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板顯示出優異的塗裝後耐蝕性。於所述鍍覆層中的 Mg 未滿 1 質量%的情況下，有腐蝕時溶出的 Mg 的量少，塗裝後耐蝕性不提升之虞。再者，於所述鍍覆層中的 Mg 含量超過 10 質量%的情況下，不僅效果飽和，而且會強烈地產生 Mg 化合物的腐蝕，鍍覆層整體的溶解性過度上升，結果，即便使腐蝕產物穩定化，其溶解速度亦變大，因此有產生大的膨脹寬度，塗裝後耐蝕性劣化之虞。因此，為了穩定地獲得優異的塗裝後耐蝕性，較佳為將所述鍍覆層中的 Mg 含量設為 10 質量%以下。

【0025】 另外，所述鍍覆層含有 0.001 質量%~1.0 質量%的 Sr。藉由在所述鍍覆層中含有 Sr，可抑制褶皺狀缺陷的產生，並提升

本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的表面外觀性。

所謂所述褶皺狀缺陷，為於所述鍍覆層的表面所形成的成為褶皺狀凹凸的缺陷，於所述鍍覆層表面，作為發白的條紋而被觀察到。此種條紋狀缺陷於向所述鍍覆層中添加了大量 Mg 的情況下容易產生。因此，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中，藉由使所述鍍覆層中含有 Sr，而於所述鍍覆層表層使 Sr 相較於 Mg 而優先氧化，抑制 Mg 的氧化反應，藉此能夠抑制所述條紋狀缺陷的產生。

【0026】 關於所述鍍覆層中的 Sr 含量，要求為 0.001 質量%以上。原因在於獲得抑制所述條紋狀缺陷產生的效果。就同樣的觀點而言，所述鍍覆層中的 Sr 含量較佳為 0.005 質量%以上，更佳為 0.01 質量%以上，特佳為 0.05 質量%以上。另一方面，關於所述鍍覆層中的 Sr 含量，要求為 1.0 質量%以下。原因在於：若 Sr 的含量變得過多，則抑制條紋狀缺陷產生的效果飽和，故於成本方面不利。就同樣的觀點而言，所述鍍覆層中的 Sr 含量較佳為 0.7 質量%以下，更佳為 0.5 質量%以下，特佳為 0.3 質量%以下。

【0027】 再者，所述鍍覆層包含：於鍍覆處理中因鍍覆浴與基底鋼板的反應而混入至鍍覆層中的基底鋼板成分、或對鍍覆浴進行建浴時使用的鑄錠（ingot）中所含有的不可避免的雜質。作為混入至所述鍍覆層中的基底鋼板成分，有時含有數%左右的 Fe。作為鍍覆浴中不可避免的雜質的種類，例如，作為基底鋼板成分，可列舉：Fe、Mn、P、S、C、Nb、Ti、B 等。另外，作為鑄錠中

的雜質，可列舉：Fe、Pb、Sb、Cd、As、Ga、V等。再者，關於所述鍍覆層中的Fe，無法對自基底鋼板中混入的Fe與鍍覆浴中所存在的Fe進行區分定量。所述不可避免的雜質的總含量並無特別限定，但就維持鍍覆的耐蝕性與均勻的溶解性的觀點而言，較佳為除Fe以外的不可避免的雜質量合計為1質量%以下。

另外，於本發明的熔融Al-Zn-Mg-Si-Sr鍍覆鋼板中，所述鍍覆層亦能夠以各元素未滿1質量%的含量更含有在Zn-Al系鍍覆鋼板中作為腐蝕產物的穩定元素而已知的選自Cr、Ni、Co、Mn、Ca、V、Ti、B、Mo、Sn、Zr、Li、Ag等中的至少一種以上。若該些元素各自的含有率未滿1質量%，則不阻礙本發明中所揭示的效果，且藉由腐蝕產物穩定效果而實現耐蝕性的進一步提升。

【0028】 再者，關於所述界面合金層，為所述鍍覆層中存在於與基底鋼板的界面的層，如上所述，為鋼板表面的Fe與鍍覆浴中的Al或Si發生合金化反應而必然生成的Fe-Al系及/或Fe-Al-Si系的化合物。所述界面合金層由於硬且脆，因此，若厚厚地成長，則會成為加工時的裂紋產生的起點，因此較佳為減薄。

【0029】 關於所述界面合金層，較佳為含有0.001質量%以上的Sr。原因在於：藉由使所述界面合金層中含有0.001質量%以上的Sr，Sr於熔融Al-Zn中使於界面生成的Fe-Al合金的表面能量降低，因此所述界面合金層的鍍覆主層側的界面形狀的凹凸得以平滑化，可進一步改善彎曲加工時的加工性（耐裂紋性）。另外，於所述鍍覆主層腐蝕後，鋼板腐蝕而產生紅鏽，但於所述界面合金

層中含有 Sr 的情況下，藉由提升界面合金層的耐蝕性，亦可將至紅鏽產生為止的時間延長。就同樣的觀點而言，所述界面合金層中的 Sr 的含量較佳為 0.005 質量%以上，更佳為 0.01 質量%以上。

另外，所述界面合金層中的 Sr 濃度理想的是 10 質量%以下。原因在於：若所述界面合金層中的 Sr 濃度超過 10 質量%，則界面合金層的硬度變高，有加工性降低之虞。

再者，所述界面合金層中的 Sr 能夠藉由後述掃描穿透式電子顯微鏡-能量分散型 X 射線分光法（scanning transmission electron microscope-Energy Dispersive X-Ray Analysis，STEM-EDX）分析來進行定量分析。

【0030】 而且，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中，特徵在於：所述鍍覆層於所述主層與所述界面合金層之間的局部的部分存在平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下的 Al-Si-Sr 合金。

本發明中，藉由使所述鍍覆層中含有 Sr，而於所述鍍覆層的主層與界面合金層的界面必然形成 Al-Si-Sr 合金，但藉由控制其大小，可實現良好的表面外觀性，並且關於加工部的耐蝕性，亦能夠得到提升。

