



(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 201323655 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 16 日

(21)申請案號：101135885

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 09 月 28 日

(51)Int. Cl.：

C23C2/06 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/18 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2011/09/30 日本

2011-216967

(71)申請人：新日鐵住金股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：若林千智 WAKABAYASHI, CHISATO (JP)；東昌史 AZUMA, MASAFUMI (JP)；

藤田展弘 FUJITA, NOBUHIRO (JP)；佐野幸一 SANO, KOHICHI (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：16 項 圖式數：0 共 51 頁

(54)名稱

成形性優良之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板與其製造方法

(57)摘要

一種具有抗拉強度 980MPa 以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，係在母材鋼板表面具有熔融鍍鋅層者，前述母材鋼板以質量%計含有 C：0.05%~0.4%、Si：0.01%~3.0%、Mn：0.1%~3.0%、及 Al：0.01~2.0%且 Si+Al>0.5%，並將下述元素限制在 P：0.04%以下、S：0.05%以下、且 N：0.01%以下，殘餘部分由鐵及無法避免的雜質所構成；前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有 40%以上的麻田散鐵及變韌鐵，且以體積分率含有 8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵或是肥粒鐵與以體積分率計為 10%以下的波來鐵；前述麻田散鐵以體積分率計合計含有 10%以上的 3 種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之 2 種以上，且熔融鍍鋅層含有低於 7 質量%的 Fe。



(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 201323655 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 16 日

(21)申請案號：101135885

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 09 月 28 日

(51)Int. Cl.：

C23C2/06 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/18 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2011/09/30 日本

2011-216967

(71)申請人：新日鐵住金股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：若林千智 WAKABAYASHI, CHISATO (JP)；東昌史 AZUMA, MASAFUMI (JP)；

藤田展弘 FUJITA, NOBUHIRO (JP)；佐野幸一 SANO, KOHICHI (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：16 項 圖式數：0 共 51 頁

(54)名稱

成形性優良之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板與其製造方法

(57)摘要

一種具有抗拉強度 980MPa 以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，係在母材鋼板表面具有熔融鍍鋅層者，前述母材鋼板以質量%計含有 C：0.05%~0.4%、Si：0.01%~3.0%、Mn：0.1%~3.0%、及 Al：0.01~2.0%且 Si+Al>0.5%，並將下述元素限制在 P：0.04%以下、S：0.05%以下、且 N：0.01%以下，殘餘部分由鐵及無法避免的雜質所構成；前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有 40%以上的麻田散鐵及變韌鐵，且以體積分率含有 8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵或是肥粒鐵與以體積分率計為 10%以下的波來鐵；前述麻田散鐵以體積分率計合計含有 10%以上的 3 種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之 2 種以上，且熔融鍍鋅層含有低於 7 質量%的 Fe。

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：101135885

※申請日：101.9.28

※IPC 分類：

C23C 2/06 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/18 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

成形性優良之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板與其製造方法

二、中文發明摘要：

一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，係在母材鋼板表面具有熔融鍍鋅層者，前述母材鋼板以質量%計含有C：0.05%~0.4%、Si：0.01%~3.0%、Mn：0.1%~3.0%、及Al：0.01~2.0%且Si+Al>0.5%，並將下述元素限制在P：0.04%以下、S：0.05%以下、且N：0.01%以下，殘餘部分由鐵及無法避免的雜質所構成；前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有40%以上的麻田散鐵及變韌鐵，且以體積分率含有8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵或是肥粒鐵與以體積分率計為10%以下的波來鐵；前述麻田散鐵以體積分率計合計含有10%以上的3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上，且熔融鍍鋅層含有低於7質量%的Fe。

三、英文發明摘要：

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 () 圖。(無)

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

(無)

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

[0001]本發明係有關於一種成形性(延性與擴孔性)優良之高拉力鋼板，且有關於利用 TRIP(Transformation Induced Plasticity: 變態誘發塑性)現象之合金化熔融鍍鋅鋼板及其製造方法。

本申請係依據已於2011年9月30日在日本提出申請之特願2011-216967號主張優先權，在此援用其內容。

【先前技術】

發明背景

[0002]為了兼顧汽車車體及零件等的輕量化與安全性，素材鋼板之高強度化相當有所進展。一般而言，鋼板一旦高強度化便會損害成形性(延性與擴孔性)。為了使用高強度鋼板作為汽車用構件，需在強度與成形性間擷取平衡。針對此要求，迄今業已提出使用殘留沃斯田鐵之變態誘發塑性之所謂的TRIP鋼板(例如參照專利文獻1及2)。汽車用高強度鋼板依適用的零件有時會要求耐蝕性，屆時係適用合金化熔融鍍鋅鋼板。但，在TRIP鋼中，為了延性提升會添加Si。因該Si在鋼板表面濃縮氧化，而使TRIP鋼在熔融鍍鋅時有容易產生未鍍之問題。

[0003]在專利文獻3及4中，有報告一種可對Si添加高強度鋼板進行Ni預鍍並對表層加以加工進行活性化，藉以達成鍍覆之濕潤性改善及合金化溫度減低的合金化熔融鍍鋅

高強度鋼板之製造方法。在該方法中係將作為原板業已製入材質且以冷軋-退火處理製造的冷軋鋼板予以再加熱進行鍍覆，而製造出熔融鍍鋅鋼板以及合金化熔融鍍鋅鋼板。

[0004]又，專利文獻5中提議一種活用Ni預鍍技術來製作高伸長型合金化熔融鍍鋅鋼板之技術。此係藉由控制鋼成分、退火條件及合金化熔融鍍鋅條件等製出由肥粒鐵及麻田散鐵所構成之鋼以後，藉由施行熔融鍍鋅而製造耐蝕性優良之高強度鋼板。

[0005]然而，在熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板中，具有一度已然生成之麻田散鐵在鍍鋅步驟中再加熱時軟化而無法獲得預期的強度之疑慮。如上述，高強度化與成形性之兼顧相當困難，並期待有兼具抗拉強度980MPa以上之高強度與優良的整形性且耐蝕性優良之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板的出現。

先前技術文獻

專利文獻

[0006]專利文獻1：日本特開昭61-217529號公報

專利文獻2：日本特開平5-59429號公報

專利文獻3：日本專利第2526320號公報

專利文獻4：日本專利第2526322號公報

專利文獻5：日本特開2006-283071號公報

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

[0007]本發明係欲解決如上述之問題點者，乃藉由組合使用軋延之加工及在熔融鍍鋅工作線之熱處理，而提供延性及擴孔性優良之高強度的熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板者。

用以解決課題之手段

[0008]本發明人等針對改變C、Si、Mn量之各種鋼詳細地研討熱處理所致之組織控制、加工及熱處理的影響。其結果發現，藉由利用在連續退火之熱處理、使用軋延之加工以及其後之鍍覆處理時的熱處理，可藉由加工熱處理製得特異的鋼板組織。又發現可具備迄今作為課題之980MPa以上的抗拉最大強度、優良的成形性(延性與擴孔性)及鍍覆性。

[0009]本發明主旨如下。

[1]一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其係在母材鋼板表面具有熔融鍍鋅層之熔融鍍鋅鋼板，

前述母材鋼板以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $Si+Al>0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成；

前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有40%以上的麻田散鐵及變韌鐵且以體積分率計含有8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵或是肥粒鐵與以體積分率計為10%以下的波來鐵，

前述麻田散鐵以體積分率計合計含有10%以上的以下規定之3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上，

且前述熔融鍍鋅層含有低於7質量%的Fe；

麻田散鐵(1)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM1低於0.8質量%且奈米壓痕試驗硬度Hit1滿足式1；

$$\text{Hit1}/\{-982.1 \times (\text{CM1})^2 + 1676 \times \text{CM1} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式1}$$

麻田散鐵(2)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM2在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2；

$$\text{Hit2}/\{-982.1 \times (\text{CM2})^2 + 1676 \times \text{CM2} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式2}$$

麻田散鐵(3)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM3在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit3滿足式3。

$$0.5 < \text{Hit3}/\{-982.1 \times (\text{CM3})^2 + 1676 \times \text{CM3} + 189\} \leq 0.80 \cdots \text{式3}$$

[0010][2]如[1]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種

以上：

Cr：0.05～1.0%、

Mo：0.05～1.0%、

Ni：0.05～1.0%、及

Cu：0.05～1.0%。

[0011][3]如申請專利範圍第1項記載之[1]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Nb：0.005～0.3%、

Ti：0.005～0.3%、及

V：0.01～0.5%。

[0012][4]如[1]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有B：0.0001～0.1%。

[0013][5]如[1]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Ca：0.0005～0.01%、

Mg：0.0005～0.01%、及

REM：0.0005～0.01%。

[0014][6]一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其係

在母材鋼板表面具有合金化熔融鍍鋅層之合金化熔融鍍鋅鋼板，

前述母材鋼板以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $Si+Al>0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成；

前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有40%以上的麻田散鐵及變韌鐵且以體積分率計含有8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵或是肥粒鐵與以體積分率計為10%以下的波來鐵；

前述麻田散鐵以體積分率計合計含有10%以上的以下規定之3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上，

前述合金化熔融鍍鋅層含有7～15質量%的Fe；

麻田散鐵(1)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM1低於0.8質量%且奈米壓痕試驗硬度Hit1滿足式1；

$$Hit1/\{-982.1 \times (CM1)^2 + 1676 \times CM1 + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式1}$$

麻田散鐵(2)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM2在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2；

$$\text{Hit2}/\{-982.1\times(\text{CM2})^2+1676\times\text{CM2}+189\}\leq 0.50\cdots\text{式2}$$

麻田散鐵(3)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM3在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit3滿足式3。

$$0.5<\text{Hit3}/\{-982.1\times(\text{CM3})^2+1676\times\text{CM3}+189\}\leq 0.80\cdots\text{式3}$$

[0015][7]如[6]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

- Cr：0.05～1.0%、
- Mo：0.05～1.0%、
- Ni：0.05～1.0%、及
- Cu：0.05～1.0%。

[0016][8]如[6]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

- Nb：0.005～0.3%、
- Ti：0.005～0.3%、及
- V：0.01～0.5%。

[0017][9]如[6]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍

覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有B：0.0001～0.1%。

[0018][10]如[6]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Ca：0.0005～0.01%、

Mg：0.0005～0.01%、及

REM：0.0005～0.01%。

[0019][11]一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係將以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $Si+Al>0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼片，加熱至1200℃以上且在Ar3變態點以上進行熱軋延；

