



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201418480 A

(43)公開日：中華民國 103 (2014) 年 05 月 16 日

(21)申請案號：103100170

(22)申請日：中華民國 97 (2008) 年 12 月 29 日

(51)Int. Cl. : C22C38/00 (2006.01)

(30)優先權：2008/01/31 日本 2008-020176

(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)
日本

(72)發明人：金子真次郎 KANEKO, SHINJIRO (JP)；川崎由康 KAWASAKI, YOSHIYASU (JP)；松岡才二 MATSUOKA, SAIJI (JP)；鈴木善繼 SUZUKI, YOSHITSUGU (JP)；舞嶽孝二 MAITAKE, KOJI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：0 共 29 頁

(54)名稱

成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板

HIGH STRENGTH GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

(57)摘要

本發明之目的在於提供具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。其中，成分組成係以質量%計而含有 C：0.05~0.15%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~3.0%、P：0.001~0.05%、S：0.0001~0.01%、Al：0.001~0.1%、N：0.0005~0.01%、Cr：0.1~1.0%、Ti：0.0005~0.1%、B：0.0003~0.003%，其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成。組織係以面積率計而具有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，且於上述麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，而，粒徑 1 μ m 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下。



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201418480 A

(43)公開日：中華民國 103 (2014) 年 05 月 16 日

(21)申請案號：103100170

(22)申請日：中華民國 97 (2008) 年 12 月 29 日

(51)Int. Cl. : C22C38/00 (2006.01)

(30)優先權：2008/01/31 日本 2008-020176

(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)
日本

(72)發明人：金子真次郎 KANEKO, SHINJIRO (JP)；川崎由康 KAWASAKI, YOSHIYASU (JP)；松岡才二 MATSUOKA, SAIJI (JP)；鈴木善繼 SUZUKI, YOSHITSUGU (JP)；舞嶽孝二 MAITAKE, KOJI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：0 共 29 頁

(54)名稱

成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板

HIGH STRENGTH GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

(57)摘要

本發明之目的在於提供具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。其中，成分組成係以質量%計而含有 C：0.05~0.15%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~3.0%、P：0.001~0.05%、S：0.0001~0.01%、Al：0.001~0.1%、N：0.0005~0.01%、Cr：0.1~1.0%、Ti：0.0005~0.1%、B：0.0003~0.003%，其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成。組織係以面積率計而具有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，且於上述麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，而，粒徑 1 μ m 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下。

發明摘要

※ 申請案號：103100170 (由 97/151198 分割)

※ 申請日：97.12.29

※IPC 分類：C22C 38/00 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板

HIGH STRENGTH GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

【中文】

本發明之目的在於提供具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。其中，成分組成係以質量%計而含有 C：0.05~0.15%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~3.0%、P：0.001~0.05%、S：0.0001~0.01%、Al：0.001~0.1%、N：0.0005~0.01%、Cr：0.1~1.0%、Ti：0.0005~0.1%、B：0.0003~0.003%，其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成。組織係以面積率計而具有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，且於上述麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，而，粒徑 1 μ m 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下。

【英文】

A high strength galvanized steel sheet having a TS of 780 MPa or more and exhibiting excellent stretch frangeability and bendability and a method for manufacturing the same are provided. The component composition contains C: 0.05% to 0.15%, Si: 0.8% to 2.5%, Mn:1.5% to 3.0%, P:0.001% to 0.05%, S: 0.0001% to 0.01%, Al: 0.001% to 0.1%, N: 0.0005% to 0.01%, Cr: 0.1% to 1.0%, Ti: 0.0005% to 0.1%, B: 0.0003% to 0.003%, and the remainder composed of iron and incidental impurities, on a percent by mass basis. The microstructure includes 30% or more of ferrite phase and 30% or more, and 70% or less of martensite phase on an areal fraction basis, wherein regarding the above-described martensite phase, the proportion of a tempered martensite phase is 20% or more relative to the whole martensite phase and the proportion of a martensite phase having a grain diameter of 1 μm or less is 10% or less relative to the whole martensite phase.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：無

【本代表圖之符號簡單說明】：
無

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：
無

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板

HIGH STRENGTH GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

【技術領域】

本發明主要係關於適合於汽車構造構件之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法，尤其是具有 780MPa 以上之拉伸強度 TS，且擴孔性或彎曲性等延展性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。

【先前技術】

近年來，係以確保衝撞時之乘客安全性或改善車體輕量化所導致之燃油費用為目的，而積極發展適合使用在汽車構造構件方面之 TS 為 780MPa 以上之板厚較薄的高強度鋼板。尤其最近亦在檢討具有 980MPa 級、1180MPa 級之 TS 的強度極高鋼板之應用。

然而，鋼板的高強度化一般係會導致鋼板之延伸或擴孔性或彎曲性等降低，而使成形性下降，故現狀係期望可兼具高強度與優異成形性，且耐蝕性亦優良之熔融鍍鋅鋼板。

因應此要求，而有提案諸如專利文獻 1：以質量%計，於含有 C：0.04~0.1%、Si：0.4~2.0%、Mn：1.5~3.0%、B：0.0005~0.005%、 $P \leq 0.1\%$ 、 $4N < Ti \leq 0.05\%$ 、 $Nb \leq 0.1\%$ ，而其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成之鋼板表層上具有合金化鍍鋅層，合金化熔融鍍鋅層中之

