



(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 I545204 B

(45)公告日：中華民國 105 (2016) 年 08 月 11 日

(21)申請案號：104110212

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 03 月 30 日

(51)Int. Cl. : C22C38/14 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C21D9/46 (2006.01)

(30)優先權：2014/04/22 日本

2014-088044

(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：木村英之 KIMURA, HIDEYUKI (JP)；藤田耕一郎 FUJITA, KOICHIRO (JP)；長谷川寬 HASEGAWA, HIROSHI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

(56)參考文獻：

TW 200304961A

TW 201413006A

JP 2014-5514A

審查人員：趙偉志

申請專利範圍項數：4 項 圖式數：0 共 39 頁

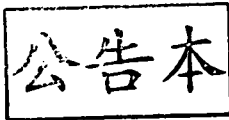
(54)名稱

高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法

(57)摘要

本發明之目的在於提供一種含有 C 或 Mn 等、表面外觀及鋼捲長度方向之材質均勻性優異、TS 為 780MPa 以上之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

本發明係高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20% 以上 60% 以下之麻田散鐵、及面積率為 40% 以上 80% 以下之肥粒鐵之組織，該方法係對具有特定之成分組成之鋼坯進行熱軋，繼而進行冷軋，此後實施 1 次退火，並於酸洗後實施 2 次退火，繼而實施熔融鍍鋅處理，此時，上述 1 次退火係於 600~750°C 之溫度範圍，以 0.1°C/秒以上且未滿 3°C/秒之平均加熱速度進行加熱，於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度區域冷卻至 600°C 以下之冷卻停止溫度，上述酸洗係將鋼板之酸洗減量設為以 Fe 換算計為 0.05~5g/m²，上述 2 次退火係於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度進行冷卻，並於上述熔融鍍鋅後，以 5~100°C/秒之平均冷卻速度進行冷卻。



發明摘要

※ 申請案號：104110212

C22C 38/14 (2006.01)

※ 申請日：104/03/30

※IPC 分類：

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法

【中文】

本發明之目的在於提供一種含有 C 或 Mn 等、表面外觀及鋼捲長度方向之材質均勻性優異、TS 為 780 MPa 以上之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

本發明係高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20% 以上 60% 以下之麻田散鐵、及面積率為 40% 以上 80% 以下之肥粒鐵之組織，該方法係對具有特定之成分組成之鋼坯進行熱軋，繼而進行冷軋，此後實施 1 次退火，並於酸洗後實施 2 次退火，繼而實施熔融鍍鋅處理，此時，上述 1 次退火係於 600~750°C 之溫度範圍，以 0.1°C/秒以上且未滿 3°C/秒之平均加熱速度進行加熱，於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度區域冷卻至 600°C 以下之冷卻停止溫度，上述酸洗係將鋼板之酸洗減量設為以 Fe 換算計為 0.05~5 g/m²，上述 2 次退火係於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度進行冷卻，並於上述熔融鍍鋅後，以 5~100°C/秒之平均冷卻速度進行冷卻。

【英文】

【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)

高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法

【技術領域】

【0001】本發明係關於一種適合應用於汽車構件用途之鍍敷表面外觀優異、且鋼捲長度方向之材質均勻性優異的高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

【先前技術】

【0002】近年來，就地球環境保護之觀點而言，為了限制 CO₂ 之排出量，要求改善汽車油耗。除此之外，為了於碰撞時確保騎乘者之安全，亦要求提高以汽車車體之碰撞特性為中心之安全性。如上所述，積極地推進汽車車體之輕量化及汽車車體之強化。