【0031】 於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中，藉由所述鍍覆層中含有  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ，而於鍍覆層腐蝕時，所述  $\text{Mg}_2\text{Si}$  優先溶解，且溶解於在鍍覆層表面所生成的腐蝕產物中的 Mg 發生濃化，藉此能夠表現出優異的耐蝕性。但於為了抑制褶皺狀缺陷等而使所述鍍覆層中含有 Sr 的情況下，存在如下問題：如上所述，於所述主



層與所述界面合金層的界面（以夾持於所述主層與所述界面合金層之間的狀態）形成 Al-Si-Sr 合金，結果，於鋼板加工時，容易於鍍覆層產生裂紋，且所產生的裂紋的寬度變大，因此引起加工部的耐蝕性降低。因此，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中，關於所述 Al-Si-Sr 合金，藉由將其形成時的大小（以平均長徑成為 1  $\mu\text{m}$  以下的方式）控制得小，即便於鍍覆層產生了裂紋的情況下，於鋼板腐蝕時，亦可使足夠量的腐蝕產物填充於裂紋中，可使 Mg 於腐蝕產物的表面附近濃化，結果可抑制褶皺狀缺陷的產生，並且亦可實現優異的加工部耐蝕性。

【0032】 此處，圖 1 是藉由掃描穿透式電子顯微鏡（STEM）對本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的剖面進行觀察的照片。如由圖 1 可知般，已知於鍍覆層的主層與界面合金層之間存在 Al-Si-Sr 合金。

而且，以下的表 1 示出對圖 1 中\*1~\*4 所表示的部分的化學組成進行分析所得的結果。如由表 1 可知般，已知圖 1 的\*1~\*3 的部分均為設為 Fe、Al、Si 及 Zn 主成分的界面合金層，相對於此，圖 1 的\*4 所表示的部分基本上由 Al、Si 及 Sr 構成，即為 Al-Si-Sr 合金，且為與界面合金層不同的合金。

再者，關於所述 Al-Si-Sr 合金，無需存在於所述主層與所述界面合金層的全部界面，如圖 1 所示，存在於所述主層與所述界面合金層的一部分界面。另外，所述 Al-Si-Sr 合金（以夾持於所述主層與所述界面合金層之間的狀態）存在於所述主層與所述界

面合金層的界面，不會形成於所述主層或所述界面合金層的內部。

【0033】 [表 1]

表 1

	成分組成 (質量%)					判定
	Fe	Al	Si	Zn	Sr	
*1	33	47	7	13	0.1	界面合金層
*2	32	52	7	9	0.1	界面合金層
*3	32	49	7	11	0.2	界面合金層
*4	1	31	30	0.1	37	≠界面合金層

【0034】 要求存在於所述主層與所述界面合金層之間的 Al-Si-Sr 合金的平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下。如上所述，藉由將所述 Al-Si-Sr 合金的大小抑制於平均長徑 1  $\mu\text{m}$  以下，即便於鍍覆層產生了裂紋的情況下，當鋼板腐蝕時，亦可將足夠量的腐蝕產物填充於裂紋中，可實現優異的加工部耐蝕性。就同樣的觀點而言，所述 Al-Si-Sr 合金的平均長徑較佳為 0.8  $\mu\text{m}$  以下。

【0035】 再者，所謂所述 Al-Si-Sr 合金的長徑，為於觀察視場中 Al-Si-Sr 合金的粒子中最長的直徑。

另外，所述 Al-Si-Sr 合金的平均長徑的計算例如可使用掃描穿透式電子顯微鏡 (STEM) 來進行。如圖 1 所示，對所述鍍覆層的厚度方向的剖面進行觀察，對觀察視場中的每個粒子測定 Al-Si-Sr 合金的長徑，算出其平均直徑。關於利用穿透式電子顯微鏡 (transmission electron microscope, TEM) 進行的觀察，可對任意選擇的 5 個部位的視場進行觀察，並測定全部 Al-Si-Sr 合金的長徑，將該些長徑的平均作為所述 Al-Si-Sr 合金的長徑。

【0036】 另外，關於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $Mg_2Si$ ，較佳為其長徑均為  $10\ \mu m$  以下，更佳為  $8\ \mu m$  以下。關於所述鍍覆主層中所含的  $Mg_2Si$ ，如上所述，有助於耐蝕性提升效果，但會導致鍍覆主層的硬質化，使加工性降低，因此，於先前的熔融 Al-Zn-Mg 系鍍覆鋼板中，未能獲得充分的加工性以及加工部的耐蝕性。因此，藉由（以使長徑成為  $10\ \mu m$  以下的方式）減小所述鍍覆層中的  $Mg_2Si$  的大小，即便於鍍覆層產生了裂紋的情況下，亦能夠將裂紋的寬度或長度抑制得小，結果，於鋼板腐蝕時，可將足夠量的腐蝕產物填充於裂紋中，使 Mg 於腐蝕產物的表面附近濃化，從而實現加工部的耐蝕性的大幅提升。

【0037】 再者，所謂於所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $Mg_2Si$  的長徑，為一個  $Mg_2Si$  中最長的直徑。另外，關於所述  $Mg_2Si$  的長徑，是指於所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $Mg_2Si$  粒子中，平均長徑為  $10\ \mu m$  以下。例如，對任意選擇的 10 個部位的剖面進行觀察，可藉由全部  $Mg_2Si$  粒子的平均長徑是否為  $10\ \mu m$  以下來判斷。

【0038】 再者，所述鍍覆層的厚度方向的剖面中的  $Mg_2Si$  的觀察例如可使用掃描型電子顯微鏡並利用能量分散型 X 射線分光法（SEM-EDX）來進行。

