

公告本

I278533

修正
補克 92.9.15 748003

發明專利說明書

(填寫本書件時請先行詳閱申請書後之申請須知，作※記號部分請勿填寫)

※申請案號： 92104960 ※IPC分類： C3076

※申請日期： 92年03月07日

壹、發明名稱：

(中文) 具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法

(英文) 延性および耐疲勞特性に優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

貳、發明人(共 3 人)

發明人 1

姓 名：(中文) 中垣內達也
(英文) 中垣內達也

住居所地址：(中文) 日本國岡山縣倉敷市水島川崎通一丁目
川崎製鐵株式會社 技術研究所內
(英文)

參、申請人(共 1 人)

申請人 1

姓名或名稱：(中文) J F E 鋼鐵股份有限公司
(英文) J F E スチール株式会社

住居所地址：(中文) 日本國東京都千代田區內幸町二丁目二番三號

(或營業所) (英文)

國 籍：(中文) 日本 (英文) JAPAN

代 表 人：(中文) 1. 數土文夫
(英文)

發明人 2

姓 名：(中文) 清水哲雄
(英文) 清水哲雄
住居所地址：(中文) 日本國岡山縣倉敷市水島川崎通一丁目
川崎製鐵株式会社 技術研究所內
(英文)

發明人 3

姓 名：(中文) 坂田敬
(英文) 坂田敬
住居所地址：(中文) 日本國千葉縣千葉市中央區川崎町一番地
川崎製鐵株式会社 技術研究所內
(英文)

捌、聲明事項

■主張專利法第二十四條第一項優先權：

【格式請依：受理國家（地區）；日期；案號 順序註記】

1.日本 ; 2002/03/18 ; 2002-073815

(1)

玖、發明說明

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於高張力熔融鍍鋅鋼板、尤其是在連續熔融鍍鋅作業線製造的高張力熔融鍍鋅鋼板。

【先前技術】

近年，由於保護地球環境之觀點，致被要求改善汽車之燃料消費，且為衝撞時保護乘坐人員，亦一併被要求汽車車體之安全性。因此，正積極地進行汽車車體之輕量化及汽車車體之加強化。由於欲同時符合汽車車體之輕量化及加強化，將構件素材加以高強度化頗為有效，故高張力鋼板被積極地使用於汽車構件。

而，以鋼板為素材的汽車構件，大都由壓製加工所成形，致汽車構件用鋼板被要求具有優異的壓製成形性。欲實現優異的壓製成形性，確保高延展性甚為重要，因此汽車構件用高張力鋼板被強力要求高延展性。

作為延展性優異之高張力鋼板，已有肥粒鐵及低溫變態相的複合組織所構成之組織強化型鋼板的提案。該組織強化型鋼板以具有肥粒鐵及麻田散鐵的複合組織之雙相組織鋼板可作為代表。又最近，利用殘留沃斯田鐵起因的變態誘發可塑性之高延展性鋼板亦已達實用化的階段。

另，汽車構件依照適用部位有時亦被要求高耐蝕性。如此部位所適用之構件，以合金化熔融鍍鋅鋼板為典型例的熔融鍍鋅鋼板較適宜。

(2)

因此，為更加推進汽車車體之輕量化及加強化，優於耐蝕性且延展性優異之高張力熔融鍍鋅鋼板，已成為必須不可缺少之素材。

在此，大都之熔融鍍鋅鋼板係由連續熔融鍍鋅作業線所製造。該連續熔融鍍鋅作業線則大都將退火設備與電鍍設備以連續性地加以設置，且因退火後進行電鍍處理，致退火後之冷卻被電鍍處理所隔斷。是故困難提高工程全體之平均冷卻速度。

即，連續熔融鍍鋅作業線所製造之高張力熔融鍍鋅鋼板，困難促使電鍍處理後之鋼板中含有一般在冷卻速度較快冷卻條件下才能生成之麻田散鐵或殘留沃斯田鐵。

在連續熔融鍍鋅作業線，以組織強化型高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，已知曉將 Cr 或 Mo 之提高淬火性合金元素添加多量，俾使容易生成麻田散鐵等低溫變態相。然而，合金元素之多量添加，卻有招惹製造成本上升之問題。

另，特開 2001-3150 號公報提案有：藉一次熱處理後急冷至 M_s 點以下的一次工程，與二次熱處理後進行急冷的二次工程施加後，再施加熔融鍍鋅處理並進行急冷之三次工程，在含 C：0.05～0.20 質量%、Mn：1.0～3.0 質量%及 Si：0.3～1.8 質量%之鋼板予以形成回火麻田散鐵、殘留沃斯田鐵及肥粒鐵與低溫變態相所成複合組織，而製造延展性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板之方法。惟，特開 2001-3150 號公報所記載之技術雖能獲得優異延展性，但

(3)