【0003】為了同時滿足汽車車體之輕量化及強化，藉由在剛性不成問題之範圍，將零件素材高強度化、並減少板厚而實現之輕量化較為有效。最近，於汽車零件積極地使用高強度鋼板，應用於汽車之構造構件或補強構件之鋼板係拉伸強度(TS：Tensile Strength)達到 780 MPa 以上，進而亦達到 980 MPa 以上。對於鋼板之高強度化，組織強化之利用較為有效，由軟質之肥粒鐵及硬質之麻田散鐵所構成之複合組織鋼板，通常延展性良好且具有優異之強度-延展性平衡，故而壓製成形性相對較為良好。然而，複合組織鋼板對於在通常之連續退火生產線中之製造時產生之退火溫度等條件變化而拉伸強度(TS)等材質變動較大，材質易於鋼捲長度方向發生變動。此情形下，擔憂於汽車之連續壓製生產線中穩定地進行壓製成

形變得困難，而作業性大幅下降。又，為了確保高強度化所需之麻田散鐵量，而複合組織鋼板中 C 或 Mn 等之添加量增大。另一方面，Mn 為較 Fe 易氧化之易氧化性元素，故而於大量含有 Mn 之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板之製造中，鍍敷性之確保成為課題。即，擔憂如下可能性：包含於鋼中之 Mn 於在普通之退火爐中使用之非氧化性環境中或者還原環境中亦被選擇性氧化，表面增稠並形成氧化物，使鍍敷處理時與熔融鋅之潤濕性下降而產生未鍍敷。

【0004】 與此相對，專利文獻 1 中提出有如下方法：預先於氧化性環境中對鋼板進行加熱，以特定以上之氧化速度於表面急速地生成 Fe 氧化膜，藉此阻止鋼板表面之添加元素之氧化，其後對 Fe 氧化膜進行還原退火，藉此改善與熔融鋅之潤濕性。然而，於鋼板之氧化量較多之情形下，存在產生氧化鐵附著於爐內輾而對鋼板產生壓痕之問題之情形。又，專利文獻 2 中提出有如下方法：藉由在退火後對鋼板進行酸洗而去除表面之氧化物，其後，再次進行退火而進行熔融鍍鋅。然而，專利文獻 2 中記載有 590 MPa 級之強度等級之鋼板，但並無與 TS 為 780 MPa 以上之鋼板相關之記載，又，未確認到與成為壓製成形性之指標之延伸特性或材質變動相關之記載。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0005】

專利文獻 1：日本專利第 2587724 號公報

專利文獻 2：日本專利第 3956550 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

【0006】通常，TS 為 780 MPa 以上之高強度鋼板係為了實現高強度化而大量包含各種合金元素，故而因於通常之連續退火生產線中產生之退火條件之變動，鋼板中的麻田散鐵量等發生變動，於鋼捲內、特別是在鋼捲長度方向，強度或延伸率等材質之不均易變大。此情形下，於汽車之連續壓製生產線中，穩定地進行壓製成形變得困難，而作業性大幅下降。因此，強烈地要求材質之不均較小、即鋼捲長度方向之材質之均勻性。

【0007】本發明係鑒於該情況而完成者，其目的在於提供一種含有 C 或 Mn 等、表面外觀及鋼捲長度方向之材質均勻性優異、TS 為 780 MPa 以上之高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

(解決問題之技術手段)

【0008】本發明者等人於開發汽車之構造構件中應用之高強度鋼板時，對於各種薄鋼板關於影響高強度化、材質之不均、及表面外觀之各種要因已進行銳意研究。其結果，獲得如下見解：於含有 C 或 Mn 之鋼板，於適當地控制 1 次退火條件後，藉由酸洗而去除表面氧化物，此後進行 2 次退火，藉此可獲得表面外觀優異、TS 為 780 MPa 以上、較佳為 980 MPa 以上、且鋼捲長度方向之材質均勻性優異的高強度熔融鍍鋅鋼板。

【0009】本發明之主旨如下。

[1]一種高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20%以上 60%以下之麻田散鐵、及面積率為 40%以上 80%以下之肥粒鐵之組織，該方法係對以質量%計含有 C：