Fe%為 5~25%，且鋼板組織係肥粒鐵相與麻田散鐵相之混合組織之 TS 為 800MPa 以上之成形性及鍍敷密著性優異的高強度合金化熔融鍍鋅鋼板。

提案有專利文獻 2：以質量%計，含有 C：0.05~0.15%、Si：0.3~1.5%、Mn：1.5~2.8%、P：0.03%以下、S：0.02%以下、Al：0.005~0.5%、N：0.0060%以下，而其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成，並進一步滿足 $(\text{Mn}\%)/(\text{C}\%) \geq 15$ 且 $(\text{Si}\%)/(\text{C}\%) \geq 4$ ，又，以體積率計，含有肥粒鐵相中之 3~20%之麻田散鐵相與殘留沃斯田鐵相之成形性良好的高強度合金化熔融鍍鋅鋼板。

提案有專利文獻 3：以質量%計，含有 C：0.04~0.14%、Si：0.4~2.2%、Mn：1.2~2.4%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、Al：0.002~0.5%、Ti：0.005~0.1%、N：0.006%以下，並進一步滿足 $(\text{Ti}\%)/(\text{S}\%) \geq 5$ ，而其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成，麻田散鐵相與殘留沃斯田鐵相之體積率總計為 6%以上，且麻田散鐵相、殘留沃斯田鐵相及變韌鐵相之硬質相組織之體積率設為 $\alpha\%$ 時， $\alpha \leq 50000 \times \{(\text{Ti}\%)/48 + (\text{Nb}\%)/93 + (\text{Mo}\%)/96 + (\text{V}\%)/51\}$ 之擴孔性優異之低降伏比高強度鍍敷鋼板。

提案有專利文獻 4：係以質量%計，於含有 C：0.001~0.3%、Si：0.01~2.5%、Mn：0.01~3%、Al：0.001~4%，而其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成之鋼板表面上，具有以質量%計含有 Al：0.001~0.5%、Mn：0.001~2%，而其餘部分則由 Zn 及不可避免的雜質所構成之鍍敷層之熔融鍍鋅鋼板，又，係當鋼之 Si 含有率：X 質量%、

鋼之 Mn 含有率：Y 質量%、鋼之 Al 含有率：Z 質量%、鍍敷層之 Al 含有率：A 質量%、鍍敷層之 Mn 含有率：B 質量%時，滿足 $0 \leq 3-(X+Y/10+Z/3)-12.5 \times (A-B)$ ，鋼板之微組織係以體積率計為 70~97%之肥粒鐵主相與其平均粒徑為 20 μm 以下，第 2 相係以體積率計為由 3~30%之沃斯田鐵相及/或麻田散鐵相所構成，第 2 相之平均粒徑為 10 μm 以下的成形時之鍍敷密著性及延伸性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板。

專利文獻 1：日本專利特開平 9-13147 號公報

專利文獻 2：日本專利特開平 11-279691 號公報

專利文獻 3：日本專利特開 2002-69574 號公報

專利文獻 4：日本專利特開 2003-55751 號公報

【發明內容】

然而，關於專利文獻 1~4 所記載之高強度熔融鍍鋅鋼板，其係未必可以獲得優異之擴孔性或彎曲性。

本發明係鑒於上述情事，其目的在於提供具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。

本發明者等係重複仔細檢討應可獲得具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，而有下列發現。

i)將成分組成最佳化，以面積率計，含有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，並做成：於麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，並且，粒徑 1 μm 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下之微組織；

藉以可達成 780MPa 以上之 TS 及優越的擴孔性或彎曲性。

ii)此類微組織係於退火時，以 5°C/s 以上之平均加熱速度加熱至 Ac1 變態點以上之溫度區域，在因化學組成所限定之特定溫度區域下，進行 30~500s 均熱，以 3~30°C/s 之平均冷卻速度冷卻至 550°C 以下之溫度區域為止，其後，藉由施以熔融鍍鋅而可得到。

本發明係根據上述發現而完成者，其主旨係如下所述。

[1]一種成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其特徵為，成分組成係以質量%計而含有 C：0.05~0.15%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~3.0%、P：0.001~0.05%、S：0.0001~0.01%、Al：0.001~0.1%、N：0.0005~0.01%、Cr：0.1~1.0%、Ti：0.0005~0.1%、B：0.0003~0.003%，其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成；組織係以面積率計而具有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，並具有：於上述麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，並且，粒徑 1 μ m 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下之微組織。

[2]如[1]之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，上述肥粒鐵相之平均粒徑為 3 μ m 以上。

[3]如[1]或[2]之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，上述麻田散鐵相之平均粒徑為 2 μ m 以上。

[4]如[1]至[3]中之任一成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分組成係以質量%計而進一步含有 Nb：0.0005~0.05%。

[5]如[1]至[4]中之任一成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分

組成係以質量%計而進一步含有從 Mo：0.01~1.0%、Ni：0.01~2.0%、Cu：0.01~2.0%中所選出之至少一種元素。

[6]如[1]至[5]中之任一成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分組成係以質量%計而進一步含有 Ca：0.001~0.005%。