所獲得鋼板在耐疲勞特性之面尚殘留有問題。

本發明即為解決上述習知技術之問題，以提供一種作為汽車購件用素材具有足夠的延展性，且耐疲勞特性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法為目的。

【發明內容】

本發明人等，就解決上述課題，使用連續熔融鍍鋅作業線以製造高延展性高張力熔融鍍鋅鋼板的手法，自鋼板之組成及顯微組織之觀點加以銳意研究的結果，乃認知到：首先規範作為素材之熱軋鋼板的化學成分及組織，將經過冷軋及熱處理、再經過熔融鍍鋅處理後所獲得之高張力熔融鍍鋅鋼板，構成為含有回火麻田散鐵及殘留沃斯田鐵，其餘由肥粒鐵與低溫變態相所成的複合組織，而可使鋼板顯現優異之延展性及耐疲勞特性。

又，認知到：使鋼板組織呈含有回火麻田散鐵及殘留沃斯田鐵，其餘由肥粒鐵與低溫變態相所成的複合組織，如將經過調整化學成分及組織之熱軋鋼板作為素材，先構成含板條狀麻田散鐵之組織，復於連續熔融鍍鋅作業線在所定條件下施予再加熱處理及電鍍處理即能獲取。

更，認知到：起初就構成為含板條狀麻田散鐵之組織，則能在然後之回火處理時促使所生成沃斯田鐵細緻的分散，期容易對沃斯田鐵中進行C的濃化，且藉細緻化所致之沃斯田鐵的穩定化，以增加所得之殘留 γ 量，而可製成延展性及耐疲勞特性極為優異之高張力熔融鍍鋅鋼板。

(4)

本發明係依據上述認知所構成。

亦即，本發明之構成要旨，如次所述。

(1) 將含 C：0.05～0.20 質量%、Si：0.3～1.8 質量%以及 Mn：1.0～3.0 質量%，且具有其餘的 Fe 及不可避免的雜質所成之組成分、與肥粒鐵的主相及第 2 相所成之複合組織，該第 2 相則由含變韌鐵：80 vol%以上，其餘為麻田散鐵、殘留沃斯田鐵及波來鐵的任一種或兩種以上所構成，而該第 2 相之板厚方向的平均長度對於軋軋方向的平均長度之比為 0.7 以上的熱軋鋼板作為素材，經冷軋再施予在 A_{c1} 變態點以上溫度範圍保持 5 秒鐘以上之一次加熱處理後，以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 M_s 點以下溫度，復又施予在 A_{c1} 變態點～一次加熱溫度之溫度範圍保持 5～120 秒鐘的二次加熱處理後，以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 500°C 以下溫度，然後再施加熔融鍍鋅處理，並以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 300°C 為特徵的延展性及耐疲勞特性優異之高張力熔融鍍鋅鋼板的製造方法。

(2) 將含 C：0.05～0.20 質量%、Si：0.3～1.8 質量%以及 Mn：1.0～3.0 質量%，且具有其餘的 Fe 及不可避免的雜質所成之組成分的鋼素材，經加熱後施加熱軋，接著以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻後，在 300°C 以上 550°C 以下溫度加以捲取，繼之施加在 A_{c1} 變態點以上溫度範圍保持 5 秒鐘以上之一次加熱處理後，以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 M_s 點以下溫度，復又施加在 A_{c1} 變態點～一次加熱溫度之溫度範圍保持 5～120 秒鐘的二次加熱處

(5)

理後，以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 500°C 以下溫度，然後再施加熔融鍍鋅處理，並以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻至 300°C 為特徵的延展性及耐疲勞特性優異之高張力熔融鍍鋅鋼板的製造方法。

(3) 在上述(1)或(2)，係於熔融鍍鋅處理形成熔融鍍鋅覆膜後，再加熱至 $400^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ 促使熔融鍍鋅覆膜合金化為特徵之延展性及耐疲勞特性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

(4) 在上述(1)、(2)或(3)、鋼素材更具有：包含自下列(a)～(e)中所選擇之任一種或兩種以上成分的組成為特徵之延展性及耐疲勞特性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

(a) Al：0.2～1.5 質量 %；

(b) Cr 及 Mo 之任一種或兩種的合計 0.05～1.0 質量 %；

(c) B：0.003 質量 %以下

(d) Ti、Nb 及 V 之任一種或兩種以上的合計 0.01～0.3 質量 %；

(e) Ca 及稀土族金屬(REM)之任一種或兩種的合計 0.01 質量 %以下。

【實施方式】

以下，就本發明之製造方法，依照各工程之順序加以說明。

(6)

首先，對作為素材之鋼板的組成分之限定理由進行說明。

C：0.05～0.20 質量%

C 為鋼板之高強度化必須的元素，且對殘留沃斯田鐵或低溫變態相之生成有效果的不可缺少之元素。惟，C 含量未滿 0.05 質量%時無法獲得所盼之高強度化，又如超過 0.20 質量%時，由於招惹可焊性之劣化，故將 C 限定於 0.05～0.20 質量%之範圍。