0.05 以上且未滿 0.12%、Si：0.01%以上且未滿 0.35%、Mn：2.2% 以上 3.5%以下、P：0.001%以上 0.050%以下、S：0.010%以下、sol.Al：0.005%以上 0.100%以下、N：0.0001%以上 0.0060%以下、Nb：0.010% 以上 0.080%以下、Ti：0.010%以上 0.080%以下、且剩餘部分由 Fe 及不可避免之雜質所構成的鋼坯進行熱軋，繼而進行冷軋，此後實施 1 次退火，並於酸洗後實施 2 次退火，繼而實施熔融鍍鋅處理，此時，上述 1 次退火係於 600~750°C 之溫度範圍，以 0.1°C/秒以上且未滿 3°C/秒之平均加熱速度進行加熱，在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度區域冷卻至 600°C 以下之冷卻停止溫度，上述酸洗係將鋼板之酸洗減量設為以 Fe 換算計為 0.05~5 g/m²，上述 2 次退火係在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度進行冷卻，且

於上述熔融鍍鋅後，以 5~100°C/秒之平均冷卻速度進行冷卻。

[2]如[1]之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中，除上述成分組成以外，進而含有以質量%計選自 Mo：0.05%以上 1.0%以下、V：0.02%以上 0.50%以下、Cr：0.05%以上 1.0%以下、B：0.0001% 以上 0.0030%以下中之一種以上。

[3]如[1]或[2]之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中，於上述熱軋之精軋結束後，在 3 秒以內開始冷卻，於上述熱軋之精軋溫度~(精軋溫度-100°C)之溫度區域，以平均冷卻速度 5~200°C/秒進行冷卻，並於 450~650°C 之溫度下捲取成鋼捲後，以軋縮率 40% 以上進行冷軋。

[4]一種高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度合金

化熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20%以上 60%以下之麻田散鐵、及面積率為 40%以上 80%以下之肥粒鐵之組織，該方法係於[1]至[3]中任一項之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法中之熔融鍍鋅後，進而實施合金化處理，其後以 5~100°C/秒之平均冷卻速度進行冷卻。

(對照先前技術之功效)

【0010】根據本發明，獲得表面外觀優異、拉伸強度(TS)為 780 MPa 以上、較佳為 980 MPa 以上之高強度、且鋼捲長度方向之材質均勻性較高的高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板。將本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板應用於汽車車體之骨架構件之情形下，可大大有助於碰撞安全性之提高或輕量化，進而材質之退火溫度依存性較小。因此，鋼捲內之材質均勻性較高，亦可期待壓製成形時之作業性之提高。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

【0011】以下，詳細地對本發明進行說明。

【0012】首先，對本發明之成分組成之限定原因進行說明。再者，與成分相關之「%」係指質量%。

【0013】

C：0.05%以上且未滿 0.12%

C 為對鋼板之高強度化有效之元素，藉由形成麻田散鐵而有助於高強度化。又，C 係藉由與 Nb 或 Ti 等碳化物形成元素形成微細之合金化合物、或者合金碳氮化物而有助於高強度化。為了獲得該

等效果，C 量需要含有 0.05% 以上。另一方面，若 C 量成為 0.12% 以上，則點焊性明顯劣化，又，因麻田散鐵相之增加，鋼板會硬質化而加工性亦有明顯下降之傾向。因此，C 量係設為 0.05% 以上且未滿 0.12%，較佳為 0.05% 以上且未滿 0.10%。另一方面，就穩定地確保 980 MPa 以上之 TS 之觀點而言，C 量進而較佳為設為 0.08% 以上。

【0014】

Si：0.01% 以上且未滿 0.35%

Si 為主要藉由固溶強化而有助於高強度化之元素，且相對於強度上升而延展性之下降相對較少，不僅有助於強度之提高，亦有助於強度與延展性之平衡之提高。為了獲得該效果，需要含有 0.01% 以上之 Si。另一方面，於 Si 量為 0.35% 以上時，存在如下情形：易於鋼板表面形成 Si 系氧化物，成為未鍍敷之原因。因此，Si 量係設為 0.01% 以上且未滿 0.35%，較佳為 0.01% 以上 0.25% 以下。