[7]如[1]至[6]中之任一成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，鍍鋅為合金化鍍鋅。

[8]一種成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其特徵為，將具有上述[1]、[4]~[6]中之任一所載成分組成之鋼板，以 5℃/s 以上之平均加熱速度加熱至 Ac1 變態點以上之溫度區域，於 $(Ac_3-T1 \times T2)^\circ C$ 以上且 Ac3 變態點以下之溫度區域下均熱 30~500s，並以 3~30℃/s 之平均冷卻速度冷卻至 550℃ 以下之溫度區域，接著，施以熔融鍍鋅，並以 30℃/s 以下之平均冷卻速度進行冷卻；又，上述 T1 及 T2 係由下述式(1)及式(2)所表示：

$$T1=120+22.5(\%Si)-40(\%Cr).....式(1)$$

$$T2=0.3+0.075(\%Cr).....式(2)$$

其中，式中，(%M)係鋼中元素 M 之含有量(質量%)。

[9]如[8]之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中，在均熱、冷卻後，施以熔融鍍鋅前，於 300~500℃ 之溫度區域下進行 20~150s 的熱處理。

[10]如[8]或[9]之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中，在施以熔融鍍鋅後、冷卻前，於 450~600℃ 之溫度區域下進行鍍鋅之合金化處理。

另外，於本說明書中，表示鋼成分之%係均為質量%。又，在本發明中，所謂「高強度熔融鍍鋅鋼板」係指拉伸強度 TS 為 780MPa 以上之熔融鍍鋅鋼板。

根據本發明，則可得到具有 780MPa 以上之 TS，且擴孔性或彎曲性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板。藉由將本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板適當使用在汽車構造構件方面，則可謀求：進一步確保乘客之安全性或大幅度改善車體輕量化所導致之燃油費用。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

以下，詳細說明本發明。

1)成分組成

C：0.05~0.15%

C 係用以強化鋼之重要元素，具有高固溶強化能力，且於利用麻田散鐵相之組織強化之際，為用以調整其面積率或硬度所不可或缺之元素。若 C 量未滿 0.05%，則難以獲得所必要面積率之麻田散鐵相，且因為麻田散鐵相沒有進行硬質化，故而無法得到充分的強度。另一方面，當 C 量超過 0.15%，則熔接性惡化，且因偏析層之形成導致成形性下降。因此，C 量係設為 0.05%以上且 0.15%以下。

Si：0.8~2.5%

Si 係本發明中之極為重要的元素。在退火-冷卻過程中，可促進肥粒鐵進行變態，且從肥粒鐵相至沃斯田鐵相排出固溶 C 而將肥粒鐵相

予以清淨化，可使延展性提升。同時，為了使沃斯田鐵相穩定化，即便在難以急冷之熔融鍍鋅生產線上，亦生成麻田散鐵相，而容易使之複合組織化。特別是在其冷卻過程中，利用沃斯田鐵相的穩定化，而抑制波來鐵相或變韌鐵相之生成，並促進麻田散鐵相之生成。又，已固溶於肥粒鐵相之 Si 係可促進加工硬化，提高延伸性，同時可改善應變集中部位的應變轉移性，使彎曲性提升。此外，Si 係將肥粒鐵相固溶強化而降低肥粒鐵相與麻田散鐵相之硬度差，並抑制於其界面處之龜裂生成，改善局部變形能，而對擴孔性或彎曲性之提升有所貢獻。為了獲得如上所述效果，則 Si 量必須設為 0.8%以上。另一方面，當 Si 量超過 2.5%時，則變態點明顯上升，不僅會妨礙生產穩定性，還會異常組織發達，使成形性下降。因此，將 Si 量設為 0.8%以上且 2.5%以下。

Mn：1.5~3.0%

Mn 係有效於鋼之熱軋脆化防止及強度確保。又，可使淬火性提升，且容易做成複合組織化。為了獲得如上所述效果，係有必要將 Mn 量設為 1.5%以上。另一方面，當 Mn 量超過 3.0%，則會導致成形性惡化。因此，將 Mn 量設為 1.5%以上且 3.0%以下。

P：0.001~0.05%

P 係有固溶強化之作用，為因應所期望之強度而可以添加之元素。又，屬於可促進肥粒鐵變態而對複合組織化亦有效之元素。為了獲得如上所述效果，係有必要將 P 量設為 0.001%以上。另一方面，當 P 量超過 0.05%，則會導致熔接性惡化，同時在將鍍鋅進行合金化處理時，

使合金化速度降低，而損及鍍鋅品質。因此，將 P 量設為 0.001%以上且 0.05%以下。

S：0.0001~0.01%

S 係偏析於粒界而使鋼在熱軋加工時脆化，同時作為硫化物存在而使局部變形能降低。因此，其量係必須設定為 0.01%以下(較佳為 0.003%以下，更佳為 0.001%以下)。然而，因為有生產技術上的限制，故而 S 量有必要設定為 0.0001%以上。因此，S 量設在 0.0001%以上且 0.01%以下(較佳為 0.0001%以上且 0.003%以下，更佳為 0.0001%以上且 0.001%以下)。

Al：0.001~0.1%

Al 係在使肥粒鐵生成，而使強度與延展性之平衡提升方面為有效之元素。為了獲得如上所述效果，係有必要將 Al 量設為 0.001%以上。另一方面，當 Al 量超過 0.1%，則會導致表面性狀惡化。因此，將 Al 量設為 0.001%以上且 0.1%以下。