Mn：1.0～3.0 質量%

Mn 係藉固溶強化可強化鋼同時，尚能提升鋼之淬火性，且具有殘留沃斯田鐵或低溫變態相之生成的促進作用。如此作用在 Mn 含量為 1.0 質量%以上時可認出。另，含量超過 3.0 質量%時，由於效果呈飽和，致無法期待符合含量之效果招惹成本之上升。因此，將 Mn 限定於 1.0～3.0 質量%之範圍。

Si：0.3～1.8 質量%

Si 藉固溶強化可強化鋼同時，亦具有抑制碳化物之生成並促進生成殘留沃斯田鐵相之作用。如此作用在 Si 含量為 0.3 質量%以上時可認出之。另，含量超過 1.80 質量%時，電鍍型即顯著地會劣化。因此，將 Si 限定於 0.3～1.8 質量%之範圍。

(7)

而，除了上述化學成分外，本發明依照需要，亦可添加自下列(a)~(e)中所選擇之任一種或兩種以上的成分。

(a)：Al：0.2~1.5 質量%

Al 乃與 Si 同樣，具有抑制碳化物之生成並促進生成殘留沃斯田鐵相之作用。如此作用在 Al 含量為 0.2 質量%以上時可認出之。另，含量超過 1.5 質量%時，鋼中之夾雜物量即增加以致延展性劣化。因此，將 Al 含量限定於 0.2~1.5 質量%之範圍較宜。

(b)：Cr 及 Mo 之任一種或兩種的合計 0.05~1.0 質量%

Cr 及 Mo 為可提升鋼之淬火性，且具有生成低溫變態相之促進作用的元素。如此作用在含有 Cr 及 Mo 中之任一種或兩種的合計 0.05 質量%以上時可認出。另，單獨或合計含量如超過 1.0 質量%時，效果則呈飽和，致無法期待符合含量之效果，經濟性變為不利。因此，將 Cr 及 Mo 之任一種或兩種以合計限定於 0.05~1.0 質量%之範圍較妥。

(c)：B：0.003 質量%以下

B 為能提升鋼之淬火性的元素，隨著需要可含有之。惟，B 含量超過 0.003 質量%時效果即呈飽和，因此將 B 之添加量限定於 0.003 質量%以下較佳。更佳為以 0.001~0.002 質量%範圍予以添加。

(8)

(d)：Ti、Nb 及 V 之任一種或兩種以上的合計 0.01~0.3 質量 %

Ti、Nb 及 V 具有能形成碳氮化物，藉析出強化將鋼予以高強度化的作用，且依需可添加之。如此作用在含有自 Ti、Nb 及 V 中所選擇一種或兩種以上的合計 0.01 質量 % 以上時可認出。另，單獨或合計含量如超過 0.3 質量 % 時，則呈過度高強度化，致延展性降低。因此，將自 Ti、Nb 及 V 中所選擇一種或兩種以上的含量限定於 0.01~0.3 質量 % 之範圍較宜。

(e)：Ca 及 REM 之任一種或兩種的合計 0.01 質量 % 以下

Ca 及 REM 具有可控制硫化物系夾雜物之形態的作用，藉此，亦具有能提升鋼板之拉伸凸緣性的效果。如此效果在自 Ca 及 REM 中所選擇一種或兩種的合計超過 0.01 質量 % 時即成飽和。因此，將 Ca 及 REM 之任一種或兩種的含量限定於 0.01 質量 % 以下較妥。更佳是以 0.001~0.005 質量 % 之範圍予以添加為宜。

又，上述化學成分以外之其餘部分係由 Fe 及不可避免的雜質所成。該不可避免的雜質可容許例如 P：0.05 質量 % 以下及 S：0.02 質量 % 以下。

其次，就鋼板之組織進行詳細說明。

熱軋鋼板之組織：

乃是由主相之肥粒鐵及第 2 相所成的複合組織，該第

(9)

2 相含有變韌鐵：80 vol%以上，其餘為麻田散鐵、殘留沃斯田鐵及波來鐵的任一種或兩種以上所構成。

藉將作為素材之熱軋鋼板的組織的第 2 相形成為變韌鐵，在以後之冷軋工程即容易發生第 2 相之分裂，而對最終組織之細緻化所致殘留 γ 的增加、與隨其之延展性的提升有效地產生作用。如第 2 相之變韌鐵未滿 80 vol%致麻田散鐵增加，則在冷軋時第 2 相不易分裂，最終所得第 2 相較為粗大致延展性會減低。又，波來鐵增加時，一次加熱處理時滲碳體不再固溶而殘留溶化，C 被消耗為滲碳體，故殘留 γ 量減少，延展性降低。