對前述熱軋延後之母材鋼板進行軋縮率40～70%的冷軋延；

將前述冷軋延後之母材鋼板在730～900℃下進行退火；

將前述退火後之母材鋼板在平均冷卻速度0.1～200℃/秒下冷卻至650～750℃之溫度，並在平均冷卻速度20℃/秒以上從650～750℃之溫度冷卻至450℃以下；

將前述已冷卻至450℃以下的母材鋼板保持在350～450℃之範圍120秒以上；

將前述保持在350～450℃之範圍的母材鋼板在平均冷卻速度5℃/秒以上冷卻至70℃以下；

將前述已使之至室溫的母材鋼板在伸長率0.2～2%下進行軋延；

將前述已軋延之母材鋼板在平均升溫速度10℃/秒以上加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃；

使前述已加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃之母材鋼板浸漬於熔融鍍鋅浴，進行熔融鍍鋅；

將前述已熔融鍍鋅的熔融鍍鋅鋼板在平均冷卻速度5℃/秒以上冷卻至70℃以下。

[0020][12]如[11]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其中在進行前述熔融鍍鋅時，使熔融鍍鋅浴在流速10m/min以上且50m/min以下進行流動。

[0021][13]如[11]記載之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其中在前述加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」°C～「熔融鍍鋅浴溫度+50」°C之前，酸洗母材鋼板以後將母材鋼板表面研削除去深度0.1μm以上，並將前述母材鋼板表面預鍍0.2～2g/m²的Ni。

[0022][14]一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係將以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且Si+Al>0.5%；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼片，加熱至1200°C以上且在Ar3變態點以上進行熱軋延；

對前述熱軋延後之母材鋼板進行軋縮率40～70%之冷軋延；

將前述冷軋延後之母材鋼板在730～900°C下進行退火；

將前述退火後之母材鋼板在平均冷卻速度0.1～200°C/

秒下冷卻至 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度，並在平均冷卻速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上從 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度冷卻至 450°C 以下；

將前述已冷卻至 450°C 以下的母材鋼板保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍120秒以上；

將前述保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍的母材鋼板在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上冷卻至 70°C 以下；

將前述已使之至室溫的母材鋼板在伸長率 $0.2\sim 2\%$ 下進行軋延；

將前述已軋延的母材鋼板在平均升溫速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上加熱至「熔融鍍鋅浴溫度 -40°C 」 $\sim$ 「熔融鍍鋅浴溫度 $+50^{\circ}\text{C}$ 」；

使前述已加熱至「熔融鍍鋅浴溫度 -40°C 」 $\sim$ 「熔融鍍鋅浴溫度 $+50^{\circ}\text{C}$ 」的母材鋼板浸漬於前述熔融鍍鋅浴，進行熔融鍍鋅，並且在「鍍鋅浴溫度 -40°C 」以上且 560°C 以下進行40秒以內的合金化加熱處理；

將前述已合金化加熱處理的合金化熔融鍍鋅鋼板在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上冷卻至 70°C 以下。

[0023][15]如[14]記載之具有抗拉強度 980MPa 以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其中在進行前述熔融鍍鋅時，使熔融鍍鋅浴在流速 $10\text{m}/\text{min}$ 以上且 $50\text{m}/\text{min}$ 以下進行流動。

[0024][16]如[14]記載之具有抗拉強度 980MPa 以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其中在前述加熱至「熔融鍍鋅浴溫度

-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃之前，酸洗母材鋼板以後將母材鋼板表面研削除去深度0.1μm以上，並於前述母材鋼板表面預鍍0.2～2g/m²的。

發明效果

[0025]依據本發明，可製得高強度且成形性優良之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板，在產業上之貢獻極度顯著。

【實施方式】

用以實施發明之形態

[0026]以下詳細說明本發明內容。

(母材鋼板的顯微組織)

首先，說明本發明之母材鋼板的顯微組織。本發明之母材鋼板的顯微組織含有變韌鐵、麻田散鐵及殘留沃斯田鐵。又，麻田散鐵包含以下規定之3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上。

[0027]麻田散鐵(1)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM1低於0.8質量%且奈米壓痕試驗硬度Hit1滿足式1。

$$\text{Hit1}/\{-982.1 \times (\text{CM1})^2 + 1676 \times \text{CM1} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式1}$$

麻田散鐵(2)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM2在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2。

$$\text{Hit2}/\{-982.1 \times (\text{CM2})^2 + 1676 \times \text{CM2} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式2}$$

麻田散鐵(3)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM3在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit3

滿足式3。

$$0.5 < \text{Hit3} / \{-982.1 \times (\text{CM3})^2 + 1676 \times \text{CM3} + 189\} \leq 0.80 \cdots \text{式3}$$

[0028]雖然詳細的理由尚不明確，但藉由以合計體積分率計含有10%以上的該等3種麻田散鐵(1)～(3)之2種以上，可兼顧強度與擴孔性。麻田散鐵係本發明之母材鋼板所含之組織中最硬質的組織，對於980MPa以上的抗拉最大強度之確保為必要組織。另一方面，眾知其在擴孔試驗或彎曲試驗中會成為孔隙形成之起點，由此看來其會使擴孔性劣化。爰此，為了擴孔性的確保，可藉由混合該等3種不同麻田散鐵之2種以上，來阻礙對特定麻田散鐵粒的變形集中。其結果發現了既可貢獻於高強度化同時不使擴孔性劣化之手法。藉由令該等3種麻田散鐵之2種以上的體積分率合計在10%以上，可獲得該效果。由此，令3種麻田散鐵(1)～(3)之體積分率的下限為10%。理想在15%以上。

[0029]麻田散鐵(1)係C濃度低且硬質不高的回火麻田散鐵。麻田散鐵(1)的C濃度CM1低於0.8質量%。當麻田散鐵(1)中有雪明碳鐵析出時，亦包含析出在麻田散鐵(1)中的雪明碳鐵中之C。在此所言之麻田散鐵中的雪明碳鐵可析出在麻田散鐵鐵條內或析出在鐵條間之任一者，兩者皆可發揮本發明效果。該組織係以新生麻田散鐵為起源，且該新生麻田散鐵係本發明製造方法中，在退火步驟中保持在350～450℃後並冷卻至70℃以下時所形成。麻田散鐵(1)係保持在350～450℃後並冷卻至70℃以下時所形成的新生麻田散鐵在浸漬於熔融鍍鋅浴中或合金化處理中已回火的回火麻

田散鐵。

[0030]麻田散鐵(1)的C濃度 CM_1 低於0.8質量%。此包含保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 後並冷卻至 70°C 以下時所形成的新生麻田散鐵之C濃度低於0.8質量%的情況，亦包含新生麻田散鐵之C濃度雖在0.8質量%以上，但在浸漬於熔融鍍鋅浴中或合金化處理中，因新生麻田散鐵中之C擴散至沃斯田鐵中而在回火之際使C濃度降低至低於0.8質量%的情況。

[0031]由於麻田散鐵(1)的C濃度 CM_1 低至低於0.8質量%且業已回火，因此在3種麻田散鐵(1)～(3)中最軟。麻田散鐵(1)的奈米壓痕試驗硬度 Hit_1 滿足式1。麻田散鐵(1)的體積率一旦在母材鋼板的顯微組織之60%以上，肥粒鐵及殘留沃斯田鐵的體積率便會變過低，使延性劣化，故宜令上限為60%。

[0032]麻田散鐵(2)係C濃度高但已藉由回火軟化的麻田散鐵。麻田散鐵(2)的C濃度 CM_2 在0.8質量%以上。當麻田散鐵(2)中有雪明碳鐵析出時，亦包含析出在麻田散鐵(2)中的雪明碳鐵中之C。同樣地，麻田散鐵中的雪明碳鐵可析出在麻田散鐵鐵條內或可析出在鐵條間任一者。麻田散鐵(2)係以在軋延下之加工被誘發且殘留沃斯田鐵的一部分變態而成的加工誘發變態麻田散鐵為起源。退火後，保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍的期間，母材鋼板中之顯微組織的變韌鐵變態會進展，且C會擴散至未變態的沃斯田鐵。並且，在已冷卻至 70°C 以下之母材鋼板中形成C已濃化的殘留沃斯田鐵。以軋延將C已濃化的殘留沃斯田鐵進行加工誘發

變態，藉此可獲得成為麻田散鐵(2)之起源的麻田散鐵。麻田散鐵(2)係在以軋延所生成的加工誘發變態麻田散鐵浸漬於熔融鍍鋅浴中或合金化處理中已回火的回火麻田散鐵。

[0033]麻田散鐵(2)雖與麻田散鐵(1)同樣為回火麻田散鐵，但因C濃度高，故硬質較麻田散鐵(1)更硬。麻田散鐵(2)的奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2。麻田散鐵(2)的體積率一旦在母材鋼板的顯微組織之40%以上，延性便會劣化，故宜令上限為60%。

[0034]麻田散鐵(3)係C濃度高且未回火或回火量少的麻田散鐵。麻田散鐵(3)的C濃度CM3在0.8質量%以上。當麻田散鐵(3)中有雪明碳鐵析出時，亦包含析出在麻田散鐵(3)中的雪明碳鐵中之C。同樣地，麻田散鐵中的雪明碳鐵可析出在麻田散鐵鐵條內或可析出在鐵條間任一者。麻田散鐵(3)係在熔融鍍鋅後或是合金化加熱處理後冷卻至70℃以下時進行變態而生成的新生麻田散鐵。又，在合金化加熱處理中或是合金化處理中實質上未被回火(未成為麻田散鐵(1)、(2))而以新生麻田散鐵的狀態殘留之麻田散鐵亦包含在麻田散鐵(3)當中。

[0035]麻田散鐵(3)係3種麻田散鐵(1)~(3)中最硬的組織。麻田散鐵(3)的奈米壓痕試驗硬度Hit3滿足式3。所以，麻田散鐵(3)雖對高強度化有所貢獻但會使擴孔性劣化。因此，為了兼顧強度與成形性，令麻田散鐵(3)之上限在母材鋼板的顯微組織之體積率中佔10%。然而，麻田散鐵(3)的體積率若過小，便難以確保抗拉最大強度980MPa以上的強

度，故宜令下限在3%以上。

[0036]變韌鐵有助於確保強度。在抗拉強度超過980MPa的高強度鋼板中，以合計體積分率計含有40%以上的麻田散鐵及變韌鐵可確保強度，且可獲得高的擴孔性。合計體積分率一旦低於40%，抗拉強度便會低於980MPa，故令下限為40%。

[0037]殘留沃斯田鐵係藉由變態誘發塑性提高延性尤其是提高均勻伸長的組織。尤其為了獲得優良的伸長，必須以體積分率計含有8%以上的殘留沃斯田鐵。又，因藉由加工而變態成麻田散鐵，故對高強度化亦有貢獻。