N：0.0005~0.01%

N 係使鋼之耐時效性惡化之元素。尤其是 N 量超過 0.01%時，耐時效性之惡化變得更明顯。其量係越少越好，由於有生產技術上的限制，故 N 量係有必要設為 0.0005%以上。因此，將 N 量設為 0.0005%以上且 0.01%以下。

Cr：0.1~1.0%

Cr 係相同於 Si，於本發明中係極為重要之元素。可使淬火時之第 2 相分率增加，使未變態之沃斯田鐵中之 C 量減少，在熔融鍍鋅處理

後之冷卻過程中，容易產生自我回火，減低最終組織中之麻田散鐵相之硬度，抑制局部變形，而對於擴孔性或彎曲性之提升有相當大的作用。此外，Cr 係因固溶於碳化物而容易升成碳化物，可使自我回火在極短時間內進行。同時，Cr 係具有在冷卻過程中抑制波來鐵或變韌鐵之生成的作用，容易從沃斯田鐵變態至麻田散鐵，其後，能以充分分率產生自我回火之麻田散鐵。爲了獲得上述效果，有將 Cr 添加量設為 0.1%以上之必要。另一方面，當 Cr 量超過 1.0%，則第 2 相分率變得過大，而會過度產生 Cr 碳化物，導致延展性之降低。因此，將 Cr 量設為 0.1%以上且 1.0%以下。

Ti：0.0005~0.1%

Ti 係與 C、S、N 形成析出物而有效貢獻於強度及韌性之提升。又，在已經添加 B 之情形下，因為使 N 以 TiN 形式析出，故可抑制 BN 的析出，而有效顯現下述 B 之效果。爲了獲得如此效果，係有將 Ti 量設定為 0.0005%以上之必要。另一方面，當 Ti 量超過 0.1%，則析出強化過度作用，導致延展性之降低。因此，將 Ti 量設為 0.0005%以上且 0.1%以下。

B：0.0003~0.003%

B 係透過與 Cr 共存而具有可助長上述 Cr 效果之作用，亦即，在退火時，可增大第 2 相之分率，同時使沃斯田鐵相之穩定度降低，於熔融鍍鋅後之冷卻過程中，麻田散鐵進行變態，接著，容易進行自我回火。爲了獲得如此效果，係有將 B 量設定為 0.0003%以上之必要。另一方面，當 B 量超過 0.003%，則會導致延展性下降。因此，將 B 量

設為 0.0003%以上且 0.003%以下。

其餘部分係為鐵及不可避免的雜質。然而，除了該等成分元素，可因應必要性而添加以下合金元素。

Nb：0.0005~0.05%

Nb 係具有增加鋼板強度之效果，為了確保所期望之強度而可視需要進行添加。藉由添加適當量，則因為於熔融鍍鋅生產線之退火時，可將利用逆變態所生成之沃斯田鐵細微化，在其後之退火~冷卻過程後，將鋼組織進行細微化而提升強度。又，於熱軋時或熔融鍍鋅生產線之退火~冷卻過程中，可形成細微之 Nb 析出物而提升強度。若 Nb 未滿 0.0005%，則其效果不彰，若超過 0.05%，則組織過度細微化，而無法獲得後述之較佳組織。因此，將 Nb 含有量設為 0.0005%以上且 0.05%以下。

Mo：0.01~1.0%、Ni：0.01~2.0%、Cu：0.01~2.0%之任意 1 種以上

Mo、Ni、Cu 係不僅具有做為固溶強化元素之作用，在退火時之冷卻過程中，亦可將沃斯田鐵穩定化，而輕易進行複合組織化。為了獲得如此效果，係有將 Mo 量、Ni 量、Cu 量分別設為 0.01%以上之必要。另一方面，若 Mo 量超過 1.0%、Ni 量超過 2.0%、Cu 量超過 2.0%，則鍍敷性、成形性、點熔接性惡化。因此，在含有的情形下，將 Mo 量設為 0.01%以上且 1.0%以下，將 Ni 量設為 0.01%以上且 2.0%以下，將 Cu 量設為 0.01%以上且 2.0%以下。

Ca：0.001~0.005%

Ca 係使 S 以 CaS 形式析出，可抑制助長龜裂之發生或傳播之 MnS

的生成，具有使擴孔性或彎曲性提升之效果。為了獲得如此效果，係有將 Ca 量設定在 0.001%以上之必要。另一方面，若 Ca 量超過 0.005%，則其效果飽和。因此，於含有時，將 Ca 量設為 0.001%以上且 0.005%以下。

2)微組織

肥粒鐵相之面積率：30%以上

本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板係在富含延展性之軟質肥粒鐵相中，含有使主要硬質麻田散鐵相分散之複合組織。另外，為了確保充分的延展性，係有以面積率計之 30%以上之肥粒鐵相的必要。

麻田散鐵相之面積率：30%以上且 70%以下

為了達成所期望之 TS，係有將包含回火麻田散鐵之麻田散鐵相含有適當分率之必要。要確保 780MPa 以上之 TS，係有必要將包含回火麻田散鐵之麻田散鐵相之面積率設在 30%以上。另一方面，於麻田散鐵相之分率過高的情形下，延展性會降低。於含有超過 70%面積率時，無法得到充分的延展性。因此，(總)麻田散鐵之面積率係設定為 30%以上且 70%以下。