又，所謂主相乃是含有 50 vol%以上之相的稱呼。

第 2 相之板厚方向的平均長度對於軋軋方向的平均長度之比(以下、以縱橫比表示)為 0.7 以上：

熱軋鋼板之第 2 相，其縱橫比如較 0.7 為小時，亦即呈伸展形狀時，最終所得之第 2 相亦沿原來第 2 相之位置以列狀生成，其結果有利於疲勞龜裂之傳播，致減低耐疲勞特性。於是，將第 2 相之縱橫比設定為 0.7 以上。又，縱橫比之上限值雖無特別的限定，惟實際上不易發生第 2 相之軋軋方向的平均長度比板厚方向的平均長度為短之情形，因此縱橫比之上限實質上應為 1.0。

最終組織：

在本發明，特徵是在於：將具有上述組成分及組織之熱軋鋼板作為素材，經施加冷軋、熱處理且電鍍處理，以

(10)

製造具有所盼最終組織之熔融鍍鋅鋼板。

以該最終組織，則是由回火麻田散鐵、殘留沃斯田鐵、肥粒鐵及低溫變態相所構成的複合組織較佳。

在此，上述回火麻田散鐵係指將板條狀麻田散鐵加熱時所生成的相。該回火麻田散鐵即繼承回火前板條狀麻田散鐵的形態之具均勻細緻構造的相。且由於經過回火致已軟質化而具有充分的塑性變形能，故對於高張力鋼板之延展性提升頗為有效的相。

根據本發明之製造方法所獲得的熔融鍍鋅鋼板，乃含有 20 vol%以上之該回火麻田散鐵較佳。因為，回火麻田散鐵量未滿 20 vol%時，無法期盼顯著之延展性提升效果。

且，殘留沃斯田鐵具有加工時應變誘發變態為麻田散鐵，使局部性施加之加工變形廣範地分散，以提升鋼板延展性之作用。依照本發明之製造方法所獲得的熔融鍍鋅鋼板，則含有 3 vol%以上之此種殘留沃斯田鐵較宜。亦即，殘留沃斯田鐵量未滿 3 vol%時，無法期盼顯著之延展性提升。

又，最終複合組織之上述回火麻田散鐵與殘留沃斯田鐵以外的相，即為肥粒鐵及低溫變態相。

肥粒鐵是不含碳化物之軟質相，具有高變形能而可提升鋼板之延展性。因此，最終複合組織之肥粒鐵量為 30 vol%以上較佳。

另，本發明之所謂低溫變態相，係指未被回火之麻田

(11)

散鐵或變軔鐵。麻田散鐵與變軔鐵皆為硬質相，可提高鋼板強度。藉由軟質相之肥粒鐵及硬質相之低溫變態相，與回火麻田散鐵、殘留沃斯田鐵一起構成複合組織，致呈自軟質相至硬質相混雜之細緻組織，可實現鋼板之高延展性及低降伏比的結果，能顯著地提升鋼板之成型性。

又，熔融鍍鋅層之單位面積重量，則對應使用目的耐蝕性要求等適當地加以決定即可，不必特別地規定。例如，汽車零件所使用之鋼板，其熔融鍍鋅層的厚度(單位面積重量)予以規定於 $30 \sim 60 \text{ g / m}^2$ 較宜。

其次，就將具有上述組成分並組織之熱軋鋼板為素材，以製造具有上述最終組織之熔融鍍鋅鋼板的方法，詳細地說明各工程。

首先，熔煉具有上述組成分之鋼液，在連續鑄造等鑄造為鋼板等，當作軋軋用鋼素材。

繼之，將該鋼素材，依照此種鋼板一般的步驟予以加熱，經初軋軋形成為薄板坯，再經精軋軋製成具有所盼板厚之熱軋板後捲取之，並施加熱軋。在該熱軋工程，軋軋後以 $10^\circ\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度進行冷卻，復在 300°C 以上 550°C 以下之溫度加以捲取，乃能將熱軋板形成為具有上述組織。

即，本發明作為對象之含有高比率 Mn 等合金成分的成分系統，在鑄造時該等合金元素會發生偏析。且冷卻速度較 $10^\circ\text{C} / \text{s}$ 為慢或捲取溫度超過 550°C 時，避開該等偏析部容易生成肥粒鐵，致偏析部以第 2 相殘留。其結果，

(12)

熱軋板之第 2 相呈伸展形狀，最終所得第 2 相亦沿原來第 2 相之位置以列狀生成，其結果疲勞龜裂容易傳播，致耐疲勞特性降低。因此將冷卻速度限定於 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上，將捲取溫度限定於 300°C 以上 550°C 以下之範圍。

上述熱軋後，係施加冷軋，以形成冷軋鋼板。又，依照需要，亦可進行酸洗或退火等。然後，對鋼板進行：經一次熱處理後予以冷卻，促成含有麻田散鐵組織之一次工程，與在連續熔融鍍鋅作業線施加二次加熱處理，將一次工程所形成之麻田散鐵予以回火，並謀圖生成殘留沃斯田鐵及低溫變態相之二次工程，與然後施加鍍鋅處理之三次工程，而獲得延展性優異之高張力熔融鍍鋅鋼板。以下，就該三個工程加以詳述。