例如，如圖 2（a）所示，於獲取所述鍍覆層的厚度方向的剖面狀態後，如圖 2（b）所示，對 Mg 及 Si 分別進行映射（mapping）（Mg 由紅表示，Si 由藍表示）。其後，於已映射的 Mg 及 Si 中，

可將該些於相同位置重疊的部分（圖 2（b）中由紫表示的部分）設為  $Mg_2Si$ 。可由所觀察的視場中的該紫色部分的面積總和與鍍覆層的面積之比算出  $Mg_2Si$  的面積率（B%）。

【0039】再者，由於所述鍍覆層中含有 Si 作為組成成分，因此如上所述，根據鍍覆層中的 Si、Mg 的組成，有時於鍍覆層中形成 Si 相。然而，就進一步提高耐蝕性及加工性的觀點而言，較佳為儘可能抑制所述 Si 相的形成。

特別是於本發明中發現，提升耐蝕性的  $Mg_2Si$  與於鍍覆層腐蝕時成為陰極部位而使耐蝕性劣化的 Si 相的含有比率是重要的。即，本發明的本質在於，即便使耐蝕性提升的  $Mg_2Si$  的絕對量多，若使耐蝕性劣化的 Si 相的量多，則亦無法確保良好的耐蝕性，因此，將其比例控制於一定值以下。

【0040】因此，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中，藉由以下所示的方法測定出的相對於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $Mg_2Si$  及 Si 相的面積率的合計而言的在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率（Si 相的面積率/ $Mg_2Si$  及 Si 相的合計面積率）較佳為 30%以下，更佳為 10%以下。

再者，關於導出所述 Si 相的面積率的方法，例如與所述  $Mg_2Si$  同樣地，可使用掃描型電子顯微鏡並利用能量分散型 X 射線分光法（SEM-EDX）來進行。

如上所述，於獲取所述鍍覆層的厚度方向的剖面狀態後（圖 2（a）），對 Mg 及 Si 分別進行映射（圖 2（b））。其後，於已映射

的 Mg 及 Si 中，可將於存在 Si 的位置不存在 Mg 的圖 2 (b) 中由藍色表示的部分視為 Si 相。可由所觀察的視場中的該藍色部分的面積總和與鍍覆層的面積之比算出 Si 相的面積率 (A%)。

另外，相對於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Mg<sub>2</sub>Si 及 Si 相的面積率的合計而言的在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率 (Si 相的面積率/Mg<sub>2</sub>Si 及 Si 相的合計面積率：Z%) 可利用 (A% / (A%+B%) × 100%) 而算出。

此處，關於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的相對於 Mg<sub>2</sub>Si 及 Si 相的合計面積而言的 Si 相的面積比例，為將於鍍覆層的隨機選擇的 10 個部位的剖面中所觀察到的 Si 相的面積比例加以平均所得者。

**【0041】** 另外，於所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率 (觀察視場中的 Si 相的面積比例：A%) 較佳為 10% 以下，更佳為 3% 以下。

此處，關於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率，為將於鍍覆層的隨機選擇的 10 個部位的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率加以平均所得者。

**【0042】** 進而，就進一步提高鍍覆鋼板的初期耐蝕性的觀點而言，於所述鍍覆層的表面所觀察到的 Si 相的面積率 (觀察視場中的 Si 相的面積比例) 較佳為 1% 以下，更佳為 0.5% 以下。此處，關於導出所述鍍覆層表面的 Si 相的面積率的方法，與觀察剖面的情況相同，可使用掃描型電子顯微鏡並利用能量分散型 X 射線分

光法（SEM-EDX）來進行。面積率的求出方法可依據剖面觀察法來進行，可設為將於鍍覆層的隨機選擇的 10 個部位的表面中所觀察到的 Si 相的面積率加以平均所得者。

進而，另外同樣就進一步提高初期耐蝕性的觀點而言，相對於在所述鍍覆層的表面中所觀察到的  $Mg_2Si$  及 Si 相的合計面積而言的在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積比例（Si 相的面積/ $Mg_2Si$  及 Si 相的合計面積）較佳為 20%以下，更佳為 10%以下。實際的觀察方法、面積率的求出方法依據所述剖面觀察法。

【0043】再者，當藉由掃描型電子顯微鏡來觀察所述鍍覆層的主層或所述界面合金層時，於對鍍覆層的剖面或表面進行研磨及/或蝕刻之後進行觀察。剖面或表面的研磨方法或蝕刻方法有幾種，若為通常觀察鍍覆層剖面或表面時所使用的方法，則無特別限定。另外，關於利用掃描型電子顯微鏡的觀察及分析的條件，例如能夠以加速電壓 5 kV~20 kV、且於二次電子圖像或反射電子圖像中以 500 倍~5000 倍左右的倍率進行。

作為利用所述掃描穿透式電子顯微鏡（STEM-EDX）的觀察條件，例如針對經聚焦離子束（Focused Ion Beam，FIB）加工的鍍覆層的剖面樣品，若於加速電壓 200 kV 的條件下且為 1000~50000 左右的倍率，則能夠清晰地觀察及分析所述鍍覆層。

【0044】另外，所述鍍覆層的主層具有  $\alpha-Al$  相的枝晶部分，該枝晶部分的平均枝晶臂間距離、與所述鍍覆層的厚度較佳為滿足

以下式 (1)。

$$t/d \geq 1.5 \dots (1)$$

t：鍍覆層的厚度 (μm)、d：平均枝晶臂間距離 (μm)