總麻田散鐵相中之回火麻田散鐵相之比例：20%以上

回火麻田散鐵相係相較於未回火之麻田散鐵相，屬於軟質，透過減低肥粒鐵相與麻田散鐵相之硬度差，則可提升局部變形能，使擴孔性或彎曲性提升。為了充分顯現此效果，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例係以面積率計，必要為 20%以上。

總麻田散鐵相中之粒徑 1 μ m 以下之麻田散鐵相的比例：10%以下

粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之細微麻田散鐵係容易變成局部龜裂之發生起點，由於使局部變形能降低，而對擴孔性或彎曲性有不良的影響。故而，粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例係以面積率計，必要為 10% 以下。

肥粒鐵相之平均粒徑： $3\mu\text{m}$ 以上(較佳條件)

麻田散鐵相因為是沿著肥粒鐵粒界來分佈，故在肥粒鐵粒徑細微的情形下，麻田散鐵相之分佈容易變密，造成容易傳播龜裂，即使是控制上述已回火之麻田散鐵之分率，還是會有對擴孔性或彎曲性有不良影響之情形。因此，為了要抑制這個狀況，較佳的是肥粒鐵相之平均粒徑在 $3\mu\text{m}$ 以上。

麻田散鐵相之平均粒徑： $2\mu\text{m}$ 以上(較佳條件)

如上述般，即便是控制相對於總麻田散鐵之粒徑為 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相的比例或回火麻田散鐵之分率，於麻田散鐵相之平均粒徑未滿 $2\mu\text{m}$ 之細微情形下，係容易變成局部龜裂之發生起點，因為使局部變形能降低，故而有相對於擴孔性或彎曲性不良影響之情形。因此，在抑制此方面上，麻田散鐵相之平均粒徑係以 $2\mu\text{m}$ 以上為佳。

另外，作為本發明之組織，除了肥粒鐵相與麻田散鐵相之外，在不損及本發明之效果的範圍內，亦可以於總計面積率為 20% 以下之範圍中含有殘留沃斯田鐵相、波來鐵相、變韌鐵相。

此外，本發明中之所謂肥粒鐵相與麻田散鐵相之面積率，係指各相佔觀察面積之面積比例。又，所謂回火麻田散鐵相、粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相的面積率，係指回火麻田散鐵相、粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田

散鐵相佔麻田散鐵相面積之個別面積比例。另外，上述各面積率或肥粒鐵相及麻田散鐵相之平均粒徑係於將平行板厚剖面在鋼板壓延方向上研磨後，利用硝酸侵蝕液(NITAL)進行腐蝕，再採用 SEM(掃描電子顯微鏡)，因應組織大小而以 1000~5000 倍左右之倍率進行 10 處視野觀察，並使用市售影像處理軟體來求得。

3)製造條件

本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板係可以透過下述方法而製造：將具有上述成分組成之鋼板以 5°C/s 以上之平均加熱速度加熱至 Ac1 變態點以上之溫度區域，於 $(\text{Ac}_3-\text{T1}\times\text{T2})^{\circ}\text{C}$ 以上且 Ac_3 變態點以下之溫度區域中均熱 30~500s，再利用 $3\sim30^{\circ}\text{C/s}$ 之平均冷卻溫度冷卻至 550°C 以下之溫度區域為止，其次，施以熔融鍍鋅，以 30°C/s 以下之平均冷卻溫度進行冷卻。以下，進行詳細說明。

退火之加熱條件：藉由以 5°C/s 以上之平均加熱速度加熱至 Ac1 變態點以上之溫度區域，而抑制加熱中之回復、再結晶肥粒鐵相之生成，在均熱時，因為可以將肥粒鐵相或沃斯田鐵相予以均勻分散，故在最終組織中，可提升擴孔性或彎曲性。

退火之均熱條件：於 $(\text{Ac}_3-\text{T1}\times\text{T2})^{\circ}\text{C}$ 以上且 Ac_3 變態點以下之溫度區域中均熱 30~500s，其中，上述 T1 及 T2 係下述式(1)及式(2)所示者。

$$\text{T1}=120+22.5(\%\text{Si})-40(\%\text{Cr})\dots\dots\dots\text{式(1)}$$

$$\text{T2}=0.3+0.075(\%\text{Cr})\dots\dots\dots\text{式(2)}$$

其中，式中，($\%M$)係表示鋼中元素 M 之含有量(質量%)。

藉由在均熱時提高沃斯田鐵分率，則沃斯田鐵中之 C 濃度減少，

Ms 點上升，可獲得在熔融鍍鋅處理後之冷卻過程中之自我回火效果。又，透過回火，則即便麻田散鐵硬度下降，亦可達成充分強度，可得到充分強度與良好局部延展性。為了實現此情形，除適當控制化學組成之外，亦有必要將利用添加 Si 量與 Cr 量所決定之 T_1 、 T_2 而表示之 $(Ac_3 - T_1 \times T_2)^\circ C$ 以上且 Ac_3 變態點以下之溫度區域做成均熱溫度。於此， T_1 、 T_2 係發明者利用各種實驗結果所求得之經驗式，而 T_1 係表示肥粒鐵與沃斯田鐵共存之溫度範圍者， T_2 係表示均熱中之沃斯田鐵分率於接下來的一連串步驟中產生自我回火充分之溫度範圍相對於 2 相共存溫度範圍之比率。在均熱溫度低於 $(Ac_3 - T_1 \times T_2)^\circ C$ 之情形下，沃斯田鐵分率不充分而無法產生自我回火，除擴孔性或彎曲性不會提升之外，強度亦降低。於均熱溫度超過 Ac_3 變態點之情形下，肥粒鐵生成不充分而延展性不足。