【0015】

Mn：2.2% 以上 3.5% 以下

Mn 為藉由固溶強化及形成麻田散鐵而有助於高強度化之元素，為了獲得該效果，需要含有 2.2% 以上。另一方面，若 Mn 量超過 3.5%，則存在如下情形：導致原料成本之上升，並且因 Mn 之偏析等而部分成為變態點不同之組織，結果，易成為肥粒鐵相及麻田散鐵相以帶狀存在之不均勻之組織，而加工性下降。又，存在如下情形：於鋼板表面以氧化物之形式增稠，成為未鍍敷之原因。進而，存在使點焊部之韌性下降而使焊接特性下降之情形。因此，Mn 量係設為 2.2% 以上 3.5% 以下。就穩定地確保 980 MPa 以上之 TS 之

觀點而言，Mn 量進而較佳為設為 2.5%以上。

【0016】

P：0.001%以上 0.050%以下

P 為藉由固溶強化而對鋼板之高強度化有效之元素。然而，於 P 量未滿 0.001%時，不僅未呈現該效果，而且存在於製鋼步驟中導致脫磷成本上升之情形，故而 P 量係設為 0.001%以上。另一方面，若 P 量超過 0.050%，則焊接性明顯劣化。因此，P 量係設為 0.001%以上 0.050%以下，較佳為設為 0.001%以上 0.030%以下。

【0017】

S：0.010%以下

S 除成為引起熱脆性之原因以外，以硫化物系中介物之形式存在於鋼中而使鋼板之加工性下降，為有害元素。因此，S 較佳為極力減少，本發明中，S 量之上限設為 0.010%，較佳為設為 0.008%以下。下限並無特別限制。然而，極低 S 化會使製鋼成本上升，故而較佳為設為 0.0001%以上。

【0018】

sol.Al：0.005%以上 0.100%以下

Al 為作為脫酸材而含有之元素。又，Al 具有固溶強化能力，故而對高強度化有效地發揮作用。然而，於作為 sol.Al 之 Al 量未滿 0.005%時，無法獲得上述效果。另一方面，若作為 sol.Al 之 Al 量超過 0.100%，則導致原料成本之上升，並且亦成為誘導鋼板之表面缺陷之原因。因此，作為 sol.Al 之 Al 量係設為 0.005%以上 0.100%以下。

【0019】

N：0.0001%以上 0.0060%以下

若 N 量超過 0.0060%，則存在如下情形：因於鋼中生成過量之氮化物而導致延展性或韌性之下降，除此之外，亦導致鋼板之表面性狀之惡化。因此，N 量係設為 0.0060%以下，較佳為設為 0.0050%以下。又，就藉由肥粒鐵之潔淨化而實現延展性提高的觀點而言，N 量較佳為較少。然而，由於製鋼方面之成本亦增大，因此下限係設為 0.0001%。因此，N 量係設為 0.0001%以上 0.0060%以下，較佳為設為 0.0050%以下。

【0020】

Nb：0.010%以上 0.080%以下

Nb 係藉由與 C 或 N 形成碳化物或碳氮化物而有助於高強度化。又，利用藉由對肥粒鐵進行析出強化而減少與麻田散鐵相之硬度差的效果，有助於伸緣性之改善。進而，Nb 具有將熱軋板組織微細化之作用，使冷軋、退火後之肥粒鐵及麻田散鐵均勻微細化。藉由該鋼板組織之均勻微細化，有助於伸緣性之提高及材質不均之減少。為了獲得此種效果，Nb 量係設為 0.010%以上，較佳為設為 0.030%以上，更佳為設為 0.040%以上。另一方面，若 Nb 量超過 0.080%而過量地含有，則增大熱軋時之負荷，又，使冷軋時之變形阻力變高，從而使穩定之實機製造變得困難。又，使肥粒鐵之延展性下降，加工性明顯下降。因此，Nb 量係設為 0.010%以上 0.080%以下，較佳為設為 0.030%以上 0.080%以下，更佳為設為 0.040%以上 0.080%以下。