藉由滿足所述 (1) 式，可相對地減小所述包含 α-Al 相的枝晶部分的臂，將優先被腐蝕的枝晶間的路徑確保得長，藉此可進一步提升耐蝕性。

【0045】再者，所謂所述枝晶部分的枝晶臂間距離，是指鄰接的枝晶臂間的中心距離(枝晶臂間距)。本發明中，例如如圖 3 所示，使用掃描型電子顯微鏡 (SEM) 等對經研磨及/或蝕刻的鍍覆層主層的表面進行放大觀察 (例如以 200 倍觀察)，於隨機選擇的視場中，如以下般測定間隔第二寬的枝晶臂 (二次枝晶臂) 的間隔。選擇二次枝晶臂排列 3 條以上的部分 (圖 3 中，選擇 A-B 區間的 3 條)，沿著臂所排列的方向測定距離 (圖 3 中為距離 L)。其後，將所測定的距離除以枝晶臂的條數 (圖 3 中為 L/3)，算出枝晶臂間距離。關於該枝晶臂間距離，於一個視場中測定 3 個部位以上，算出分別所得的枝晶臂間距離的平均並將所算出的平均值作為平均枝晶臂間距離。

【0046】再者，就加工性與耐蝕性的以高水準的兼顧的觀點而言，所述鍍覆層的膜厚較佳為 10 μm~30 μm，更佳為 20 μm~25 μm。原因在於：於所述鍍覆層為 10 μm 以上的情況下，可確保充

分的耐蝕性，於所述鍍覆層為 30  $\mu\text{m}$  以下的情況下，可充分確保加工性。

【0047】 進而，本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板亦可製成於其表面更包括化學轉化處理皮膜及/或塗膜的表面處理鋼板。

【0048】 （熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法）

繼而，對本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法進行說明。

本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法的特徵在於：使用鍍覆浴，所述鍍覆浴含有 Al：25 質量%～70 質量%、Si：0.6 質量%～5 質量%、Mg：0.1 質量%～10 質量%及 Sr：0.001 質量%～1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，且浴溫為 585 $^{\circ}\text{C}$  以下，對鋼板實施熔融鍍覆時，將進入所述鍍覆浴時的鋼板溫度(進入板溫)設為自所述鍍覆浴的浴溫加上 20 $^{\circ}\text{C}$  所得的溫度（鍍覆浴溫+20 $^{\circ}\text{C}$ ）以下。

藉由所述製造方法所得的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板具有良好的表面外觀性，並且加工部的耐蝕性亦優異。

【0049】 再者，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，雖無特別限定，但就製造效率或品質穩定性的觀點而言，通常採用連續式熔融鍍覆設備。

【0050】 再者，關於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中所使用的基底鋼板的種類，並無特別限定。例如可使用：經酸洗除鏽的熱軋鋼板或鋼帶、或將該些進行冷軋而得的冷軋鋼板或鋼帶。



另外，關於所述預處理步驟及退火步驟的條件，亦無特別限定，可採用任意方法。

【0051】 於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，所述鍍覆浴含有 Al：25 質量%～70 質量%、Si：0.6 質量%～5 質量%、Mg：0.1 質量%～10 質量%及 Sr：0.001 質量%～1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成。

藉此，可獲得所期望的組成的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板。再者，關於所述鍍覆浴中所含有的各元素的種類或含量、作用，於所述本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板中進行了說明。

【0052】 再者，藉由本發明的製造方法所得的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板整體上與鍍覆浴的組成大致同等。因此，對所述主層的組成的控制可藉由控制鍍覆浴組成而精度佳地進行。

【0053】 另外，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，所述鍍覆浴中的 Mg 及 Si 的含量較佳為滿足以下式(2)。

$$M_{Mg} / (M_{Si} - 0.6) \geq 1.0 \cdots (2)$$

$M_{Mg}$ ：Mg 的含量（質量%）、 $M_{Si}$ ：Si 的含量（質量%）

藉由使所述鍍覆浴中的 Mg 及 Si 的含量滿足所述關係式，所形成的鍍覆層可抑制 Si 相的產生（例如，於鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相的面積率成為 10% 以下，於鍍覆層的表面

中所觀察到的 Si 相的面積率成為 1%以下)，並實現加工性及耐蝕性的進一步提升。

就同樣的觀點而言， $M_{Mg}/(M_{Si}-0.6)$  更佳為 2.0 以上，進而佳為 3.0 以上。

【0054】 於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，所述鍍覆浴的浴溫為 585°C 以下，較佳為 580°C 以下。藉由將浴溫控制於 585°C 以下，可抑制上文敘述的對加工性造成不良影響的 Al-Si-Sr 合金的粗大成長，可減少大的  $Mg_2Si$  的量。另外，亦具有抑制界面合金層成長的效果。於所述鍍覆浴的浴溫超過 585°C 的情況下，即便在對於進入所述鍍覆浴時的鋼板溫度而言實現了合理化的情況下，Al-Si-Sr 合金的大小亦變大，或大的  $Mg_2Si$  的量亦變多，另外，由於界面合金層厚厚地成長，因此無法獲得所期望的加工性及加工部的耐蝕性。

【0055】 另外，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，將進入所述鍍覆浴時的鋼板溫度（進入板溫）設為自所述鍍覆浴的浴溫加上 20°C 所得的溫度（鍍覆浴溫+20°C）以下。將進入板溫控制於一定溫度以下的原因在於：若進入板溫高，則鋼板進入浴中時鋼板附近的浴溫上升，產生與高浴溫相同的弊端。原因在於：藉由控制所述進入板溫，關於在所述主層與所述界面合金層之間存在的 Al-Si-Sr 合金或鍍覆層中的  $Mg_2Si$ ，可控制其變大，關於界面合金層的成長，亦可加以抑制。