又，均熱時間係設定在 30 以上且 500s 以下。在均熱時間未滿 30s 之情形下，加熱中所生成之肥粒鐵至沃斯田鐵的逆變態不充分，而無法得到必要之沃斯田鐵分率。於均熱時間超過 500s 之情形下，除效果飽和之外，亦會妨礙生產性。

退火時之冷卻條件：以 $3 \sim 30^\circ C/s$ 之平均冷卻溫度從均熱溫度冷卻均熱至 $550^\circ C$ 以下之溫度區域為止，冷卻均熱後係從均熱溫度冷卻至 $550^\circ C$ 以下之溫度區域(冷卻停止溫度)為止，有必要以 $3 \sim 30^\circ C/s$ 之平均冷卻溫度進行冷卻。當平均冷卻溫度未滿 $3^\circ C/s$ 時，冷卻中肥粒鐵變態進行，對未變態沃斯田鐵中之 C 濃度增加，而無法獲得自我回火效果，導致擴孔性或彎曲性降低。在平均冷卻溫度超過 $30^\circ C/s$ 時，肥粒鐵變

態抑制之效果飽和，同時在一般性生產設備方面，係難以實現此情形。

又，於冷卻停止溫度超過 550℃ 時，因肥粒鐵或波來鐵之生成而造成麻田散鐵分率顯著降低，因為未滿 30%，故而不能獲得 780MPa 以上之 TS。

退火後，係以一般條件進行熔融鍍鋅。

另外，在均熱、冷卻後且施行熔融鍍鋅前，較佳的是在 300~500℃ 之溫度區域下進行 20~150s 之熱處理。

均熱、冷卻後之熱處理：300~500℃ 之溫度區域下進行 20~150s

於退火後，藉由在 300~500℃ 之溫度區域下進行 20~150s 之熱處理，則可更有效顯現因自我回火所造成之麻田散鐵相之軟質化，並可謀求擴孔性或彎曲性更進一步的改善。在熱處理溫度未滿 300℃ 之情形或熱處理時間未滿 20s 之情形下，則效果較小。另一方面，於熱處理溫度超過 500℃ 之情形或熱處理時間超過 150s 之情形下，麻田散鐵相之硬度降低明顯，無法得到 780MPa 以上之 TS。

又，退火後係無論是否進行上述熱處理，均可在 450~600℃ 之溫度區域下將鍍鋅進行合金化處理。透過於 450~600℃ 之溫度區域下進行合金化處理，則鍍敷中之 Fe 濃度變成 8~12%，可提升鍍敷之密接性或塗裝後之耐蝕性。若未滿 450℃，則合金化未能充分進行，導致犧牲防蝕作用之降低或滑動性之降低，當超過 600℃，則合金化過度進行，或使粉末性降低，或波來鐵相或變韌鐵相等大量生成而無法謀求高強度化或擴孔性之提升。

上述以外之製造方法的條件係無特別限定，係以下述條件進行為

佳。

本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板中所使用之鍍鋅前的鋼板，係將具有上述成分組成之鋼胚進行熱軋，並冷軋至所期望板厚為止而製造。又，從生產性之觀點而言，上述退火、熔融鍍鋅前熱處理、熔融鍍鋅、將熔融鍍鋅予以合金化處理等一連串處理係以在連續熔融鍍鋅生產線上進行為佳。

鋼胚係為了防止微偏析，而以連續鑄造法進行製造為佳，也可以透過造塊法、薄鋼胚鑄造法予以製造。在將鋼胚進行熱軋時，鋼胚係被再加熱，而為了防止壓延負重增加，故較佳的是加熱溫度為 1150°C 以上。又，為了防止積垢損失增加或燃料原單位之增加，較佳的是加熱溫度上限設為 1300°C 。

熱軋係藉由粗壓延與完成壓延而進行，完成壓延係為了防止冷軋/退火後之成形性下降，較佳的是在 Ar_3 變態點以上之完成溫度下進行。

又，為了防止因結晶粒之粗大化所造成之組織不均勻或積垢缺陷之發生，較佳的是完成溫度設為 950°C 以下。

熱軋後之鋼板係從積垢缺陷之防止或良好成形性之確保的觀點而言，較佳的是於 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ 之捲取溫度下進行捲取。

捲取後之鋼板係在利用酸洗等去除積垢後，為使多角肥粒鐵 (polygonal ferrite) 相有效生成，較佳的是以壓下率 40% 以上進行冷軋。

關於熔融鍍鋅，較佳的是採用包含 Al 量 $0.10\sim 0.20\%$ 之鍍鋅浴。又，鍍敷後，為了調整鍍敷之目測量，可進行擦拭處理。

[實施例]