【0021】

Ti：0.010%以上 0.080%以下

Ti 係與 Nb 相同地，藉由與 C 或 N 形成碳化物或碳氮化物而有助於高強度化。又，利用藉由對肥粒鐵進行析出強化而減少與麻田散鐵相之硬度差的效果，有助於伸緣性之改善。進而，Ti 係與 Nb 相同地，具有將熱軋板微細化之作用，使冷軋、退火後之肥粒鐵及麻田散鐵均勻微細化，藉由該鋼板組織之均勻微細化效果而有助於伸緣性之提高及材質不均之減少。為了獲得此種效果，Ti 量係設為 0.010% 以上，較佳為設為 0.030% 以上。另一方面，若 Ti 量超過 0.080%，則不僅該效果飽和，而且於肥粒鐵中過量地析出，使肥粒鐵之延展性下降。因此，Ti 量係設為 0.010% 以上 0.080% 以下，較佳為設為 0.030% 以上 0.080% 以下。

【0022】除上述成分以外之剩餘部分係由 Fe 及不可避免之雜質所構成。

【0023】本發明中，除上述必須添加元素以外，可進而含有選自 Mo、V、Cr、B 中之一種以上元素。

【0024】

選自 Mo：0.05% 以上 1.00% 以下、V：0.02% 以上 0.50% 以下、Cr：0.05% 以上 1.0% 以下、B：0.0001% 以上 0.0030% 以下中之一種以上

Mo 及 Cr 為提高淬火性、藉由生成麻田散鐵而有助於高強度化之元素，可視需要含有。為了表現此種效果，較佳為該等元素分別含有 0.05% 以上。另一方面，若 Mo、Cr 之含量分別超過 1.00%、1.0%，則不僅上述效果飽和，而且導致原料成本之增加，因此該等之含量較佳為分別為 1.00% 以下、1.0% 以下。

【0025】V 係與 Nb、Ti 相同地，藉由形成微細之碳氮化物而有助於強度上升，故而可視需要含有。為了表現此種效果，較佳為

含有 0.02%以上。另一方面，若 V 量超過 0.50%，則不僅上述效果飽和，而且導致原料成本之增加，因此 V 之含量較佳為 0.50%以下。

【0026】B 係提高淬火性，抑制於退火冷卻過程中發生肥粒鐵之生成，藉由生成麻田散鐵而有助於高強度化。為了獲得該效果，需要含有 0.0001%以上。另一方面，若超過 0.0030%，則上述效果飽和，故而 B 量較佳為 0.0001%以上 0.0030%以下。

【0027】進而，本發明中，只要為不阻礙本發明之效果之範圍，則可適當地含有以下之元素。

【0028】Cu 為於熱軋時引起裂痕而成為表面瑕疵之產生原因的有害元素。然而，本發明中，Cu 對鋼板特性之不良影響較小，因此只要為 0.30%以下之含量，則可容許。藉此，可使用廢料等，而實現再生原料之利用。

【0029】Ni 係與 Cu 相同地，對鋼板特性造成之影響較小，但具有防止因添加 Cu 而產生表面瑕疵之效果。可藉由含有 Cu 含量之 1/2 以上而表現上述效果。然而，若 Ni 之含量變得過量，則助長因鐵銹之不均勻生成而產生之其他表面缺陷，因此於含有 Ni 之情形下，其含量之上限係設為 0.30%。

【0030】Ca 具有藉由 MnS 等硫化物之形狀控制而提高延展性之效果。然而，即便大量含有該效果亦有呈飽和之傾向。因此，含有 Ca 之情形下，設為 0.0001%以上 0.0050%以下。

【0031】進而，具有控制硫化物系中介物之形態之作用，藉此有助於加工性提高之稀土類元素(REM, Rare Earth Metals)、或者具有將鋼板表面之結晶整粒化之作用的 Sn、Sb 可分別以 0.0001~0.1000%之範圍含有。