就同樣的觀點而言，所述鋼板的進入板溫較佳為自所述鍍覆

浴的浴溫加上 10°C 所得的溫度（鍍覆浴溫+10°C）以下，更佳為所述鍍覆浴的浴溫以下。

【0056】 進而，於本發明的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法中，較佳為對所述鋼板實施熔融鍍覆後，以 30°C/s 以上的平均冷卻速度將所述鋼板冷卻至板溫成為自所述鍍覆浴的浴溫減去 150°C 所得的溫度（鍍覆浴溫-150°C）為止。關於在所述鍍覆層中所形成的 Mg<sub>2</sub>Si、或於主層與所述界面合金層之間形成的 Al-Si-Sr 合金，由於其容易於自鍍覆浴的浴溫起至自鍍覆浴的浴溫減去 150°C 所得的溫度（鍍覆浴溫-150°C）左右為止的溫度區域內生成，因此，藉由將該溫度區域內的冷卻速度加快為平均 30°C/sec 以上，可抑制 Mg<sub>2</sub>Si 粒子或 Al-Si-Sr 合金的成長，且更確實地減少大的 Mg<sub>2</sub>Si 及 Al-Si-Sr 合金的量。進而，藉由提高所述熔融鍍覆後的鋼板的冷卻速度，亦可抑制所述界面合金層的成長，結果，可實現優異的加工部的耐蝕性。就同樣的觀點而言，所述熔融鍍覆後的鋼板的冷卻更佳為以 35°C/sec 以上的平均冷卻速度進行，進而佳為以 40°C/sec 以上的平均冷卻速度進行。

再者，關於所述平均冷卻速度，其是藉由求出直至鋼板成為自鍍覆浴溫減去 150°C 所得的溫度為止的時間並將 150°C 除以該時間而求出。

【0057】 再者，於本發明的製造方法中，關於所述熔融鍍覆時的浴溫及進入板溫、以及熔融鍍覆後的冷卻條件以外的條件，並無特別限定，可依據常用方法來製造熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板。

【0058】 藉由本發明的製造方法所得的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板亦可於其表面進而形成化學轉化處理皮膜（化學轉化處理步驟）、或者於另外的塗裝設備中進而形成塗膜（塗膜形成步驟）。

再者，關於所述化學轉化處理皮膜，例如可藉由鉻酸鹽處理或無鉻酸鹽化學轉化處理而形成，所述處理是塗佈鉻酸鹽處理液或無鉻酸鹽化學轉化處理液，不進行水洗而進行鋼板溫度成為 80°C ~ 300°C 的乾燥處理。該些化學轉化處理皮膜可為單層亦可為多層，於為多層的情況下，只要依序進行多個化學轉化處理即可。

另外，關於所述塗膜，可列舉：輥塗機塗裝、淋幕式塗裝、噴霧塗裝等形成方法。於塗裝含有有機樹脂的塗料後，可藉由熱風乾燥、紅外線加熱、感應加熱等方法進行加熱乾燥而形成塗膜。

#### [實施例]

#### 【0059】 （樣品 1~樣品 31）

將利用常用方法製造的板厚為 0.5 mm 的冷軋鋼板用作基底鋼板，於連續式熔融鍍覆設備中，進行樣品 1~樣品 31 的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的製造。再者，關於製造中所使用的鍍覆浴的組成，與表 2 所示的各樣品的鍍覆層的組成大致相同，關於鍍覆浴的浴溫、鋼板的進入板溫以及至自鍍覆浴的浴溫減去 150°C 所得的溫度為止的冷卻速度，示於表 2 中。

其後，關於所得的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的各樣品，使用掃描型電子顯微鏡並藉由能量分散型 X 射線分光法（SEM-EDX），於隨機的一個部位進行剖面觀察。

而且，關於各樣品，測定或算出所形成的鍍覆層的各條件以及鍍覆的各製造條件，並示於表 2 中。

#### 【0060】（評價）

對於如所述般獲得的熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的各樣品，進行以下的評價。將評價結果示於表 2 中。

#### 【0061】（1）表面外觀性

對於熔融 Al-Zn 系鍍覆鋼板的各樣品，於 1000 mm～1600 mm 左右的鋼板寬度×長度 1000 mm 的觀察視場中，藉由目視來觀察鍍覆層的表面（各樣品的兩表面）。

而且，按照以下基準來評價觀察結果。

○：表面及背面中的任一者均完全未觀察到褶皺狀缺陷

×：於表面及背面中的至少一者中觀察到了褶皺狀缺陷

#### 【0062】（2）彎曲加工部耐蝕性評價（加工部的耐蝕性）

對於熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的各樣品，於內側夾持 3 片相同板厚的板並實施 180°彎曲的加工（3T 彎曲）後，於彎曲的外側進行日本汽車標準的複合循環試驗（JASO-CCT）。關於 JASO-CCT，為如圖 4 所示，於特定條件下將鹽水噴霧、乾燥及濕潤設為 1 個循環的試驗。

對各樣品的加工部測定直至紅鏽產生為止的循環數，並按照以下基準進行評價。

◎：紅鏽產生循環數  $\geq 400$  個循環

○：300 個循環  $\leq$  紅鏽產生循環數  $< 400$  個循環

×：紅鏽產生循環數 < 300 個循環

【0063】 [表 2]