一次工程

在一次工程，以對鋼板施加在 A_{c1} 變態點以上溫度範圍至少保持 5 秒鐘以上之一次加熱處理後，以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度予以急冷至 M_s 點以下溫度。藉該一次工程，鋼板中則生成 20 vol% 以上之板條狀麻田散鐵。即，欲獲得均勻細緻之回火麻田散鐵，需形成含板條狀麻田散鐵之組織作為初始組織。

在此，一次加熱處理之加熱保持溫度（一次加熱溫度）未達 A_{c1} 溫度或保持時間未滿 5 秒鐘時，加熱保持中所生成之沃斯田鐵量少，冷卻後能獲得之板條狀麻田散鐵量不夠。一次加熱溫度如超過 950°C 時結晶粒徑容易粗大化，

(13)

控制於 950°C 以下較妥。且，一次加熱處理後之冷卻速度未達 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 時，無法將冷卻後之鋼板組織形成爲含板條狀麻田散鐵之組織。又，一次加熱處理後之冷卻速度上限，爲保持良好之鋼板形狀予以規範於 $100^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以下較佳。而，保持時間規範於 5 秒鐘以上 120 秒鐘以下較宜。

二次工程

在二次工程，對藉一次工程生成有 20 vol%以上板條狀麻田散鐵之鋼板，更施加在 A_{c1} 變態點～一次加熱溫度的溫度範圍保持 5～120 秒鐘之二次加熱處理後，再以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度予以冷卻至 500°C 以下溫度。藉該二次工程，將一次工程所生成之板條狀麻田散鐵形成爲回火麻田散鐵同時，爲最終能生成殘留沃斯田鐵及低溫變態相，而將鋼板組織一部分再度沃斯田鐵化。

在此，二次加熱處理之加熱溫度(二次加熱溫度)未達 A_{c1} 變態點時，並不發生再度沃斯田鐵化。又，超過一次加熱溫度以上時，一次工程所生成之組織變粗大，而伸長率即降低。

二次加熱處理之加熱保持時間如未滿 5 秒鐘時，由於再度沃斯田鐵化不充分致無法獲得殘留沃斯田鐵。又，超過 120 秒鐘時再度沃斯田鐵化即進行過度，不易獲得所需量之回火麻田散鐵。

又，二次加熱處理後之冷卻速度如未滿 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 時，冷卻速度太慢以致二次加熱處理所生成之沃斯田鐵變態爲

(14)

肥粒鐵或波來鐵等，無法成為殘留沃斯田鐵或低溫變態相。又，二次加熱處理後之冷卻速度設為 $50^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以下，對於保持良好之鋼板形狀而言較宜。

按，本二次工程，如在兼備有退火設備及熔融鍍鋅設備的連續熔融鍍鋅作業線進行較佳。因為，藉在連續熔融鍍鋅作業線進行，能自二次工程立即移到三次工程，可提升生產性。

三次工程

在三次工程，係對施加二次工程之鋼板施予熔融鍍鋅，並以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上冷卻速度加以冷卻至 300°C 。熔融鍍鋅處理，以通常之連續熔融鍍鋅作業線的處理條件進行即可，不必特別限定之。惟，極端高溫之電鍍處理，欲確保必要之殘留沃斯田鐵量頗為困難。因此在 500°C 以下實行電鍍處理較佳。又，電鍍後之冷卻速度極端慢時，困難確保殘留沃斯田鐵。因此，將電鍍處理後至 300°C 之溫度範圍的冷卻速度限定於 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上，並將該冷卻速度之上限設為 $50^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上較佳。又，在電鍍處理後，當然亦可隨著需要為調整單位面積重量而實行接觸磨擦。

且，熔融鍍鋅處理後予以施加合金化處理亦可。合金化處理則是在熔融鍍鋅處理後，再加熱到 $450 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍以進行熔融鍍鋅覆膜之合金化。合金化處理後，以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上冷卻速度加以冷卻至 300°C 較宜。在高溫進行之合金化，欲確保必要之殘留沃斯田鐵量頗為困難，並

(15)

減低鋼板之延展性。因此將合金化溫度之上限規範於 550℃ 較宜。又，合金化溫度未達 450℃ 時，合金化之進行緩慢，以致生產性會下降。又，合金化處理後之冷卻速度極端慢時，欲確保必要之殘留沃斯田鐵變為困難。因此將合金化處理後至 300℃ 之溫度範圍的冷卻速度限定為 5℃ / s 以上較佳。

又，對電鍍處理後或合金化處理後之鋼板，為形狀矯正及表面粗糙等調整而施加光整冷軋亦可。且，對電鍍後鋼板施加樹脂或油脂塗抹以及各種塗敷等處理亦無不妥。

又，以上之說明，雖在退火設備與電鍍設備、以及合金化處理設備連續之熔融鍍鋅作業線，進行鋼板之二次加熱與熔融鍍鋅、以及合金化處理，惟將各工程在獨立之設備或工程實際亦可。