將表 1 所示成分組成之鋼 No.A~K 利用轉爐予以熔製，並利用連續鑄造法做成鋼胚。將所得鋼胚加熱至 1200℃ 後，於 850~920℃ 之完成溫度下進行熱軋，並在 600℃ 之捲取溫度下進行捲取。其次，酸洗後，以壓下率 50% 冷軋至表 2 所示板厚，藉由連續熔融鍍鋅生產線，以表 2 所示退火條件進行退火後，針對局部，在 400℃ 下，施以表 2 所示時間之鍍敷前熱處理後，於包含 0.13% 之 Al 之 475℃ 的鍍鋅浴中浸漬 3s，形成附著量 45g/m² 之鍍鋅，在表 2 所示溫度下進行合金化處理，製得熔融鍍鋅鋼板 No.1~20。

另外，如表 2 所示般，關於一部分之熔融鍍鋅鋼板，並未進行鍍敷前熱處理或合金化處理。

[表 1] (質量%)

鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ti	B	Nb	Ni	Cu	Mo	Ca	T1	T2	Ac1	Ac ₃ -T1×T2	Ac3
A	0.071	1.23	2.21	0.010	0.0019	0.024	0.0042	0.15	0.028	0.0016	0	0	0	0	0	142	0.31	663	818	862
B	0.11	1.45	2.42	0.023	0.0024	0.024	0.0046	0.33	0.021	0.0015	0	0	0	0	0	139	0.32	668	804	849
C	0.087	2.01	2.14	0.026	0.0009	0.029	0.0013	0.56	0.021	0.0008	0.023	0	0	0.12	0	143	0.34	695	850	899
D	0.121	1.08	2.55	0.017	0.0022	0.046	0.002	0.33	0.029	0.0017	0	0.21	0.15	0	0	131	0.32	647	776	819
E	0.138	1.72	2.37	0.011	0.0021	0.041	0.0023	0.98	0.025	0.0006	0	0	0	0	0.0022	120	0.37	686	805	850
F	0.251	1.48	2.28	0.021	0.0021	0.026	0.0046	0.66	0.018	0.0004	0	0	0	0	0	127	0.35	675	737	781
G	0.091	0.35	2.53	0.029	0.0007	0.034	0.0038	0.45	0.028	0.0014	0	0	0	0	0	110	0.33	649	760	797
H	0.113	2.79	2.17	0.021	0.0008	0.019	0.0025	0.53	0.027	0.0007	0	0.18	0	0	0	162	0.34	696	864	919
I	0.081	1.36	2.43	0.010	0.0016	0.027	0.0013	0	0.019	0.0007	0	0	0	0.23	0	151	0.30	664	821	866
J	0.078	1.65	2.53	0.026	0.0011	0.028	0.0044	1.56	0.029	0.0015	0.022	0	0	0	0	95	0.42	705	830	869
K	0.116	1.32	2.67	0.024	0.0008	0.027	0.004	0.36	0.021	0	0	0	0	0	0	135	0.33	664	785	830



[表 2]

鍍鋅鋼板 No.	鋼 No.	板厚 (mm)	退火條件							鍍敷前 處理 (s)	合金化 溫度 (℃)	鍍敷後 冷卻溫度 (℃/s)
			加熱		均熱		冷卻					
			平均速度 (℃/s)	溫度 (℃)	溫度 (℃)	時間 (s)	平均速度 (℃/s)	停止溫度 (℃)				
1	A	1.2	15	750	850	90	15	525	—	525	10	
2		1.2	3	750	850	90	15	525	—	525	10	
3		1.2	15	750	800	90	15	525	—	525	10	
4		1.2	15	750	850	10	15	525	—	525	10	
5		1.2	15	750	850	90	2	525	—	525	10	
6		1.2	15	750	850	90	15	600	—	525	10	
7		1.2	15	750	850	90	15	525	—	525	50	
8	B	1.6	10	750	825	120	10	525	—	525	8	
9		1.6	10	650	825	120	10	525	—	525	8	
10		1.6	10	750	880	120	10	525	—	525	8	
11		1.6	10	750	825	120	10	525	—	625	8	
12	C	1.2	15	750	870	90	15	525	50	525	10	
13	D	2.3	8	750	800	90	6	525	—	—	6	
14	E	1.6	10	750	825	120	10	525	—	525	8	
15	F	1.2	15	750	780	90	15	525	—	525	10	
16	G	1.2	15	750	780	90	15	525	—	525	10	
17	H	1.6	10	750	880	120	10	525	—	525	8	
18	I	1.6	10	750	850	120	10	525	—	525	8	
19	J	2.3	8	750	850	90	6	525	—	525	6	
20	K	1.2	15	750	800	90	15	525	50	525	10	

針對以上所得到之熔融鍍鋅鋼板，測量肥粒鐵相、麻田散鐵相、回火麻田散鐵相、粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相的個別面積率及肥粒鐵相、麻田散鐵相之平均粒徑。

另外，關於測量方法，微組織係在鋼板壓延方向上針對平行板厚剖面，利用掃描型電子顯微鏡(SEM)將因硝酸侵蝕液所造成之腐蝕出現組織擴大 5000 倍，並鑑定肥粒鐵相、麻田散鐵相、回火麻田散鐵相。藉由影像解析軟體(Image-Pro : Cybernetics 公司製)將其解析而求取各相之面積率，並計算出回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例。又，導出肥粒鐵相、麻田散鐵相之各結晶粒之佔有面積，根據各相進行平均化，取得其平方根，設定為各相之平均結晶粒徑。更進一步抽出粒徑 $1\mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相，而導出面積率，計算出相對於其總麻田散鐵相之比例。