[0038]在本發明之母材鋼板的顯微組織中，肥粒鐵並非必須。惟，由於肥粒鐵可帶來延性提升，故亦可含有。退火時，藉由進行二相退火可控制肥粒鐵的體積率。又，藉由退火後的冷卻可控制肥粒鐵的體積率。惟，肥粒鐵的分率一高，強度便降低。藉由析出強化或固溶強化雖亦可進行高強度化，但以肥粒鐵的體積率在40%以下為佳。

[0039]只要體積率在10%以下，亦可含有波來鐵。波來鐵的體積率一旦超過10%，便會引起強度或延性的降低，故令上限為10%。

[0040]上述顯微組織各相即麻田散鐵、變韌鐵、沃斯田鐵、波來鐵與肥粒鐵的鑑定、存在位置觀察及體積率測定可藉由硝太蝕劑試藥及日本特開59-219473號公報所揭示之試藥，腐蝕鋼板軋延方向截面或軋延方向直角方向截面，並藉由1000倍的光學顯微鏡觀察及1000~100000倍的

掃描型及穿透型電子顯微鏡加以定量化。可進行各20視野以上的觀察並藉由點計數法或圖像解析求算各組織的面積率。並且，將所求得之面積率定義為各組織的體積率。

[0041]3種麻田散鐵(1)～(3)的分類方法為硬度及C濃度。硬度係在麻田散鐵粒內對3點以上測定奈米壓痕試驗硬度，並算出其平均硬度Hit。由於本發明之母材鋼板含有多數添加元素，因此結晶粒徑小，在使用維氏硬度試驗之測定中，有時壓痕尺寸會超過麻田散鐵粒的粒徑。爰此，進行使用奈米壓痕機的微小區域之硬度測定。將平行於軋延方向切出的樣本埋入並進行鏡面拋光及電解拋光後，進行硬度測定。作為試驗條件，使用Berkovich型壓頭在50nm的條件下測定壓入深度。而，本試驗法的壓入深度小，對於麻田散鐵粒徑與壓痕尺寸之關係或是表面凹凸相當敏感。爰此，作為預試，在各種條件下進行電解拋光及改變壓入深度的硬度測定，以最可獲得重現性良好之值的條件作為試驗條件。

[0042]麻田散鐵粒的C濃度只要在可正確地獲得分解濃度之條件下保證精度的測定方法，任何測定方法皆可。例如，可藉由使用FE-SEM附屬的EPMA以0.5 μ m以下間隔小心謹慎地測定C濃度而獲得。並且，藉由硬度與C濃度將麻田散鐵(1)～(3)予以分類。

[0043]而，為了區別該等麻田散鐵(1)～(3)，在式1～式3中使用各麻田散鐵中之C量CM1～CM3與奈米壓痕試驗硬度Hit的關係式。式1、式2及式3的左邊分母中已帶入C濃度

之值表示不含其C濃度之碳化物的麻田散鐵(新生麻田散鐵)硬度。本發明之母材鋼板中所含的麻田散鐵硬度因粒內之雪明碳鐵析出或回火，而比新生麻田散鐵硬度更低。爰此，取分母為新生麻田散鐵時之硬度與鋼板中之麻田散鐵硬度之比作分類。

[0044]

(母材鋼板之化學成分)

接下來，說明本發明之母材鋼板的成分限定理由。而，以下組成中之符號%表示質量%。

[0045]C：C係作為使鋼強度增加並提升延性之殘留沃斯田鐵穩定化的元素而添加。低於0.05%時，將難以確保980MPa以上的抗拉強度。超過0.40%的過剩添加會使延性、熔接性及韌性等顯著劣化。因此，令C含量為0.05～0.4%。較理想的範圍為0.13%～0.3%。

[0046]Si：Si係有助於藉由固溶強化使鋼板強度增大的元素。又，Si具有用以抑制雪明碳鐵之生成，使變韌鐵變態時促進C至沃斯田鐵中之濃化的效果，乃用以在退火後使殘留沃斯田鐵生成的必要元素。低於0.01%時，其等效果無法顯現，且超過3.0%的過剩添加會使在熱軋延中生成之鏽皮的剝離性或化成處理性顯著劣化，因此令Si含量為0.01～3.0%。

[0047]Mn：Mn係有助於提高淬火性的元素。低於0.1%時，提高淬火性的效果將無法充分顯現，且超過3.0%的過剩添加會使韌性劣化。因此，令Mn含量為0.1～3.0%。

[0048]Al：Al係具脫氧劑功能的元素。又，與Si同樣地為肥粒鐵穩定化元素，可作為Si之替代使用。低於0.01%時其等效果將無法顯現，且一旦過剩添加超過2.0%，韌性會劣化，故令Al含量為0.01~2.0%。

[0049]Al+Si：Al與Si係具肥粒鐵穩定化及雪明碳鐵抑制之相同功能的元素。因此，Al與Si之合計添加量相當重要。該合計添加量一旦在0.5%以下，肥粒鐵穩定化與雪明碳鐵抑制之功能便會減弱，因此令添加多於0.5%。

[0050]P：P係偏析於粒界使粒界強度降低並使韌性劣化的雜質元素，故宜減低其含量。考慮現狀的精煉技術與製造成本，將P含量之上限限制在0.04%。P之下限值並無特別規定，但低於0.0001%在經濟上相當不利，故宜令該值為下限值。

[0051]S：S係使熱加工性及韌性劣化的雜質元素，宜減低其含量。因此，將上限限制在0.05%。S之下限值並無特別規定，但低於0.0001%在經濟上相當不利，故宜令該值為下限值。

[0052]N：N會形成粗大的氮化物使彎曲性及擴孔性劣化，故必須抑制添加量。此從N一旦超過0.01%該傾向便成顯著一點看來，令N含量之範圍在0.01%以下。再加上，其會成為熔接時氣孔產生之原因，故以少量為佳。下限並無特別規定即可發揮本發明效果，但N含量低於0.0005%會招致製造成本的大幅增加，故以該值為實質的下限。

[0053]此外，亦可添加Cr、Mo、Ni及Cu之1種或2種以

上。該等元素係有助於使延性及韌性提升的元素。但，Cr、Mo、Ni及Cu之含量一旦超過1.0%，有時會因強度上升而損害韌性。因此，令該等元素之上限為1.0%。又，為了使延性及韌性提升，Cr量必須在0.05%以上、Mo量必須在0.05%以上、Ni量必須在0.05%以上且Cu量必須在0.05%以上，皆設為下限值。

[0054]此外，亦可添加Ti、Nb及V之1種或2種以上。該等元素係形成微細的碳氮化物之元素，有助於抑制結晶粒的粗大化及提高強度確保與韌性。為了確保強度確保與韌性，Ti及Nb必須添加0.005%以上且V必須添加0.01%以上。但，一旦過剩添加該等元素，有時析出物會變粗大且韌性劣化。因此，令Nb及Ti之添加量在0.3%以下且V在0.5%以下為佳。

[0055]B：B係偏析於粒界且抑制P及S之粒界偏析的元素。又，亦是有助於提高淬火性的元素。但，B量一旦超過0.1%，有時會在粒界生成粗大的析出物並損害熱加工性及韌性。因此，令B含量在0.1%以下。而，為了藉由粒界強化使延性、韌性及熱加工性提升並使淬火性提升，以0.0001%以上之B添加為佳。

[0056]此外，亦可添加Ca、Mg及REM之一種或二種以上。該等元素係有助於控制硫化物之形態並抑制S所致之熱加工性及韌性劣化的元素。REM為稀土金屬(Rare Earth Metal)。但，即便過剩添加，效果會達飽和，故以添加Ca：0.01%以下、Mg：0.01%以下且REM：0.01%以下為佳。為

了使韌性提升，以添加Ca：0.0005%以上、Mg：0.0005%以上且REM：0.0005%以上為佳。而，在本發明中，REM多以稀土金屬合金作添加，故有時會複合含有除La或Ce以外的鐳系列元素。作為無法避免的雜質即便含有該等La或Ce以外的鐳系列元素，仍可發揮本發明效果。惟，即便添加有金屬La或Ce，仍可發揮本發明效果。

[0057](熔融鍍鋅層及合金化熔融鍍鋅層之化學成分)

在本發明中，形成於母材鋼板表面之熔融鍍鋅層含有Fe：低於7質量%且殘餘部分係Zn及無法避免的雜質。又，合金化熔融鍍鋅層含有Fe：7～15質量%且殘餘部分係Zn及無法避免的雜質。該等熔融鍍鋅層及合金化熔融鍍鋅層更可含有Al：0.01～0.5質量%。較理想係含有0.05～0.3質量%之Al為佳。而，鍍浴含有純鋅及Al，此外亦可含有Fe、Mg、Mn、Si及Cr等。

[0058]在期望點熔接性及塗裝性的情況下，藉由於母材鋼板表面形成含有7～15質量%之Fe的合金化熔融鍍鋅層，可提高其等特性。具體而言，藉由將母材鋼板浸漬於Zn鍍浴後施行合金化處理，可製得於鍍覆層中攝取入Fe且塗裝性及點熔接性優良的高強度合金化熔融鍍鋅鋼板。合金化處理後之Fe量低於7質量%時，點熔接性會變得不夠充分。另一方面，Fe量一旦超過15質量%，會損害鍍覆層本身的密著性，且在加工之際鍍覆層會破斷・脫落而附著於模具，成為成形時之傷痕的原因。因此，令進行合金化處理時鍍覆層中Fe量的範圍為7～15質量%。

[0059]又，未進行合金化處理時，即便鍍覆層中之Fe量低於7質量%，藉由合金化獲得之點熔接除外的效果即耐蝕性與成形性或擴孔性良好。

[0060]而，鍍覆層中，除Fe以外，亦可含有Al、Mg、Mn、Si、Cr、Ni及Cu等。

[0061]為了測定鍍覆層中之Fe或Al之含量，使用以酸溶解鍍覆層並將溶解液進行化學分析之方法即可。例如，就切割成30mm×40mm的合金化熔融鍍鋅鋼板，以已添加抑制劑之5%HCl水溶液一邊抑制鋼板母材之溶出並一邊僅使鍍覆層溶解。並且從將溶解液進行ICP發光分析所得之信號強度與自濃度既知溶液所作成的檢測線，定量Fe或Al之含量。又，考慮各試料間的測定參差，採用從相同合金化熔融鍍鋅鋼板所切出之至少3試料所測定的平均值。

[0062]就鍍覆附著量並無特別設定限制，從耐蝕性觀點而言，以母材鋼板一面附著量在 5g/m^2 以上為佳。又，從確保鍍覆密著性之觀點而言，以一面附著量不超過 100g/m^2 為佳。