【0032】除此之外，形成析出物之 Zr、Mg 等之含量較佳為極少，無需積極地添加。添加時，設為未滿 0.020%，更佳為設為未滿 0.002%。

【0033】其次，對 1 次退火後及 2 次(最終)退火後之組織進行說明。本發明之高強度鋼板係為了減少 2 次(最終)退火時之材質不均，而 1 次退火後之鋼板組織較佳為麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率為 20%以上 60%以下。而且，2 次(最終)退火後之鋼板組織係為了穩定地獲得 780 MPa 以上之 TS，需要為以面積率計 20%以上 60%以下之麻田散鐵、及 40%以上 80%以下之肥粒鐵。

【0034】

1 次退火後之鋼板組織為麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率：20%以上 60%以下

本發明中，就獲得材質不均較小之高強度鋼板之觀點而言，較佳為對於 1 次退火後之鋼板組織控制麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率。即，於 1 次退火後確認到之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵，係於 1 次退火時之均熱中 C 或 Mn 等元素增稠所得之沃斯田鐵於均熱後之冷卻中保持變態或者未變態而殘存之組織，為 C 或 Mn 濃度較高之區域。此種 C 或 Mn 增稠之區域係使 2 次退火時之肥粒鐵-沃斯田鐵變態點下降，故而於 750~850°C 之溫度範圍內進行 2 次退火時之麻田散鐵面積率之變動較小。因此，材質之變動亦變小。通常，1 次退火後之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率與 2 次(最終)退火後之麻田散鐵面積率相關，故而就於 2 次(最終)退火後滿足 780 MPa

以上之 TS 之觀點而言，較佳為 1 次退火後之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率設為 20% 以上。另一方面，若 1 次退火後之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率超過 60%，則存在如下情形：2 次(最終)退火後之麻田散鐵之面積率超過 60%，故而加工性之確保變得困難。因此，1 次退火後之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵之合計面積率較佳為設為 60% 以下，更佳為設為 50% 以下。再者，於 1 次退火後之鋼板中，除麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留沃斯田鐵以外之剩餘部分為以肥粒鐵相為主體之組織。

【0035】

2 次(最終)退火後之麻田散鐵之面積率：20% 以上 60% 以下

麻田散鐵係為了確保本發明之鋼板之強度而所需之硬質相。然而，於麻田散鐵之面積率未滿 20% 時，鋼板強度下降，確保 780 MPa 以上之 TS 變得困難。因此，麻田散鐵之面積率係設為 20% 以上。就穩定地確保 980 MPa 以上之 TS 之觀點而言，較佳為將麻田散鐵之面積率設為 35% 以上。另一方面，若麻田散鐵之面積率超過 60%，則存在硬質相變得過量而加工性之確保變得困難之情形。因此，麻田散鐵之面積率係設為 60% 以下，較佳為設為 50% 以下。

【0036】

2 次(最終)退火後之麻田散鐵相之平均結晶粒徑：5 μm 以下

於麻田散鐵相之平均結晶粒徑超過 5 μm 時，存在如下情形：易於軟質之肥粒鐵與硬質之麻田散鐵之界面產生空隙，而伸緣性或局部延展性下降。與此相對，藉由將 2 次(最終)退火後之麻田散鐵之平均結晶粒徑設為 5 μm 以下，而肥粒鐵與麻田散鐵之界面之空

隙之生成得到抑制，伸緣性之下降得到抑制。因此，本發明中，較佳為將 2 次(最終)退火後之麻田散鐵之平均結晶粒徑設為 5 μm 以下，更佳為設為 2 μm 以下。

【0037】

2 次(最終)退火後之肥粒鐵相之面積率：40%以上 80%以下

肥粒鐵相係於確保延展性方面重要之因素。於肥粒鐵相以面積率計未滿 40%時，存在延展性之確保變得困難而加工性下降之情形。因此，肥粒鐵相之面積率就確保延展性之觀點而言，設為 40%以上，較佳為設為 50%以上。另一方面，若以面積率計超過 80%，則確保 780 MPa 以上之 TS 變得困難。因此，肥粒鐵相之面積率係設為 80%以下，為了穩定地確保 980 MPa 以上之 TS，較佳為將肥粒鐵相之面積率設為 65%以下。