表2

No.	組成 (質量%)			鍍覆層的條件										製造條件		評價		備註				
	Al	Si	Mg	Sr	界面合金層中的 Sr 濃度 (質量%)	Al-Si-Sr 合金的平均長徑 (μm)	Mg <sub>2</sub> Si 的平均長徑 (μm)	於厚度方向的剖面中所觀察到的主層中的 Si 相的面積率 (%) : A		於厚度方向的剖面中所觀察到的主層中的 Mg <sub>2</sub> Si 的面積率 (%) : B		主層中的 Si 相的面積比例 A / (A+B) * 100 (%) : Z	平均枝晶臂間距離 (μm)	式 (1) 的左邊	鍍覆層的厚度 (μm)	浴溫 (°C)	進入板溫 (°C)		至鍍覆浴溫 -150°C 為止的冷卻速度 (°C/s)	鍍覆浴的 Mg 與 Si 的關係 : N*	表面外加工部的耐蝕性	◎
								(%) : A	(%) : B	(%) : Z	(°C)											
1	55	1.5	3.0	0	0	-	7.0	0.2	8.0	2.4	11	2.2	24	585	600	50	3.3	◎	◎	比較例		
2	55	1.5	3.0	0.01	0.1	0.8	9.0	0.3	7.0	4.1	12	1.9	23	580	580	30	3.3	◎	◎	本發明例		
3	55	1.5	3.0	0.0005	0.0005	0.1	9.0	0.3	7.0	4.1	12	1.9	23	560	565	40	3.3	◎	◎	比較例		
4	55	0.5	0.05	0.0005	0.0005	0.1	1.0	0.1	0.2	33.3	11	1.9	23	565	570	40	-0.5	◎	◎	比較例		
5	55	1.5	3.0	0.1	1	0.7	8.0	0.4	9.0	4.3	9	2.3	21	570	565	40	3.3	◎	◎	本發明例		
6	55	1.5	3.0	1.0	10.0	0.8	6.0	0.2	10.0	2.0	7	3.1	22	575	585	60	3.3	◎	◎	本發明例		
7	55	1.5	1.0	0.01	0.1	0.7	4.0	0.0	1.0	2.0	6	3.8	23	580	575	80	1.1	◎	◎	本發明例		
8	55	1.5	5.0	0.01	0.1	0.8	7.0	0.2	12.0	1.6	11	2.4	26	585	570	50	5.6	◎	◎	本發明例		
9	55	1.5	10.0	0.01	0.1	0.8	9.0	0.1	15.0	0.7	12	1.8	22	580	595	30	11.1	◎	◎	本發明例		
10	55	0.7	3.0	0.01	0.1	0.8	5.0	0.1	3.0	1.6	8	2.9	23	580	595	70	30.0	◎	◎	本發明例		
11	55	1.0	3.0	0.01	0.1	0.9	4.0	0.1	5.0	2.0	6	3.5	21	585	595	80	7.5	◎	◎	本發明例		
12	55	2.0	3.0	0.01	0.1	0.7	7.0	1.0	10.0	9.1	11	2.0	22	565	550	50	2.1	◎	◎	本發明例		
13	55	2.5	3.0	0.01	0.1	0.8	9.0	2.0	15.0	11.8	12	1.8	22	575	580	30	1.6	◎	◎	本發明例		
14	55	3.0	3.0	0.01	0.1	0.8	8.0	3.0	18.0	14.3	9	2.6	23	580	575	40	1.3	◎	◎	本發明例		
15	55	5.0	3.0	0.01	0.1	0.7	6.0	11.0	20.0	35.5	7	3.7	26	570	565	60	0.7	◎	◎	比較例		
16	55	5.0	5.0	0.01	0.1	0.7	6.0	7.0	25.0	21.9	7	3.7	26	570	565	60	1.1	◎	◎	本發明例		
17	55	2.5	5.0	0.01	0.1	0.8	5.0	3.0	12.0	20.0	8	2.8	22	575	570	70	2.6	◎	◎	本發明例		
18	55	2.5	5.0	0.1	1	0.8	5.0	4.0	14.0	22.2	8	2.8	22	575	570	70	2.6	◎	◎	本發明例		
19	55	2.5	5.0	1	10	0.9	4.0	5.0	13.0	27.8	6	4.0	24	585	575	80	2.6	◎	◎	本發明例		
20	55	10.0	12.0	2	20	1.5	12.0	20.0	30.0	40.0	7	4.0	24	570	575	70	1.3	◎	◎	比較例		
21	30	1.5	3.0	0.01	0.1	0.8	7.0	0.2	7.0	2.8	11	2.2	24	580	605	50	3.3	◎	◎	本發明例		
22	30	1.5	3.0	0.01	0.1	0.7	9.0	0.3	8.0	3.6	12	1.9	23	565	530	30	3.3	◎	◎	本發明例		
23	35	1.5	3.0	0.01	0.1	0.9	8.0	0.4	9.0	4.3	9	2.3	21	585	590	40	3.3	◎	◎	本發明例		
24	45	1.5	3.0	0.01	0.1	0.9	6.0	0.2	10.0	2.0	7	3.1	22	585	595	60	3.3	◎	◎	本發明例		
25	65	1.5	3.0	0.01	0.1	0.7	5.0	0.3	7.0	4.1	8	2.8	22	585	560	70	3.3	◎	◎	本發明例		
26	55	1.5	3.0	0.01	0.1	1.1	9.0	0.3	8.0	3.6	9	2.9	26	605	605	30	3.3	◎	◎	比較例		
27	55	1.5	3.0	0.01	0.1	1.5	8.0	0.4	9.0	4.3	12	1.8	22	620	650	40	3.3	◎	◎	比較例		
28	55	1.5	3.0	0.01	0.1	0.9	13.0	0.2	10.0	2.0	18	1.2	21	585	560	10	3.3	◎	◎	比較例		
29	55	1.5	3.0	0.01	0.1	1.2	5.0	0.3	7.0	4.1	14	1.7	24	585	620	70	3.3	◎	◎	比較例		
30	55	1.5	5.0	0.01	0.1	0.8	11.0	0.4	8.0	4.8	10	2.2	22	575	590	20	5.6	◎	◎	比較例		
31	55	1.5	0.0	0	0	-	4.0	-	-	-	6	3.3	20	580	590	80	-	◎	◎	比較例		

\* N=M<sub>Mg</sub> / (M<sub>Si</sub>-0.6) 此處，M<sub>Mg</sub>：浴中 Mg 濃度 (質量%) M<sub>Si</sub>：浴中 Si 濃度 (質量%)

【0064】 根據表 2 的結果可知，本發明例的各樣品與比較例的各樣品相比，表面外觀性及加工部耐蝕性中的任一者均平衡性佳地優異。

[產業上之可利用性]

【0065】 根據本發明，可提供一種具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，以及具有良好的表面外觀性、並且加工部的耐蝕性優異的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法。

【符號說明】

【0066】

A-B：區間

L：距離



109-09-09

## 【發明申請專利範圍】

【請求項1】 一種熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其特徵在於：

鍍覆層含有 Al：25 質量%～70 質量%、Si：0.6 質量%～5 質量%、Mg：0.1 質量%～10 質量%及 Sr：0.001 質量%～1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，