[0063]

(鋼板的製造方法)

接下來闡述製造方法。

在本發明中，以常法熔製鑄造由上述成分所構成之鋼。將所製得之鋼片(鑄造扁胚)進行熱軋延。將鑄造扁胚直接加熱至 1200°C 以上或暫時冷卻後加熱至 1200°C 以上，在 Ar3 變態點以上使熱軋延完畢。

[0064]已結束熱軋延之母材鋼板(熱軋鋼板)亦可在 700

℃以下的溫度區進行捲取。捲取溫度一旦超過700℃，熱軋鋼板組織會變成粗大的肥粒鐵・波來鐵組織。其結果，最終的鋼板組織會變不均一的組織而無法獲得良好的擴孔性。所以，令捲取溫度之上限為700℃。較理想在650℃以下，更理想以成為變韌鐵單相之550℃以下為宜。捲取溫度之下限並無特別規定，但若低於300℃，熱軋板的強度可能會變高而阻礙冷軋延，因此以300℃以上為佳。

[0065]並且，因應需求酸洗母材鋼板(熱軋鋼板)，進行軋縮率40~70%之冷軋延。冷軋延會將退火後的顯微組織微細化，因此令軋縮率在40%以上。另一方面，冷軋延的軋縮率一旦超過70%，便會因加工硬化而提高負荷，損害生產性。因此，令冷軋延的軋縮率為40~70%。

[0066]冷軋延後，在730~900℃下將母材鋼板予以退火。在本發明中，為了控制母材鋼板的顯微組織，退火的加熱溫度及冷卻條件極度重要。為了確保C已充分濃化的沃斯田鐵，將冷軋延後的退火設在730~900℃之範圍。退火溫度一旦低於730℃，碳化物會熔融不全而無法獲得必要的沃斯田鐵量。退火溫度超過900℃既不經濟，又當退火溫度超過900℃時再結晶會進展而使粒徑變大，使韌性與延性降低。因此，令退火溫度為730~900℃。

[0067]施行退火後，在平均冷卻速度0.1~200℃/秒，將母材鋼板冷卻至600~750℃之溫度。接下來，在平均冷卻速度20℃/秒以上，從600~750℃之溫度冷卻至450℃以下的溫度。在平均冷卻速度0.1~200℃/秒從退火溫度區冷

卻至 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度的目的在於抑制在冷卻過程中生成的波來鐵之形成。冷卻速度低於 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 時，將難以避免波來鐵變態，而使沃斯田鐵的一部分或全部變態成波來鐵，進而無法確保 980MP 以上的高強度。因此，令自退火溫度區至 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度的平均冷卻速度在 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。另一方面，在 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上之冷卻速度下的冷卻不僅效果會達飽和，且會招致過度的設備投資，不利於經濟性，故而令上限為 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。

[0068]自 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度至 450°C 以下之溫度間的冷卻速度一小，會使變韌鐵變態進行的同時，於變韌鐵組織中形成多量的碳化物，造成沃斯田鐵分解，延性劣化。又，因無法獲得3種麻田散鐵(1)~(3)，所以強度與擴孔性之平衡亦低。由此，必須在平均冷卻速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上進行冷卻。而，雖無上限，但若過度提高冷卻速度，製造成本會增高，因此以 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下為恰當。

[0069]接下來，將母材鋼板保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍120秒以上。而，如前述，在自 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度冷卻至 450°C 以下之溫度時，令冷卻停止溫度在 350°C 以上，其後將母材鋼板保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍120秒以上亦可。或亦可在自 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度冷卻至 450°C 以下之溫度時，令冷卻停止溫度低於 350°C ，其後將母材鋼板再加熱，保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍120秒以上。在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之溫度區下的保持係為了控制沃斯田鐵的穩定性。保持時間一短，沃斯田鐵的穩定化即不會進展，而無法確保體積率8%以上的殘留

沃斯田鐵。其結果強度與延性之平衡會崩毀。另一方面，長時間的保持會使殘留沃斯田鐵過度穩定化，而在緊接著進行之至室溫的冷卻過程中無法形成麻田散鐵，進而無法獲得3種麻田散鐵(1)~(3)。因此，該保持時間在1000秒以下為佳。

[0070]接下來，在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上將母材鋼板暫時冷卻至 70°C 以下。冷卻的到達溫度亦可為室溫。惟，到達溫度會依季節而變動，因此從材質確保觀點而言，可設在 70°C 以下亦可依季節變動。又，至 70°C 的平均冷卻速度必須在 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。上限並無特別規定，但超過 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 之冷卻速度下的冷卻不僅效果會達飽和，且伴隨著大型設備投資，於經濟上不甚理想，故以設在 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下為佳。藉此，可使沃斯田鐵的一部分變態成麻田散鐵。藉由進行上述熱處理，可製得變韌鐵、殘留沃斯田鐵及麻田散鐵的混合組織。惟，一部分含有肥粒鐵亦可。而，在冷卻至該室溫所製得的麻田散鐵係成為麻田散鐵(1)之起源的新生麻田散鐵。

[0071]接下來，將冷卻至 70°C 以下的母材鋼板予以軋延。藉由以軋延進行的加工，母材鋼板中之殘留沃斯田鐵的一部分會變態而生成加工誘發變態麻田散鐵。如此一來，藉由軋延所得之加工誘發變態麻田散鐵係成為麻田散鐵(2)之起源。在室溫中殘留的沃斯田鐵含有0.8質量%以上之C，由其所變態之加工誘發變態麻田散鐵為硬質。為了獲得充分的加工誘發變態麻田散鐵，令軋延的伸長率(軋縮率)

為0.2~2%。當伸長率低於0.2%時，其效果不夠充分，而伸長率一旦超過2%，則降伏比會大幅增大，同時伸長會劣化。

[0072]接下來，因應需求於母材鋼板進行Ni預鍍後，進行鍍鋅或鍍鋅及合金化加熱處理。進行Ni預鍍時，酸洗母材鋼板後，將母材鋼板表面研削除去深度0.1 μm 以上，並於母材鋼板表面預鍍0.2~2g/m²之Ni。為了抑制未鍍及進行合金化，宜進行鋼板表面之研削與Ni預鍍。此乃因為經過複數的熱處理步驟，容易在母材鋼板表面形成氧化物而易於產生未鍍或熔融鍍鋅的合金化處理延遲之故。

退火後，母材鋼板表層有時會存在Si或Mn等的氧化物。一旦存在該等氧化物，即便進行Ni預鍍，有時亦會產生未鍍。由此，必須進行研削以除去氧化物。該效果在自母材鋼板表層研削深度0.1 μm 以上為顯著一點看來，令研削量在0.1 μm 。上限並無特別規定，惟研削量會使鋼板薄化而降低成品率，故以少量為佳。

令Ni附著量為0.2~2g/m²，可抑制其後之熔融鍍覆時的未鍍。低於0.2g/m²時將無法充分獲得未鍍抑制的效果，故令下限為0.2g/m²。上限並無特別規定，然而超過2.0g/m²雖可獲得未鍍抑制效果但不僅效果會達飽和，且不良於經濟性，故非理想。再加上，需要有過大的設備投資，或極端減落通販速度的作業，不良於經濟性，故非理想。

[0073]令浸漬於熔融鍍鋅浴的母材鋼板溫度在較熔融鍍鋅浴溫度低40℃之溫度至較熔融鍍鋅浴溫度高50℃之溫度間之範圍。被浸漬的母材鋼板溫度一旦低於「熔融鍍鋅

浴溫度-40」℃，有時進入至鍍浴時之去熱會很大而使熔融鋅的一部分凝固，鍍覆外觀劣化。又，母材鋼板溫度一旦超過「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃，便會誘發伴隨於鍍浴溫度上升的作業上問題。而，將鍍浴溫度管理在440~470℃下。鍍浴溫度的降低會招致存在於浴內之熔融鍍覆的凝固，而成為未鍍的原因或成為使外觀劣化的原因。

[0074]因此，必須將已軋延的母材鋼板加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃~「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃。在此，在平均升溫速度10℃/秒以上將母材鋼板加熱。在此的加熱速度低於10℃/sec時，會緩和Ni預鍍之際研削除去母材鋼板表面所導入的應變而無法獲得合金化促進效果。又，加熱溫度低於「熔融鍍鋅浴溫度-40」時，容易在熔融鍍鋅時產生未鍍。加熱溫度一旦超過「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃，會緩和研削除去母材鋼板表面所導入的應變而無法獲得合金化促進效果。

[0075]在熔融鍍鋅槽中，為了抑制未鍍及促進合金化，宜在鍍浴中賦予10m/min以上且50m/min以下的噴流。鍍浴表面有Zn或Al氧化膜的浮渣漂浮。當母材鋼板表面存在多量氧化膜時，浸漬至鍍浴時，浮渣會附著於母材鋼板表面而容易產生未鍍。再加上，附著於鋼板的浮渣不僅會產生未鍍，亦會使合金化延遲。

[0076]該性質在含有多量Si或Mn的鋼板中尤其顯著。詳細的機制尚不明確，認為是形成於母材鋼板表面的Si或Mn之氧化物與同樣為氧化物之浮渣起反應而助長未鍍或

合金化延遲。令噴流流速在10m/min以上且在50m/min以下是因為低於10m/min時會無法獲得噴流所致之未鍍抑制效果。設在50m/min以下不僅是因為未鍍抑制效果會達飽和，亦為了避免過大的設備投資所致之高成本。

[0077]又，鍍浴除含有純鋅以外，亦可含有Fe、Al、Mg、Mn、Si及Cr等。

[0078]並且，使母材鋼板浸漬於熔融鍍鋅浴進行熔融鍍鋅時或進行熔融鍍鋅及合金化處理時，將母材鋼板中之麻田散鐵予以回火。即，如上述，浸漬於熔融鍍鋅浴之母材鋼板中含有成為麻田散鐵(1)之起源的新生麻田散鐵及成為麻田散鐵(2)之起源的加工誘發變態麻田散鐵。藉由進行於熔融鍍鋅浴之浸漬及合金化熱處理，可將預先已形成於母材鋼板中之新生麻田散鐵と加工誘發變態麻田散鐵回火。其結果可形成麻田散鐵(1)及麻田散鐵(2)。