又，在壓延方向與直角方向上採取 JIS 5 號拉伸試驗片，根據 JIS Z 2241，以 20mm/min 之十字速度進行拉伸試驗，測量 TS 及全伸展 El。此外，採取 100mm×100mm 之試驗片，根據 JFST 1001(鐵連規格)，進行擴孔試驗 3 次，求取平均擴孔率 $\lambda(\%)$ ，並評估擴孔性。再來，在壓延方向與直角方向上採取寬度 30mm×長度 120mm 之短冊狀試驗片，將端部平滑成使表面粗度 R_y 為 1.6~6.3S 之後，藉由壓彎法以 180° 之彎曲角度進行彎曲試驗，將不產生龜裂或剖面收縮之最小彎曲半徑當作為臨限彎曲半徑而求得。

將以上所獲得之結果示於表 3。

[表 3]

鍍鋅 鋼板 No.	鋼 No.	微組織						拉伸特性					備 註
		肥粒鐵相 面積率 (%)	麻田散鐵 相面積率 (%)	回火麻田 散鐵比率 (%)	1μm 以下之麻 田散鐵相比率 (%)	肥粒鐵相 平均粒徑 (μm)	麻田散鐵相 平均粒徑 (μm)	TS (MPa)	El (%)	TS×El (MPa%)	λ (%)	臨限彎曲 R(mm)	
1	A	69	31	67	0	7.7	4.0	856	23	19688	49	0.5	發明例
2		80	20	12	21	9.6	1.6	776	25	19400	14	1	比較例
3		86	14	0	65	9.0	1.7	760	26	19760	12	1.5	比較例
4		81	19	0	30	8.6	2.6	821	25	20525	21	0.5	比較例
5		84	10	0	72	9.1	1.8	757	25	18925	15	1	比較例
6		65	12	15	58	8.0	1.9	723	23	16629	25	0.5	比較例
7		68	32	7	0	7.9	4.3	895	23	20585	17	1	比較例
8	B	62	38	77	0	5.8	3.4	1082	18	19476	47	1	發明例
9		78	22	15	17	6.8	1.7	978	17	16626	18	2	比較例
10		28	64	75	0	4.8	5.8	969	18	17442	35	1.5	比較例
11		63	8	0	0	6.4	2.5	967	16	15472	48	1.5	比較例
12	C	65	35	78	0	5.2	3.8	1027	20	20540	47	1	發明例
13	D	54	46	80	0	4.8	4.2	1212	16	19392	41	1	發明例
14	E	49	51	73	0	4.4	4.2	1379	14	19306	43	1	發明例
15	F	18	82	6	0	3.2	6.5	1507	13	19591	6	4.5	比較例
16	G	56	21	21	26	2.8	1.6	1089	14	15246	36	1	比較例
17	H	71	29	0	42	6.4	1.0	1017	22	22374	10	1.5	比較例
18	I	73	27	0	34	5.8	1.7	1045	18	18810	14	1.5	比較例
19	J	28	72	92	0	5.3	5.0	1090	13	14170	54	2	比較例
20	K	65	19	79	0	5.1	4.1	1102	14	15428	25	1.5	比較例

本發明例之熔融鍍鋅鋼板係 TS 均在 780MPa 以上，擴孔率 λ 在 40% 以上，臨限彎曲半徑在 1.0mm 以下，具有優異之擴孔性與彎曲性，又， $TS \times El \geq 18000 \text{MPa} \cdot \%$ 而強度與延展性之平衡高，可知道屬於成形性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板。

【符號說明】

無

申請專利範圍

1. 一種成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其特徵為，成分組成係以質量%計而含有 C：0.05~0.15%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~3.0%、P：0.001~0.05%、S：0.0001~0.01%、Al：0.001~0.1%、N：0.0005~0.01%、Cr：0.1~1.0%、Ti：0.0005~0.1%、B：0.0003~0.003%，其餘部分則由鐵及不可避免的雜質所構成；組織係以面積率計而具有 30%以上之肥粒鐵相與 30%以上且 70%以下之麻田散鐵相，並具有下述微組織：於上述麻田散鐵相中，回火麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 20%以上，並且，粒徑 $1\ \mu\text{m}$ 以下之麻田散鐵相相對於總麻田散鐵相之比例為 10%以下。
2. 如申請專利範圍第 1 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，上述肥粒鐵相之平均粒徑為 $3\ \mu\text{m}$ 以上。
3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，上述麻田散鐵相之平均粒徑為 $2\ \mu\text{m}$ 以上。
4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分組成係以質量%計而進一步含有 Nb：0.0005~0.05%。
5. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分組成係以質量%計而進一步含有從 Mo：0.01~1.0%、Ni：0.01~2.0%、Cu：0.01~2.0%中所選出之至少一種元素。
6. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中，成分組成係以質量%計而進一步含有 Ca：0.001~0.005%。
7. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之成形性優異之高強度熔融鍍鋅鋼板，

其中，鍍鋅為合金化鍍鋅。

·
·
·

·
·
·