所述鍍覆層包含存在於與基底鋼板的界面的界面合金層、及存在於所述界面合金層上的主層，於所述主層與所述界面合金層之間存在平均長徑為 1  $\mu\text{m}$  以下的 Al-Si-Sr 合金。

【請求項2】 如請求項 1 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其中於所述界面合金層中含有 0.001 質量%以上的 Sr。

【請求項3】 如請求項 1 或請求項 2 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其中於所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的長徑均為 10  $\mu\text{m}$  以下。

【請求項4】 如請求項 1 或請求項 2 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其中關於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的 Si 相，相對於在所述鍍覆層的厚度方向的剖面中所觀察到的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  及 Si 相的面積率的合計而言的 Si 相的面積率的比例為 30% 以下。

【請求項5】 如請求項 1 或請求項 2 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板，其中所述主層具有  $\alpha\text{-Al}$  相的枝晶部分，所述枝晶部分的平均枝晶臂間距離、與所述鍍覆層的厚度滿足以下式 (1)：

$$t/d \geq 1.5 \cdots (1)$$

109-09-09

t：鍍覆層的厚度（ $\mu\text{m}$ ）、d：平均枝晶臂間距離（ $\mu\text{m}$ ）。

【請求項6】 一種熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其特徵在於：

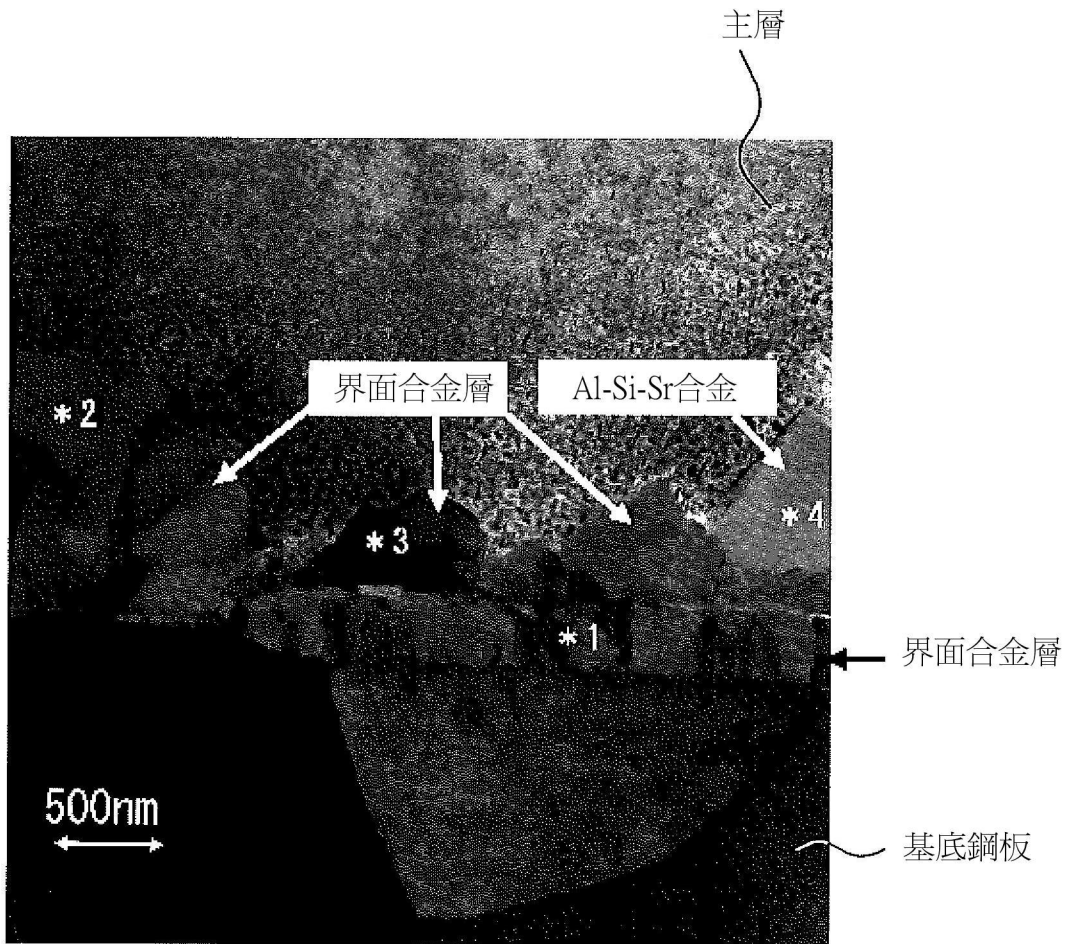
使用鍍覆浴，所述鍍覆浴含有 Al：25 質量%～70 質量%、Si：0.6 質量%～5 質量%、Mg：0.1 質量%～10 質量%及 Sr：0.001 質量%～1.0 質量%，且具有剩餘部分包含 Zn 及不可避免的雜質的組成，且浴溫為 585℃ 以下，

對鋼板實施熔融鍍覆時，將進入所述鍍覆浴時的鋼板溫度（進入板溫）設為自所述鍍覆浴的浴溫加上 20℃ 所得的溫度（鍍覆浴溫+20℃）以下。

【請求項7】 如請求項 6 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其中所述鋼板的進入板溫為所述鍍覆浴的浴溫以下。

【請求項8】 如請求項 6 或請求項 7 所述的熔融 Al-Zn-Mg-Si-Sr 鍍覆鋼板的製造方法，其中對所述鋼板實施熔融鍍覆後，以 30℃/s 以上的平均冷卻速度將所述鋼板冷卻至板溫成為自所述鍍覆浴的浴溫減去 150℃ 所得的溫度（鍍覆浴溫-150℃）為止。