[0079]接下來，將已進行熔融鍍鋅的熔融鍍鋅鋼板或已進行熔融鍍鋅及合金化處理的合金化熔融鍍鋅鋼板冷卻至70℃以下。冷卻的到達溫度亦可為室溫。惟，到達溫度會依季節而變動，因此從材質確保觀點而言，可設在70℃以下亦可依季節變動。又，至70℃的平均冷卻速度必須在5℃/秒以上。上限並無特別規定，但在超過200℃/秒之冷卻速度下的冷卻不僅效果會達飽和，且伴隨著大型設備投資，於經濟上不甚理想，故以設在200℃/秒以下為佳。藉由該冷卻，母材鋼板中之殘留沃斯田鐵的一部分會變態成麻田散鐵。以上述方法所生成的麻田散鐵係組織最硬的麻田散鐵(3)。

[0080]僅以熱處理會僅引起殘留沃斯田鐵的分解，但在本發明中已預先進行軋延並對殘留沃斯田鐵施加加工。其結果，在熱處理後的冷卻中，殘留沃斯田鐵的一部分會變態成麻田散鐵。其結果可將所製得之麻田散鐵(3)作成強化組織而達成高強度化。詳細的機制雖不明確，但將有進行軋延之鋼板與未進行調質軋延之鋼板的組織詳細比較下，在未進行軋延之鋼板中未觀察到上述麻田散鐵。由此推測，軋延時所導入的差排有貢獻於熱處理及其後的麻田散鐵變態。

[0081]而，為了獲得麻田散鐵(3)，必須將母材鋼板加熱至「鍍鋅浴溫度-40」℃以上且560℃以下的溫度。在「鍍鋅浴溫度-40」℃以下的加熱無法在緊接著進行的冷卻中獲得麻田散鐵。另一方面，一旦加熱至超過560℃的溫度，碳化物析出便會顯著而使沃斯田鐵分解，進而無法確保伸長提升所需之量的殘留沃斯田鐵。由此，在進行熔融鍍鋅時，令母材鋼板之加熱溫度在560℃以下。又，合金化熱處理所需時間一長，沃斯田鐵便會分解，因此合金化處理時間在40秒以內為佳。

[0082]而，在如連續熔融鍍鋅設備之連續進行熱處理及鍍覆的設備中，不會在途中將鋼板冷卻至室溫，故無法在途中進行軋延。該結果無法達到如本發明之3種麻田散鐵的分製及殘留沃斯田鐵確保等的組織控制。因此，難以達成強度、延性及擴孔性在高水平下的兼顧。

[0083]而，藉由將母材鋼板表面層研削除去0.1μm以上之後預鍍Ni，可在鍍鋅後之合金加熱處理時促進合金化，

降低合金化處理時之加熱溫度。藉此，在合金化熱處理時不會生成雪明碳鐵，可避免擴孔性的劣化。促進合金化的機制尚不明確，認為是藉由以研削導入至鋼板表層部的應變使表面活性化所造成。就研削除去母材鋼板表面層的方法而言，使用刷具拋光、砂紙拋光及機械拋光等方法即可。Ni預鍍之方法可任意為電鍍、浸鍍及噴鍍，鍍覆量以 $0.2 \sim 2\text{g/m}^2$ 左右為佳。當研削除去鋼板表面層之量低於 $0.1\mu\text{m}$ 、或未進行Ni預鍍、又或預鍍量在 0.2g/m^2 以下或 2g/m^2 時，無法獲得合金化促進效果而非得提高合金化溫度，因此如後述將無法防止擴孔性的劣化。為了獲得較佳的合金化促進效果，研削除去鋼板表面層之量宜在 $0.5\mu\text{m}$ 以上。

[0084]又，製造合金化熔融鍍鋅鋼板時，為了控制鍍覆層的特性，宜將鍍浴中之有效Al濃度控制在 $0.05 \sim 0.500\text{mass}\%$ 之範圍。在此，鍍浴中之有效Al濃度表示從浴中之Al濃度減去浴中之Fe濃度之值。

[0085]有效Al濃度低於 $0.05\text{mass}\%$ 時，廢渣產生顯著且無法獲得良好的外觀。另一方面，有效Al濃度一旦高於 $0.500\text{mass}\%$ ，合金化便會減緩而劣於生產性。由此，令浴中之有效Al濃度上限為 $0.500\text{mass}\%$ 為佳。

[0086]在改善塗裝性及熔接性之目的下，可於本發明之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板表面施行上層鍍覆，或亦可施行各種處理例如鉻酸鹽處理、磷酸鹽處理、潤滑性提升處理及熔接性提升處理等。

[0087]熔融鍍鋅及合金化加熱處理之後，為了最終的形

狀矯正及降伏點伸長的消失，宜進行軋延。伸長率低於0.2%時其效果不夠充分，而伸長率一旦超過1%，則降伏比會大幅增大同時伸長劣化。因此，令伸長率為0.2~1%為佳。又，鍍浴浸漬前，為了除去退火時所生成的鏽皮，亦可在退火後進行酸洗。

實施例

[0088]以下，藉由實施例進一步具體說明本發明效果。而，實施例中之條件係為了確認本發明之可實施性及效果所採用的一條件例，本發明並不受該一條件例限定。只要在不脫離本發明主旨且可達到本發明目的，本發明可採用各種條件。

[0089]鑄造表1中顯示之組成之鋼，並在表2、3中顯示之條件下製造熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板。首先，將各組成之鋼扁胚加熱至扁胚加熱溫度(°C)，並在最後軋延溫度(°C)下結束熱軋延。在捲取溫度(°C)下捲取所得之熱軋鋼板，並進行顯示於冷軋率(%)之冷軋延。而，疑慮在冷軋率30%(冷軋率低於40%)下進行冷軋延時板形狀差且在其後的退火設備通板時會有摩擦傷痕產生，因此放棄通板。又，在冷軋率80%(冷軋率超過70%)下進行冷軋延時，軋延荷重會成為最大值而無法作成預定的板厚故而放棄。

在退火溫度(°C)下將冷軋延後之母材鋼板予以退火，在一次冷卻速度(°C/sec)冷卻至一次冷卻溫度(°C)(一次冷卻)並在二次冷卻速度(°C/sec)下冷卻至冷卻停止溫度(°C)(二次冷卻)。並且，在保持溫度(°C)及保持時間(sec)下進行保持。

接下來，在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上冷卻至 70°C 以下，並以軋延率(伸長率)%進行軋延。將板厚製成 1.4mm 。其後，將母材鋼板表面研削除去表面研削量(μm)之深度，並進行Ni預鍍量(g/m^2)之Ni預鍍。

接著，在升溫速度($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)下將母材鋼板加熱至加熱溫度($^{\circ}\text{C}$)並浸漬於熔融鍍鋅浴，進行熔融鍍鋅。又，因應需求，在合金化時間(sec)及合金化溫度($^{\circ}\text{C}$)下進行合金化加熱處理。而，在熔融鍍鋅槽中，賦與鍍浴內之噴流速度(m/min)的噴流。又，將鍍浴溫度管理在 $440\sim 470^{\circ}\text{C}$ 下。

其後，在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上冷卻至 70°C 以下。

[0090]評估所製得之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板的機械特性、擴孔性(λ)、鍍覆外觀、合金化度及鍍覆密著性(表4)。機械特性係依據JIS Z 2241進行抗拉試驗進行評估。由抗拉試驗的應力-應變曲線求算抗拉強度(TS)及總伸長(EL)。其後，求出加工性指標之 $\text{TS}\times\text{EL}$ 及 $\text{TS}\times\lambda$ 。擴孔性係依據日本鐵鋼聯盟規格JFS T 1001進行擴孔試驗，以測定評估擴孔率。 $\text{TS}\times\text{EL}$ 在 $17000\text{MPa}\cdot\%$ 以上且 $\text{TS}\times\lambda$ 在 $40000\text{MPa}\cdot\%$ 以上時，判斷為成形性優良。鍍覆外觀係以目測觀察來判定未鍍之有無，○係無未鍍，x係有未鍍。合金化Fe%表示鍍覆層中之Fe質量%。在進行合金化處理之合金化熔融鍍鋅鋼板中，Fe:7~15%表示合金化有順利進行。在未進行合金化處理之熔融鍍鋅鋼板中，Fe:7%以下即可。

[0091]實驗No.a、ba、bt、c、d、e、fa、g、ha、ht、i、j、k、l、m、n、o為本發明例，所有的特性皆合格，且有

製得作為目標特性的鋼板。另一方面，成分或製造方法在本發明範圍外的其他實驗No中其中有一特性不合格。

[0092][表 1]

鋼種 No.	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Al+Si	其他	備註
1	0.13	1.5	2.7	0.01	0.002	0.004	0.015	1.515	-	發明鋼
2	0.18	1.5	2.4	0.012	0.003	0.0033	0.018	1.518	-	發明鋼
3	0.19	2.7	1.6	0.011	0.004	0.0043	1.213	3.913	Cr:0.96	發明鋼
4	0.18	0.1	2.5	0.013	0.004	0.0022	0.51	0.61	Ce:0.01,La:0.002、V:0.4	發明鋼
5	0.28	1.8	1.6	0.012	0.01	0.0022	0.576	2.376	-	發明鋼
6	0.27	0.6	2.4	0.01	0.0013	0.0024	1.751	2.351	Mg:0.0008	發明鋼
7	0.23	1.7	2.5	0.02	0.0023	0.0029	0.019	1.719	Ca:0.008	發明鋼
8	0.35	1.6	2.4	0.01	0.0014	0.0034	0.785	2.385	-	發明鋼
9	0.19	1.5	1.9	0.02	0.002	0.0041	0.58	2.08	Ti:0.03	發明鋼
10	0.19	1.4	1.7	0.03	0.001	0.002	0.46	1.86	B:0.001	發明鋼
11	0.18	1.3	1.8	0.02	0.002	0.0024	0	1.3	Mo:0.1	發明鋼
12	0.2	1.8	2.6	0.03	0.001	0.0033	0.08	1.88	Cr:0.8	發明鋼
13	0.19	1.7	2.5	0.013	0.0015	0.0012	0.023	1.723	Nb:0.051	發明鋼
14	0.21	1.5	2.4	0.006	0.0042	0.0043	0.033	1.533	Ti:0.056, B:0.0053	發明鋼
15	0.19	1.8	1.8	0.011	0.0032	0.0027	0.016	1.816	Mo:0.33	發明鋼
16	0.7	2.4	2.3	0.013	0.0047	0.0039	0.032	2.432	-	比較鋼
17	0.18	3.4	2.5	0.014	0.0037	0.0015	0.048	3.448	-	比較鋼
18	0.25	2	3.5	0.014	0.0049	0.0012	0.069	2.069	Ca:0.015	比較鋼
22	0.19	1.75	2.64	0.08	0.0015	0.005	2.36	4.11	Ca:0.003	比較鋼
23	0.35	0.1	2.4	0.08	0.0015	0.005	0.164	0.264	-	比較鋼
24	0.09	2.87	1.8	0.0022	0.0006	0.002	0.02	2.89	Cr:1.8	比較鋼
25	0.11	1.7	2.9	0.0006	0.0007	0.0003	0.08	1.78	Ti:0.9	比較鋼