實施例

將表 1 所示組成分之鋼在轉爐熔煉，以連續鑄造法製成鑄(造)片。將所得鑄片以表 2 及表 3 所示條件熱軋為板厚 2.6 mm 為止，然後經酸洗，再藉冷軋而獲得板厚 1.0 mm 之鋼板。在此，熱軋之組織乃由 50~90 vol% 肥粒鐵(主相)與第 2 相所成，第 2 相中之變韌鐵的容積率及第 2 相之縱橫比，則由掃描型電子顯微鏡之組織觀察結果，已確認為如表 4 及表 5 所示。

鋼板之顯微觀察組織，係以 3% 硝酸乙醇蝕刻軋軋方向剖面，由掃描型電子顯微鏡觀察而進行調查。縱橫比即

(16)

使用放大率 1000 倍之剖面觀察照片，對第 2 相 20 個分別測定任意第 2 相之軋軋方向長度與板厚方向長度，以求取各自之平均值。對於肥粒鐵、變軋鐵、回火麻田散鐵量，乃使用放大率 3000 倍之剖面組織，藉畫像解析求得各自之占有面積，自十個觀察視野之平均值求取。

接著，將該等冷軋鋼板，在連續退火作業線依照表 2 及表 3 所示一次工程之條件予以進行加熱並冷卻。且，將經過一次工程之鋼板，在連續熔融鍍鋅作業線依照表 2 及表 3 所示二次工程之條件予以進行加熱、冷卻並等溫保持後，繼之施加熔融鍍鋅處理。然後對其一部分，於熔融鍍鋅處理後再加熱以進行熔融鍍鋅覆膜之合金化處理，然後予以冷卻，而施加三次工程。

在此，熔融鍍鋅處理，是將鋼板浸漬於鍍浴溫度 475℃ 之電鍍槽後拉起，施加每一面 50g / m² 單位面積重量之瓦斯接觸磨擦，接著以 10℃ / c 之加熱速度加熱到 500℃，而進行合金化處理。合金化處理時之保持時間，則調整於促使電鍍覆膜中之鐵含有率呈 9~11 質量%。

將對如此所得熔融鍍鋅鋼板，進行調查機械特性及組織之結果顯示於表 4 及表 5。

又，表 4 及表 5 之殘留沃斯田鐵量，係將自鋼板採取之試片研磨到板厚方向之中心面，藉在板厚中心面之衍射 X 射線強度測定加以求取。使用 MoK α 線為射入 X 線，以求取肥粒鐵之 (110) (200) (211) 各面的衍射 X 射線累積強度，與沃斯田鐵之 (111) (200) (220) (311) 各面的衍射 X 射

(17)

線累積強度，進而求取 4 個沃斯田鐵面對於肥粒鐵之(110)(200)(211)的各 3 個累積強度比，亦即 12 個積強度比，將該等全部平均作為殘留沃斯田鐵之容積率。

又，機械特性乃使用自鋼板之沿軋軋方向的直角方向所採取，形狀為平行部寬 25mm、平行部長 60mm、標點距離 50mm、肩部半徑 25mm 之 JIS 5 號拉伸試片，以變形速度 0.4 S^{-1} 進行測定降伏強度(YP)、拉伸強度(TS)、延伸率(EL)。

疲勞試驗，則使用形狀為應力負載部分被附加 30.4mm 之 R，最小寬幅為 20mm 的試片，作成懸臂付予負載，以進行頻率 20Hz、應力比 -1 之反複平面彎曲試驗法，而將反複數超過 10^6 之應力作為疲勞極限(FL)。

產業上之可利用性

依據本發明，可製造作為汽車購件用素材具有足夠的延展性，且耐疲勞特性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板。

修正
表 1
95.12 -8

表 1

鋼 No.	C	Mn	Si	Al	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	Ca	AcI 變態點 (°C)
A	0.16	1.9	0.7									725
B	0.11	2.1	0.6									711
C	0.07	1.5	1.5									737
D	0.12	2.5	0.7	0.9								725
E	0.08	1.8	0.7		0.4							725
F	0.08	1.3	0.7			0.3						733
G	0.1	2.2	0.7				0.002	0.1				719
H	0.1	2.2	0.7						0.04	0.01	0.003	719
I	0.03	1.8	1									731
J	0.1	0.8	1									736
K	0.1	1.8	0.2									708