# 【發明圖式】

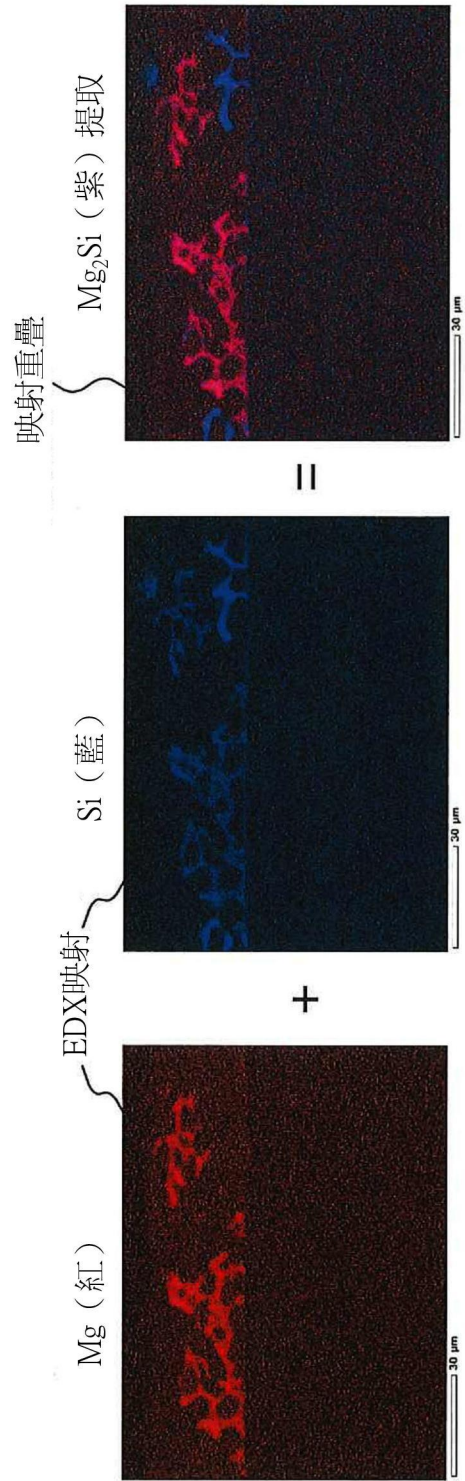


剖面STEM觀察結果（鍍覆組成：Al 55%、Mg 4.5%、Si 2.8%、Sr 0.1%）

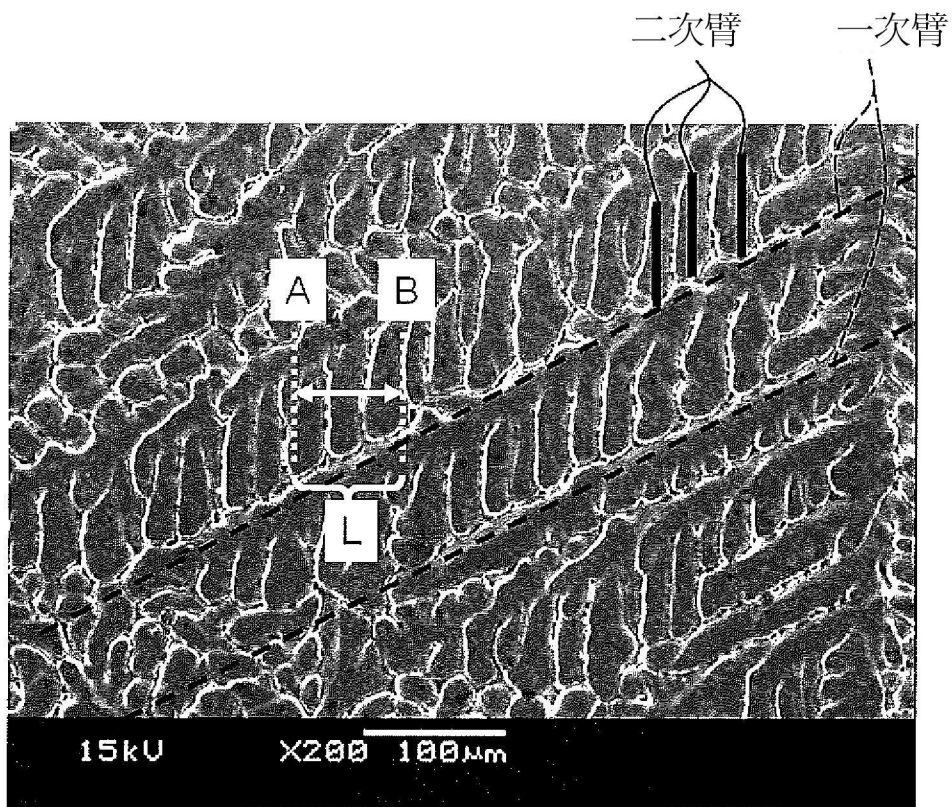
【圖1】



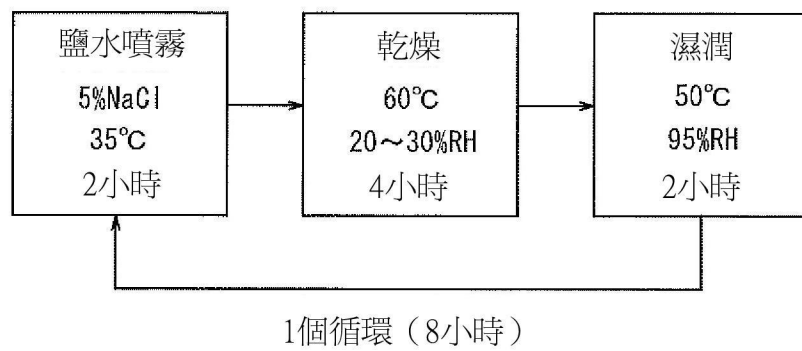
【圖2(a)】



【圖2(b)】



【圖3】



【圖4】