底線表示脫離本發明範圍

[0093][表 2]

實驗 No.	鋼種 No.	扁胚加熱 溫度[℃]	最後軋延 溫度[℃]	捲取溫度 [℃]	冷軋率 [%]	退火溫度 [℃]	暫時冷卻 溫度[℃]	一次冷卻 速度[℃/秒]	二次冷卻 速度[℃/秒]	冷卻停止 溫度[℃]	備註
a	1	1230	900	500	50	880	690	1.2	120	370	本發明鋼
ba	2	1230	890	640	55	820	680	1.9	50	290	本發明鋼
bb	2	1220	890	650	55	700	670	10.7	60	380	比較鋼
bc	2	1200	900	590	55	790	520	1.5	120	380	比較鋼
bd	2	1180	920	620	55	800	650	0.03	180	370	比較鋼
be	2	1200	910	570	55	810	670	1.2	8	400	比較鋼
bf	2	1230	930	630	55	810	740	1.8	60	370	比較鋼
bg	2	1200	890	580	55	820	710	1.2	50	350	比較鋼
bh	2	1190	920	600	55	810	730	1.6	60	420	比較鋼
bi	2	1210	890	590	55	800	740	1.5	50	400	比較鋼
bj	2	1220	880	580	55	820	710	2.7	70	380	比較鋼
bk	2	1210	890	600	55	810	720	2.3	80	390	比較鋼
bl	2	1200	970	600	55	820	710	3.8	120	390	比較鋼
bm	2	1230	930	600	55	820	710	3.8	100	400	比較鋼
bn	2	1210	920	610	55	830	680	3.8	120	390	比較鋼
bo	2	1200	900	640	55	820	680	4.5	60	420	比較鋼
bp	2	1200	880	530	55	820	680	1.2	80	70	比較鋼
bq	2	1250	920	540	55	830	690	1.2	80	50	比較鋼
br	2	1240	920	580	55	820	680	1.2	80	500	比較鋼
bs	2	1230	900	600	55	820	680	1.2	70	580	比較鋼
bt	2	1230	920	580	55	820	690	1.2	120	320	本發明鋼
c	3	1210	880	550	57	880	690	3.4	80	360	本發明鋼
d	4	1230	930	500	49	850	690	1.8	70	430	本發明鋼
e	5	1230	950	500	60	870	690	2.9	60	400	本發明鋼
fa	6	1230	890	500	48	880	720	13.5	50	390	本發明鋼
fb	6	1220	870	600	50	680	680	2.4	100	400	比較鋼
fc	6	1200	890	540	50	820	530	2.4	120	400	比較鋼
fd	6	1190	900	490	50	800	650	0.06	140	410	比較鋼
fe	6	1200	930	590	50	840	670	1.6	6	390	比較鋼
ff	6	1230	890	560	50	850	720	2.4	80	430	比較鋼
fg	6	1200	900	630	50	840	700	1.6	60	450	比較鋼
fh	6	1220	960	590	50	850	720	2.2	50	370	比較鋼
fi	6	1220	950	560	50	840	710	1.6	70	390	比較鋼
fj	6	1200	920	590	50	860	690	2.8	100	400	比較鋼
fk	6	1210	900	630	50	830	720	2.4	130	400	比較鋼
fl	6	1240	960	420	50	840	700	5.6	120	390	比較鋼
fm	6	1180	890	550	50	850	690	2.4	90	390	比較鋼
fn	6	1200	900	490	50	840	710	6.2	80	390	比較鋼
fo	6	1210	910	500	50	830	710	2.4	60	400	比較鋼
fp	6	1230	930	550	50	810	700	2.4	70	70	比較鋼
fq	6	1210	880	600	50	810	680	2.4	70	50	比較鋼
fr	6	1240	900	590	50	810	680	2.4	60	520	比較鋼
fs	6	1220	910	610	50	810	680	2.4	60	590	比較鋼
g	7	1250	900	600	49	830	680	10.8	70	410	本發明鋼
ha	8	1250	980	550	50	880	740	16.4	100	420	本發明鋼
hb	8	1220	910	560	50	650	680	1.6	120	380	比較鋼
hc	8	1180	890	600	50	840	530	1.6	100	380	比較鋼
hd	8	1200	900	620	50	830	660	0.06	160	400	比較鋼
he	8	1190	940	550	50	800	690	1.4	4	400	比較鋼
hf	8	1210	890	590	50	780	730	1.6	80	380	比較鋼
hg	8	1200	920	600	50	810	680	1.8	50	370	比較鋼
hh	8	1190	910	570	50	830	710	2.4	60	410	比較鋼
hi	8	1200	900	580	50	860	720	2.8	190	400	比較鋼
hj	8	1190	880	480	50	780	740	2.4	100	390	比較鋼
hk	8	1200	950	550	50	810	700	2.6	80	390	比較鋼
hl	8	1210	920	540	50	820	710	4.8	60	380	比較鋼
hm	8	1190	890	600	50	830	700	5.8	70	360	比較鋼
hn	8	1200	960	620	50	820	730	2.6	70	430	比較鋼
ho	8	1200	930	580	50	830	720	1.6	80	400	比較鋼
hp	8	1230	900	600	50	780	680	1.6	80	70	比較鋼
hq	8	1250	880	610	50	780	680	1.6	80	50	比較鋼
hr	8	1200	930	600	50	780	690	1.2	60	520	比較鋼
hs	8	1220	920	590	50	780	680	1.2	60	600	比較鋼
ht	8	1200	880	570	50	780	660	2.1	80	200	本發明鋼
i	9	1230	920	630	50	840	690	2.5	120	410	本發明鋼
j	10	1210	890	620	50	840	680	2.4	90	400	本發明鋼
k	11	1230	870	650	45	850	690	1.9	60	400	本發明鋼
l	12	1250	930	550	60	860	690	10.9	80	390	本發明鋼
m	13	1220	940	530	50	840	680	5.4	90	390	本發明鋼
n	14	1230	910	560	50	850	680	8.2	100	380	本發明鋼
o	15	1240	950	600	50	860	690	6.2	90	430	本發明鋼
p	16	1250	950	500	60	810	730	1.9	60	430	比較鋼
q	17	1230	960	600	50	780	700	1.8	120	400	比較鋼
r	18	1260	920	650	50	840	650	2.5	70	420	比較鋼
v	22	1200	890	450	50	850	680	10.9	80	410	比較鋼
w	23	1260	910	490	50	850	630	11.3	80	390	比較鋼
x	24	1240	900	420	50	850	670	15.4	120	370	比較鋼
y	25	1230	900	560	50	850	620	13.5	100	380	比較鋼

底線表示脫離本發明範圍。

[0094][表 3]