表 2

鋼板 No		熱軋作業線		連續退火作業線				連續熔融鍍鋅作業線						
		捲取溫度 (°C)		一次工程			二次工程			三次工程				
				冷卻速度 (°C/s)	保持溫度 (°C)	保持時間 (s)	一次加熱處理受之冷卻速度 (°C/s)	冷卻停止溫度 (°C)	二次加熱處理受之冷卻速度 (°C/s)			保持溫度 (°C)	保持時間 (s)	二次加熱處理受之冷卻速度 (°C/s)
1	A	30	450	900	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250
2	A	5	450	900	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250
3	A	25	250	900	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250
4	A	30	650	900	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250
5	A	20	400	720	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250
6	B	30	450	900	60	30	250	780	20	10	450	無	10	250
7	B	30	450	900	2	30	250	800	20	10	470	有	10	250
8	B	30	420	900	60	4	250	800	20	10	470	有	10	250
9	C	30	420	900	60	50	250	750	100	10	450	有	10	250
10	C	25	420	900	60	30	250	650	20	10	480	無	10	250
11	C	35	450	900	60	30	250	900	20	10	480	有	10	250

表 3

鋼板 No	熱軋作業線		連續退火作業線				連續熔融鍍鋅作業線				熱軋作業線			
	鋼 No	冷卻速度 (℃/s)	捲取溫度 (℃)	一次工程			二次工程			三次工程				
				一次加熱處理		一次加熱處理受之冷卻速度 (℃/s)	冷卻停止溫度 (℃)	二次加熱處理		一次加熱處理受之冷卻速度 (℃/s)	冷卻停止溫度 (℃)	合金化處理	電鍍/合金化處理後之冷卻速度 (℃/s)	冷卻停止溫度 (℃)
				保持溫度 (℃)	保持時間 (s)			保持溫度 (℃)	保持時間 (s)					
12	D	20	350	900	60	30	250	800	20	70	480	有	10	250
13	D	20	350	900	60	30	250	800	2	10	470	有	10	250
14	D	25	400	900	60	30	250	800	200	10	470	有	10	250
15	E	30	500	900	60	30	250	800	20	10	450	無	10	250
16	E	30	500	900	60	30	250	800	20	2	450	無	10	250
17	F	40	450	900	60	30	250	780	20	20	450	有	10	250
18	G	25	370	900	60	30	250	800	20	10	400	有	10	250
19	H	15	450	900	60	30	250	800	20	10	420	無	10	250
20	H	30	450	900	60	30	250	800	20	10	440	有	3	250
21	I	30	450	900	60	30	250	800	20	10	440	有	10	250
22	J	30	450	900	60	30	250	800	20	10	450	有	10	250
23	K	30	450	900	60	30	250	800	20	10	450	有	10	250
24	A	30	450	830	60	30	250	800	20	10	470	有	10	250

表 4

鋼板 No	鋼 No	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS*EI (MPa·%)	FL/TS	熱軋組織		最終組織				備註
							第 2 項中 B 容積率 (%)	第 2 項 縱橫比	回火 M (%)	殘留 γ (%)	α (%)	(*) 低溫變 態相	
1	A	484	820	30	24600	0.54	95	0.80	50	5	40	M+B	發明例
2	A	481	817	27	22059	0.42	85	0.62	45	3	40	M+B	比較例
3	A	489	831	26	21606	0.37	30	0.53	45	2	40	M+B	比較例
4	A	480	822	27	22194	0.41	20	0.49	45	3	40	M+B	比較例
5	A	571	822	23	18906	0.52	0	0.84	5	1	45	M+B	比較例
6	B	491	860	28	24080	0.50	90	0.78	40	5	40	M+B	發明例
7	B	573	855	21	17955	0.51	90	0.78	5	1	50	M+B	比較例
8	B	589	853	22	18766	0.51	90	0.80	5	1	55	M+B	比較例
9	C	384	651	38	24738	0.50	95	0.88	30	4	55	M+B	發明例
10	C	547	684	25	17100	0.51	95	0.91	35	0	65	-	比較例
11	C	427	668	29	19372	0.50	95	0.87	10	1	60	M+B	比較例

(*) M：麻田散鐵，B：變韌鐵，P：波來鐵

表 5

鋼板 No	鋼 No	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	TS*El (MPa*%)	FL/TS	熱軋組織		最終組織				備註
							第 2 項中 B 容積率 (%)	第 2 項 縱橫比	回火 M (%)	殘留 γ (%)	α (%)	(*) 低溫變 態相	
12	D	423	742	33	24486	0.52	95	0.82	35	5	50	M+B	發明例
13	D	570	760	25	19000	0.51	95	0.82	40	1	50	M+B	比較例
14	D	462	734	26	19084	0.5	95	0.8	10	1	45	M+B	比較例
15	E	392	665	36	23940	0.5	90	0.85	30	3	50	M+B	發明例
16	E	546	635	27	17145	0.51	90	0.87	25	0	55	P	比較例
17	F	397	661	37	24457	0.5	95	0.89	25	3	60	M+B	發明例
18	G	436	752	33	24816	0.5	85	0.8	35	5	45	M+B	發明例
19	H	431	731	34	24854	0.51	95	0.77	35	4	40	M+B	發明例
20	H	489	720	30	21600	0.51	95	0.9	35	2	40	M+B	比較例
21	I	428	571	33	18843	0.5	95	0.89	5	1	85	M+B	比較例
22	J	509	653	30	19590	0.5	95	0.86	25	1	65	P+B	比較例
23	K	412	665	30	19950	0.52	95	0.8	40	1	35	M+B	比較例
24	A	465	825	31	25575	0.52	95	0.8	50	2	40	M+B	發明例