【0038】

2 次(最終)退火後之肥粒鐵之平均結晶粒徑：10 μm 以下

於肥粒鐵之平均結晶粒徑微細之情形下，有助於自肥粒鐵粒界反變態而生成之麻田散鐵之微細化，有助於伸緣性之提高。因此，肥粒鐵之平均結晶粒徑較佳為設為 10 μm 以下。

【0039】再者，於藉由本發明而獲得之鋼板(2 次(最終)退火後之鋼板)中，存在作為除肥粒鐵及麻田散鐵以外之剩餘部分組織，包含波來鐵、貝氏體、殘留沃斯田鐵、及碳化物等之情形。該等只要以合計面積率計為 5%以下，則可容許。

【0040】又，上述面積率可藉由如下方式求出：於對鋼板之 L 截面(平行於軋壓方向之垂直截面)進行研磨後，利用硝酸浸蝕液進行腐蝕，藉由 SEM(掃描式電子顯微鏡)以 2000 倍之倍率觀察 5 視

野，對所攝影到之組織照片進行圖像解析。組織照片中，肥粒鐵為稍微較黑之對比度之區域，波來鐵為碳化物生成為片狀之區域，貝氏體為碳化物生成為點行狀之區域，麻田散鐵及殘留沃斯田鐵(殘留 γ)為具有較白之對比度之粒子。又，肥粒鐵及麻田散鐵之平均粒徑係依據 JIS G0522 之規定，藉由切斷法而測定。

【0041】根據以上內容形成之本發明之高強度鋼板具有以下之特性。

(1) $TS \geq 780$ MPa、較佳為 $TS \geq 980$ MPa：近年來，強烈地要求汽車車體之輕量化及車輛碰撞時騎乘者安全性之確保，為了響應該等要求，需要將成為汽車車體之素材之鋼板高強度化。本發明中，為了獲得該效果，限定為 $TS \geq 780$ MPa，較佳為限定為 $TS \geq 980$ MPa。

(2) 鋼捲長度方向之 TS 變動量(ΔTS) ≤ 50 MPa：於評估鋼捲長度方向之 TS 變動量時，在所製造之鋼捲內之長度方向之前端部(T部：距鋼捲前端 10 m 之位置)、中央部(M部)、及末端部(B部：距鋼捲末端 10 m 之位置)，分別自寬度方向中央位置、兩邊緣 1/4 寬度位置之 9 個部位採取將相對於軋壓方向為 90° 方向(C方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片(JIS Z 2201)，進行依據 JIS Z 2241 之規定之拉伸試驗，評估 TS 之最大值與最小值之差、即 ΔTS 。本發明中，為了獲得鋼捲長度方向之材質均勻性優異之鋼板，設為 $\Delta TS \leq 50$ MPa。

其次，對本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法進行說明。

【0042】本發明之高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融

鍍鋅鋼板，係將調整為上述成分組成之範圍之鋼熔製而製成鋼坯，繼而，經由熱軋、冷軋、1次退火、酸洗、2次(最終)退火之步驟而製造。

【0043】

<鋼坯製造>

本發明之製造方法中使用之鋼坯係為了防止成分之目視偏析，較理想為藉由連續鑄造法而製造，亦可藉由造塊法或薄鋼坯鑄造法而製造。又，除於製造鋼坯後暫時冷卻至室溫並於此後再次進行加熱之習知法以外，亦可無問題地應用如下等節能製程：不進行冷卻而直接以溫片之狀態裝入至加熱爐並進行熱軋之直送軋壓；或者於進行略微之保熱後立即進行熱軋之直送軋壓、直接軋壓；以高溫狀態裝入至加熱爐而省略一部分再加熱之方法(溫片裝入)。