實驗 No.	鋼種 No.	保持溫度 [℃]	350~450℃ 下的保持時間 [秒]	軋延率 [%]	表面研削量 [μm]	Ni 預鍍量 [g/m ²]	鍍浴內 噴流流速 [m/分]	升溫速度 [℃/秒]	加熱溫度 [℃]	合金化 時間 [秒]	合金化 溫度 [℃]	備註
a	1	370	150	0.4	0.15	0.21	20	12.4	435	15	475	本發明鋼
ba	2	400	180	0.4	0.16	0.32	15	11.4	462	24	480	本發明鋼
bb	2	380	178	0.6	0.35	1.4	10	16.8	495	20	490	比較鋼
bc	2	380	162	0.2	0.7	0.9	45	25.3	437	35	505	比較鋼
bd	2	370	250	0.3	0.15	0.4	20	22.1	421	30	523	比較鋼
be	2	400	420	0.4	0.21	0.3	20	24.5	460	25	510	比較鋼
bf	2	370	10	0.2	0.36	0.2	25	26.5	468	31	545	比較鋼
bg	2	350	240	0	0.21	0.2	25	25.3	478	24	490	比較鋼
bh	2	420	240	2.8	0.22	0.4	20	28.4	469	19	500	比較鋼
bi	2	400	120	0.3	0	1.3	20	22.2	458	25	510	比較鋼
bj	2	380	150	0.2	0.15	0.08	20	24.6	423	15	520	比較鋼
bk	2	390	240	0.3	0.12	0.8	4	17.6	485	20	500	比較鋼
bl	2	390	150	0.2	0.15	1.5	20	3.2	427	19	540	比較鋼
bm	2	400	150	0.3	0.15	1.5	25	20.5	390	15	520	比較鋼
bn	2	390	150	0.4	0.46	1.5	20	22.4	456	130	520	比較鋼
bo	2	420	150	0.3	0.46	1.5	20	10.5	450	15	620	比較鋼
bp	2	360	150	0.4	0.22	0.4	15	12.4	450	20	510	比較鋼
bq	2	90	150	0.4	0.24	0.4	15	20.3	460	20	500	比較鋼
br	2	450	150	0.4	0.18	0.4	20	12.4	460	20	500	比較鋼
bs	2	520	150	0.4	0.21	0.4	20	12.4	450	20	510	比較鋼
bt	2	380	220	0.3	0.24	2.24	15	14.8	510	25	520	本發明鋼
c	3	360	170	0.4	0.17	0.26	20	20.6	486	35	520	本發明鋼
d	4	430	120	0.2	0.26	1.24	20	16.8	425	21	560	本發明鋼
e	5	400	190	0.3	0.13	1.87	15	10.4	437	13	590	本發明鋼
fa	6	390	400	0.3	0.24	1.44	25	16.5	480	14	490	本發明鋼
fb	6	400	500	0.4	0.22	0.4	30	10.8	480	20	480	比較鋼
fc	6	400	260	0.3	0.23	0.3	15	16.8	470	16	490	比較鋼
fd	6	410	500	0.4	0.16	0.6	10	16.8	460	24	480	比較鋼
fe	6	390	500	0.3	0.26	0.3	15	16.8	450	30	500	比較鋼
ff	6	430	0	0.3	0.2	0.4	15	10.5	480	16	500	比較鋼
fg	6	450	180	0	0.16	0.3	20	16.8	480	24	490	比較鋼
fh	6	370	200	1.6	0.12	0.4	15	20.4	450	30	500	比較鋼
fi	6	390	500	0.8	0.04	0.3	25	12.4	460	8	540	比較鋼
fj	6	400	250	0.8	0.16	0	20	10.9	450	16	510	比較鋼
fk	6	400	125	0.7	0.32	0.3	7	20.4	460	30	490	比較鋼
fl	6	390	240	0.6	0.18	0.2	20	1.8	480	24	490	比較鋼
fm	6	390	330	0.9	0.2	0.4	45	16.8	370	30	480	比較鋼
fn	6	390	500	0.7	0.16	0.5	20	20.5	490	200	540	比較鋼
fo	6	400	330	0.8	0.22	0.5	20	30.7	500	28	650	比較鋼
fp	6	370	200	0.2	0.43	0.22	20	10.6	520	28	500	比較鋼
fq	6	80	200	0.6	0.62	0.45	20	20.8	510	28	500	比較鋼
fr	6	450	200	0.4	0.26	0.25	20	25.4	500	28	490	比較鋼
fs	6	540	200	0.3	0.14	0.31	20	20.4	500	24	500	比較鋼
g	7	410	300	0.2	0.34	0.58	30	18.4	470	30	-	本發明鋼
ha	8	420	260	0.2	0.16	0.24	20	19.3	459	-	-	本發明鋼
hb	8	380	250	0.4	0.12	0.6	20	20.3	455	20	490	比較鋼
hc	8	380	260	0.3	0.18	0.3	15	19.6	460	30	500	比較鋼
hd	8	400	180	1	0.22	0.4	30	14.5	470	20	510	比較鋼
he	8	400	470	0.4	0.18	0.3	25	20.5	480	28	520	比較鋼
hf	8	380	0	0.9	0.24	0.3	25	10.8	455	24	490	比較鋼
hg	8	370	190	0	0.24	0.4	20	15.6	480	20	480	比較鋼
hh	8	410	320	2.2	0.16	0.3	15	16.8	500	24	490	比較鋼
hi	8	400	450	0.8	0.06	0.4	30	30.8	460	45	500	比較鋼
hj	8	390	260	0.7	0.18	0.05	40	20.4	460	20	510	比較鋼
hk	8	390	180	0.8	0.24	0.4	5	18.6	480	30	480	比較鋼
hl	8	380	220	0.5	0.16	0.8	20	0.8	500	20	470	比較鋼
hm	8	360	180	0.6	0.12	1.6	50	18.2	290	24	480	比較鋼
hn	8	430	460	0.8	0.16	0.8	25	20.8	460	200	510	比較鋼
ho	8	400	280	0.3	0.16	0.6	10	26.8	480	30	630	比較鋼
hp	8	350	330	0.4	0.22	0.4	15	10.8	470	30	480	比較鋼
hq	8	80	330	0.5	0.14	0.3	20	20.5	450	24	480	比較鋼
hr	8	450	330	0.4	0.32	0.2	15	14.6	470	45	480	比較鋼
hs	8	550	330	0.3	0.28	0.6	20	14.9	460	30	480	比較鋼
ht	8	380	640	0.4	0.62	0.2	30	16.8	460	30	510	本發明鋼
i	9	410	180	0.4	0.15	0.32	20	11.4	460	24	480	本發明鋼
j	10	400	190	0.2	0.19	0.22	20	25.5	450	35	490	本發明鋼
k	11	400	250	0.3	0.26	0.99	20	36.5	455	21	550	本發明鋼
l	12	390	280	0.5	0.24	1.5	20	19.7	449	-	-	本發明鋼
m	13	390	800	0.4	0.18	0.23	20	20.8	460	-	-	本發明鋼
n	14	380	260	0.3	0.11	0.33	20	8.8	450	16	530	本發明鋼
o	15	430	300	0.6	0.06	0.27	20	30.9	455	9	-	本發明鋼
p	16	430	120	0.3	0.16	1.55	40	10.6	462	15	480	比較鋼
q	17	400	130	0.4	0.24	1.24	20	10.8	435	16	479	比較鋼
r	18	420	250	0.5	0.52	1.5	20	12.5	458	17	510	比較鋼
v	22	410	250	0.2	0.12	0.24	10	10.8	428	30	490	比較鋼
w	23	390	260	0.7	0.12	0.26	15	15.5	437	25	475	比較鋼
x	24	370	200	0.6	0.15	0.35	25	18.6	461	19	480	比較鋼
y	25	380	120	0.4	0.15	0.45	30	14.6	478	-	-	比較鋼

底線表示脫離本發明範圍。

[0095][表 4]

實驗 No.	變勃鐵 [%]	麻田散鐵 ①[%]	麻田散鐵 ②[%]	麻田散鐵 ③[%]	變勃鐵+ 麻田散鐵[%]	殘留沃斯 田鐵[%]	肥粒鐵 [%]	波來鐵 [%]	TS [MPa]	EL [%]	Λ [%&]	TSxEL	TSxλ	鍍覆 外觀	合金化 Fe[%]	備註
a	47	14	3	0	64	8	28	0	987	23	59	22701	58233	○	7.8	本發明鋼
ba	32	4	4	3	43	9	38	10	1013	25	48	25325	48624	○	10.4	本發明鋼
bb	0	0	0	0	0	0	100	0	683	21	67	14343	45761	○	10.5	比較鋼
bc	23	0	0	0	23	0	62	15	743	18	29	13374	21547	○	11.1	比較鋼
bd	23	0	0	0	23	0	55	22	789	15	25	11835	19725	○	11.9	比較鋼
be	38	0	0	0	38	0	49	13	824	16	29	13184	23896	○	11.2	比較鋼
bf	11	33	14	2	60	2	38	0	1139	11	24	12529	27336	○	10.9	比較鋼
bg	35	10	0	0	45	16	39	0	1037	26	24	26962	24888	○	8.9	比較鋼
bh	34	6	12	0	52	3	37	8	923	16	55	14768	50765	○	9.3	比較鋼
bi	40	6	4	3	53	8	39	0	984	25	45	24600	44280	×	11.3	比較鋼
bj	38	5	4	3	50	9	41	0	989	23	43	22747	42527	×	11.5	比較鋼
bk	40	5	4	3	52	10	38	0	982	23	51	22586	50082	×	9.4	比較鋼
bl	41	5	4	2	52	8	39	1	981	21	41	20601	40221	×	12.3	比較鋼
bm	43	4	5	3	55	9	36	0	989	23	44	22747	43516	×	11.9	比較鋼
bn	40	4	4	0	48	4	37	11	923	14	51	12922	47073	○	13.9	比較鋼
bo	38	5	0	0	43	0	39	18	886	18	39	15948	34554	○	16.3	比較鋼
bp	8	52	0	0	60	0	40	0	1033	11	23	11363	23759	○	10.7	比較鋼
bq	7	55	0	0	62	2	36	0	1078	9	32	9702	34496	○	10.2	比較鋼
br	33	5	0	0	38	0	39	23	834	17	42	14178	35028	○	9.9	比較鋼
bs	22	0	0	0	22	0	46	32	753	16	46	12048	34638	○	10.6	比較鋼
bt	29	10	7	6	52	9	39	0	1001	22	65	22022	65065	○	12.8	本發明鋼
c	53	6	3	3	65	11	24	0	1108	21	49	23268	54292	○	11.6	本發明鋼
d	55	8	4	0	67	10	23	0	1239	20	45	24780	55755	○	12.4	本發明鋼
e	48	8	7	3	66	13	21	0	1249	16	30	19984	37470	○	8.7	本發明鋼
fa	45	11	11	9	76	14	10	0	1280	16	32	20480	40960	○	7.9	本發明鋼
fb	0	0	0	0	0	0	100	0	712	20	72	14240	51264	○	8.6	比較鋼
fc	28	0	0	0	28	0	54	18	775	19	42	14725	32550	○	8.8	比較鋼
fd	24	0	0	0	24	0	49	27	793	17	38	13481	30134	○	8.3	比較鋼
fe	42	0	0	0	42	0	33	25	843	15	32	12645	26976	○	9.5	比較鋼
ff	10	65	3	0	78	4	18	0	1298	9	24	11682	31152	○	9.7	比較鋼
fg	47	11	0	0	58	23	19	0	1345	15	14	20175	18830	○	8.9	比較鋼
fh	45	11	27	0	83	2	15	0	1019	8	40	8152	40760	○	11.3	比較鋼
fi	42	12	9	6	69	12	19	0	1216	15	35	18240	42560	×	12.1	比較鋼
fj	43	11	9	6	69	13	18	0	1224	14	40	17136	48960	×	11.4	比較鋼
fk	44	11	10	0	65	14	11	10	1265	13	33	16445	41745	×	10.9	比較鋼
fl	41	12	11	6	70	11	19	0	1274	16	34	20384	43316	×	9.6	比較鋼
fm	42	12	12	5	71	12	17	0	1293	15	38	19395	49134	×	9.7	比較鋼
fn	41	13	8	6	68	0	16	16	805	18	41	14490	33005	○	14.7	比較鋼
fo	41	11	0	0	52	0	16	32	785	19	42	14915	32970	○	17.2	比較鋼
fp	11	58	0	0	69	3	28	0	1352	7	9	9464	12168	○	9.2	比較鋼
fq	9	60	0	0	69	1	30	0	1397	6	4	8382	5588	○	9.6	比較鋼
fr	39	0	0	0	39	0	38	23	821	17	30	13957	24630	○	9.6	比較鋼
fs	28	0	0	0	28	0	40	32	782	18	24	14076	18768	○	9.9	比較鋼
g	49	11	6	0	66	12	22	0	1021	24	51	24504	52071	○	2.8	本發明鋼
ha	52	13	10	7	82	18	0	0	1450	14	31	20300	44950	○	2.7	本發明鋼
hb	0	0	0	0	0	0	100	0	759	20	59	15180	44781	○	9.6	比較鋼
hc	26	0	0	0	26	0	37	37	824	18	37	14832	30488	○	10.2	比較鋼
hd	19	0	0	0	19	0	34	47	793	16	32	12688	25376	○	10.5	比較鋼
he	37	0	0	0	37	0	32	31	857	13	30	11141	25710	○	10.9	比較鋼
hf	0	55	12	0	67	15	18	0	1652	4	7	6608	11564	○	9.9	比較鋼
hg	34	15	0	0	49	29	22	0	1523	13	7	19799	10661	○	9.8	比較鋼
hh	52	14	29	0	95	5	0	0	1221	10	36	12210	43956	○	10.2	比較鋼
hi	54	11	9	8	82	18	0	0	1434	13	32	18642	45888	×	11.4	比較鋼
hj	42	11	8	6	67	15	18	0	1426	13	33	18538	47058	×	10.7	比較鋼
hk	53	13	11	8	85	15	0	0	1462	14	34	20468	49708	×	10	比較鋼
hl	52	12	10	8	82	18	0	0	1489	14	31	20846	46159	×	8.6	比較鋼
hm	55	14	10	6	85	15	0	0	1482	13	38	19266	56316	×	8.1	比較鋼
hn	62	13	11	9	95	5	0	0	1162	11	29	12782	33698	○	13.8	比較鋼
ho	52	24	0	0	76	0	0	24	1125	7	32	7875	36000	○	16.8	比較鋼
hp	12	61	0	0	73	3	24	0	1589	6	4	9534	6356	○	10.1	比較鋼
hq	13	60	0	0	73	0	27	0	1601	5	1	8005	1601	○	9.7	比較鋼
hr	35	7	0	0	42	0	39	19	923	16	28	14768	25844	○	11.9	比較鋼
hs	33	0	0	0	33	0	43	24	885	16	25	14160	22125	○	9.9	比較鋼
ht	20	21	6	4	51	21	28	0	1356	15	35	20340	47460	○	10.3	本發明鋼
i	52	4	4	3	63	10	27	0	1185	17	45	20145	53325	○	10.4	本發明鋼
j	51	9	4	0	64	10	26	0	1205	16	46	19280	55430	○	11.6	本發明鋼
k	54	4	3	4	65	9	26	0	989	23	50	22747	49450	○	12.4	本發明鋼
l	50	8	4	4	66	8	26	0	1201	17	35	20417	42035	○	2.7	本發明鋼
m	55	5	3	4	67	9	24	0	1186	19	39	22534	46254	○	1.6	本發明鋼
n	44	8	6	5	63	10	27	0	1208	17	34	20536	41072	○	11.6	本發明鋼
o	51	6	7	7	71	9	20	0	1226	16	36	19616	44136	○	1.7	本發明鋼
p	0	63	22	0	85	15	0	0	1950	5	3	9750	5850	○	10.5	比較鋼
q	16	5	5	3	29	10	61	0	945	18	26	17010	24570	×	6.8	比較鋼
r	10	75	13	0	98	2	0	0	1523	9	29	13707	44167	○	8.9	比較鋼
v	16	0	0	0	16	13	71	0	894	17	24	15198	21456	○	10.7	比較鋼
w	92	8	0	0	100	0	0	0	927	11	62	10197	57474	○	12.5	比較鋼
x	62	21	11	3	97	3	0	0	862	18	24	15516	20688	○	11.8	比較鋼
y	5	0	0	0	5	0	95	0	1342	7	16	9394	21472	○	2.1	比較鋼