(*) M: 麻田散鐵, B: 變韌鐵, P: 波來鐵

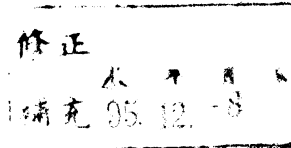
肆、中文發明摘要

發明之名稱：具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法

將含 C：0.05～0.20 質量%、Si：0.3～1.8 質量%以及 Mn：1.0～3.0 質量%，而具有其餘的 Fe 及不可避免的雜質所成之組成分、與肥粒鐵的主相及第 2 相所成之複合組織，該第 2 相則由含變韌鐵：80 vol%以上，其餘為麻田散鐵、殘留沃斯田鐵及波來鐵的任一種或兩種以上所構成，且該第 2 相之板厚方向的平均長度對於軋軋方向的平均長度之比為 0.7 以上之熱軋鋼板作為素材，經冷軋後再進行所定的熱處理、熔融鍍鋅處理及冷卻處理。藉此可獲得作為汽車購件用素材具有足夠的延展性，並耐疲勞特性優異的高張力熔融鍍鋅鋼板。

伍、英文發明摘要

發明之名稱：



拾、申請專利範圍

第 92104960 號專利申請案

中文申請專利範圍修正本

民國 95 年 12 月 8 日修正

1. 一種具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其特徵為：

將由：含 C：0.05～0.20 質量%、Si：0.3～1.8 質量%以及 Mn：1.0～3.0 質量%，其餘為 Fe 以及不可避免的雜質所構成之鋼素材、加熱後實施軋軋，接下來，持續地以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上的冷卻速度進行冷卻後，在 300°C 以上 550°C 以下的溫度範圍內進行捲取，接下來，實施在於 A_{c1} 變態點的以上的溫度範圍內保持 5 秒以上的一次加熱處理後，再以 $10^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上的冷卻速度進行冷卻直到 M_s 點以下的溫度為止，進而又實施在於 A_{c1} 變態點～一次加熱處理的溫度範圍內保持 5～120 秒鐘的二次加熱處理後，再以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上之冷卻速度進行冷卻直到 500°C 以下的溫度為止，然後，實施熔融鍍鋅處理之後，再以 $5^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上的冷卻速度進行冷卻直到 300°C 為止。

2. 如申請專利範圍第 1 項之具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中的熱軋後的鋼組織是具有由：肥粒鐵的主相以及第 2 相所組成的複合組織，第 2 相是由：含變軋鐵超過 80 vol%以上，其餘為麻田散鐵、殘留沃斯田鐵及波來鐵的其中一種或兩種

(2)

所組成，且該第 2 相之板厚方向的平均長度對於軋軋方法的平均長度的比是超過 0.7 以上。

3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中利用熔融鍍鋅處理形成熔融鍍鋅覆膜後，進行再加熱至 400℃～550℃ 的溫度範圍以將熔融鍍鋅覆膜合金化，然後，再以 5℃ / s 以上的冷卻速度進行冷卻直到 300℃ 為止。

4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中該鋼素材的組成分中又含由下列 (a)～(e) 之中所選出的一種或兩種以上的成分：

(a) Al：0.2～1.5 質量 %；

(b) 由 Cr 及 Mo 所選出的其中一種或兩種，合計 0.05～1.0 質量 %；

(c) B：0.003 質量 % 以下；

(d) 由 Ti、Nb 及 V 所選出的其中一種或兩種以上，合計 0.01～0.3 質量 %；

(e) 由 Ca 及稀土族金屬 (REM) 所選出的其中一種或兩種，合計 0.01 質量 % 以下。

5. 如申請專利範圍第 3 項之具有優異的延展性及耐疲勞特性的高張力熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中該鋼素材的組成分中又含由下列 (a)～(e) 之中所選出的一種或兩種以上的成分：

(a) Al：0.2～1.5 質量 %；

(3)

(b) 由 Cr 及 Mo 所選出的其中一種或兩種，合計 0.05 ~ 1.0 質量 %；

(c) B：0.003 質量 %以下；

(d) 由 Ti、Nb 及 V 所選出的其中一種或兩種以上，合計 0.01 ~ 0.3 質量 %；

(e) 由 Ca 及稀土族金屬(REM)所選出的其中一種或兩種，合計 0.01 質量 %以下。

陸、(一)、本案指定代表圖為：無

(二)、本代表圖之元件代表符號簡單說明：無

柒、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：無