底線表示脫離本發明範圍。

產業上之可利用性

[0096]本發明提供一種適於汽車用構造用構件、補強用構件及懸吊用構件且具有抗拉最大強度980MPa以上的成形性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板。可期待大幅貢獻於汽車輕量化，在產業上之效果極高。

【圖式簡單說明】

(無)

【主要元件符號說明】

(無)

七、申請專利範圍：

1. 一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其係在母材鋼板表面具有熔融鍍鋅層之熔融鍍鋅鋼板，

前述母材鋼板以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $Si+Al > 0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成；

前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計含有合計40%以上的麻田散鐵及變韌鐵且以體積分率計含有8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵、或是肥粒鐵與以體積分率計為10%以下的波來鐵，

前述麻田散鐵以體積分率計合計含有10%以上的以下規定之3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上，

且前述熔融鍍鋅層含有低於7質量%的Fe；

麻田散鐵(1)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM1低於0.8質量%且奈米壓痕試驗硬度

Hit1滿足式1；

$$\text{Hit1}/\{-982.1 \times (\text{CM1})^2 + 1676 \times \text{CM1} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式1}$$

麻田散鐵(2)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM2在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2；

$$\text{Hit2}/\{-982.1 \times (\text{CM2})^2 + 1676 \times \text{CM2} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式2}$$

麻田散鐵(3)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM3在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit3滿足式3：

$$0.5 < \text{Hit3}/\{-982.1 \times (\text{CM3})^2 + 1676 \times \text{CM3} + 189\} \leq 0.80 \cdots \text{式3}。$$

2. 如申請專利範圍第1項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Cr：0.05～1.0%、

Mo：0.05～1.0%、

Ni：0.05～1.0%、及

Cu：0.05～1.0%。

3. 如申請專利範圍第1項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Nb：0.005～0.3%、

Ti：0.005～0.3%、及

V：0.01～0.5%。

4. 如申請專利範圍第1項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有B：0.0001～0.1%。

5. 如申請專利範圍第1項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Ca：0.0005～0.01%、

Mg：0.0005～0.01%、及

REM：0.0005～0.01%。

6. 一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其係在母材鋼板表面具有合金化熔融鍍鋅層之合金化熔融鍍鋅鋼板，

前述母材鋼板以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且Si+Al>0.5%；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下、

殘餘部分係由鐵及無法避免的雜質所構成；

前述母材鋼板的顯微組織以體積分率計合計含有40%以上的麻田散鐵及變韌鐵且以體積分率計含有8%以上的殘留沃斯田鐵，顯微組織的殘餘部分係肥粒鐵、或是肥粒鐵與以體積分率計為10%以下的波來鐵；

前述麻田散鐵以體積分率計合計含有10%以上的以下規定之3種麻田散鐵(1)、(2)、(3)之2種以上，

且前述合金化熔融鍍鋅層含有7～15質量%的Fe；

麻田散鐵(1)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM1低於0.8質量%且奈米壓痕試驗硬度Hit1滿足式1；

$$\text{Hit1}/\{-982.1 \times (\text{CM1})^2 + 1676 \times \text{CM1} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式1}$$

麻田散鐵(2)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM2在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit2滿足式2；

$$\text{Hit2}/\{-982.1 \times (\text{CM2})^2 + 1676 \times \text{CM2} + 189\} \leq 0.50 \cdots \text{式2}$$

麻田散鐵(3)：C濃度(當有雪明碳鐵析出時，亦含雪明碳鐵中之C)CM3在0.8質量%以上且奈米壓痕試驗硬度Hit3滿足式3；

$$0.5 < \text{Hit3}/\{-982.1 \times (\text{CM3})^2 + 1676 \times \text{CM3} + 189\} \leq 0.80 \cdots \text{式3}$$

3。

7. 如申請專利範圍第6項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Cr：0.05～1.0%、

Mo：0.05～1.0%、

Ni：0.05～1.0%、及

Cu：0.05～1.0%。

8. 如申請專利範圍第6項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Nb：0.005～0.3%、

Ti：0.005～0.3%、及

V：0.01～0.5%。

9. 如申請專利範圍第6項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有B：0.0001～0.1%。

10. 如申請專利範圍第6項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，其中前述母材鋼板以質量%計更含有下述元素之1種或2種以上：

Ca：0.0005～0.01%、

Mg：0.0005～0.01%、及

REM：0.0005～0.01%。

11. 一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係將以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $Si+Al>0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼片，加熱至1200℃以上且在Ar3變態點以上進行熱軋延；

對前述熱軋延後之母材鋼板進行軋縮率40～70%的冷軋延；

將前述冷軋延後之母材鋼板在730～900℃下進行退火；

將前述退火後之母材鋼板在平均冷卻速度0.1～200℃/秒下冷卻至650～750℃之溫度，並在平均冷卻速度20℃/秒以上從650～750℃之溫度冷卻至450℃以下；

將前述已冷卻至450℃以下的母材鋼板保持在350

～450℃之範圍120秒以上；

將前述保持在350～450℃之範圍的母材鋼板在平均冷卻速度5℃/秒以上冷卻至70℃以下；

將前述已使之至室溫的母材鋼板在伸長率0.2～2%下進行軋延；

將前述已軋延之母材鋼板在平均升溫速度10℃/秒以上加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃；

使前述已加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃的母材鋼板浸漬於熔融鍍鋅浴，進行熔融鍍鋅；

將前述已熔融鍍鋅的熔融鍍鋅鋼板在平均冷卻速度5℃/秒以上冷卻至70℃以下。

12. 如申請專利範圍第11項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係在進行前述熔融鍍鋅時，使熔融鍍鋅浴在流速10m/min以上且50m/min以下進行流動。

13. 如申請專利範圍第11項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係在前述加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」℃～「熔融鍍鋅浴溫度+50」℃之前，酸洗母材鋼板後，將母材鋼板表面研削除去深度0.1μm以上，並於前述母材鋼板表面預鍍0.2～2g/m²的Ni。

14. 一種具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性

及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係將以質量%計含有：

C：0.05%～0.4%、

Si：0.01%～3.0%、

Mn：0.1%～3.0%、及

Al：0.01～2.0%，

且 $\text{Si}+\text{Al}>0.5\%$ ；

並將下述元素限制在：

P：0.04%以下、

S：0.05%以下、且

N：0.01%以下，

殘餘部分由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼片，加熱至 1200°C 以上且在 Ar_3 變態點以上進行熱軋延；

對前述熱軋延後之母材鋼板進行軋縮率40～70%之冷軋延；

將前述冷軋延後之母材鋼板在 $730\sim 900^{\circ}\text{C}$ 下進行退火；

將前述退火後之母材鋼板在平均冷卻速度 $0.1\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 下冷卻至 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度，並在平均冷卻速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上從 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 之溫度冷卻至 450°C 以下；

將前述已冷卻至 450°C 以下的母材鋼板保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍120秒以上；

將前述保持在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之範圍之母材鋼板在平均冷卻速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上冷卻至 70°C 以下；

將前述已使之至室溫的母材鋼板在伸長率0.2~2%下進行軋延；

將前述已軋延的母材鋼板在平均升溫速度10°C/秒以上加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」°C~「熔融鍍鋅浴溫度+50」°C；

使前述已加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」°C~「熔融鍍鋅浴溫度+50」°C的母材鋼板浸漬於前述熔融鍍鋅浴，進行熔融鍍鋅，並且在「鍍鋅浴溫度-40」°C以上且560°C以下進行40秒以內的合金化加熱處理；

將前述已合金化加熱處理的合金化熔融鍍鋅鋼板在平均冷卻速度5°C/秒以上冷卻至70°C以下。

15. 如申請專利範圍第14項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係在進行前述熔融鍍鋅時，使熔融鍍鋅浴在流速10m/min以上且50m/min以下進行流動。
16. 如申請專利範圍第14項之具有抗拉強度980MPa以上且鍍覆密著性、成形性及擴孔性優良之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板的製造方法，其係在前述加熱至「熔融鍍鋅浴溫度-40」°C~「熔融鍍鋅浴溫度+50」°C之前，酸洗母材鋼板後，將母材鋼板表面研削除去深度0.1μm以上，並於前述母材鋼板表面預鍍0.2~2g/m²的Ni。