【0044】

鋼坯加熱溫度：1150°C 以上 1300°C 以下

於鋼坯之加熱階段存在之析出物係於最終獲得之鋼板內以粗大析出物之形式存在，並無助於強度，故而需要使鑄造時所析出之Ti、Nb系析出物再溶解。又，就消除鋼坯表面之氣泡、偏析等缺陷、減少鋼板表面之龜裂、凹凸而達成平滑之鋼板表面的觀點而言，加熱至1150°C以上之情形亦為有效。因此，鋼坯加熱溫度較佳為1150°C以上。另一方面，若鋼坯加熱溫度超過1300°C，則引起沃斯田鐵粒之粗大化，從而存在最終組織粗大化而使伸緣性下降之情形。因此，鋼坯加熱溫度較佳為1150°C以上1300°C以下。

【0045】

<熱軋>

對根據上述內容獲得之鋼坯實施包含粗軋及精軋之熱軋。首先，鋼坯係藉由粗軋而被製成板片。再者，粗軋之條件無需特別規定，可根據常規方法而進行。又，就防止因表面溫度下降而引起熱軋時之故障的觀點而言，利用對板片進行加熱之板片加熱器為有效之方法。

【0046】

精軋溫度：850~950℃

於精軋溫度未滿 850℃ 之情形下，組織變得不均勻，加工性(延展性、伸緣性)之下降變得明顯。另一方面，若精軋溫度超過 950℃，則確認到如下傾向：氧化物(鐵銹)之生成量急遽地增大，基體鋼與氧化物之界面粗糙，酸洗、冷軋後之表面品質劣化。又，存在如下情形：結晶粒徑過度地變粗大，於加工時產生壓製表面之粗糙。因此，精軋溫度較佳為 850~950℃。

【0047】就藉由組織之進一步微細化而實現伸緣性提高及材質不均減少之觀點而言，結束上述熱軋所得之熱軋板較佳為於精軋結束後在 3 秒以內開始冷卻，於精軋溫度~(精軋溫度-100℃)之溫度區域內以 5~200℃/秒之平均冷卻速度進行冷卻，並於 450~650℃ 之溫度下捲取成鋼捲。

【0048】

精軋溫度~(精軋溫度-100℃)之平均冷卻速度：5~200℃/秒以下

於精軋結束後至開始冷卻之時間超過 3 秒、精軋溫度~(精軋溫度-100℃)之溫度區域之平均冷卻速度未滿 5℃/秒、或者精軋後之冷卻停止溫度高於(精軋溫度-100℃)之情形下，肥粒鐵粗大地析出，而熱軋板組織變得易粗大化，並且易成為肥粒鐵及波來鐵形成

為層狀之帶組織。此種帶狀組織係呈於鋼板內產生成分濃度不均之狀態，故而易於冷軋退火後成為不均勻之組織，組織之均勻微細化變得困難。因此，存在伸緣性等加工性下降或材質不均增大之情形。另一方面，即便精軋溫度 \sim (精軋溫度 -100°C)之溫度區域之平均冷卻速度超過 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，效果亦飽和，因此精軋溫度 \sim (精軋溫度 -100°C)之溫度區域之平均冷卻速度較佳為 $5\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。

【0049】

捲取溫度： 450°C 以上 650°C 以下

捲取溫度明顯地對 NbC 之析出造成影響。於捲取溫度未滿 450°C 時，存在如下情形：NbC 之析出變得不充分，NbC 之析出易於鋼捲內變得不均勻，因由冷軋後之退火加熱時之再結晶行為產生之組織差而材質不均增大。又，若捲取溫度超過 650°C ，則存在如下情形：NbC 粗大地析出，藉由 NbC 實現之肥粒鐵之析出強化變得不充分，故而無法獲得因與麻田散鐵相之硬度差減少效果產生之伸緣性之改善效果。因此，捲取溫度較佳為 450°C 以上 650°C 以下，進而較佳為設為 500°C 以上 600°C 以下。

【0050】

<冷軋>

繼而，於適當地進行酸洗後，實施冷軋而製成冷軋板。酸洗可適當地進行，並非必需。又，於進行酸洗之情形下，可於通常之條件下進行。

【0051】

冷軋時之軋縮率：40%以上 70%以下

於冷軋時之軋縮率未滿 40%時，存在如下情形：退火時之加熱

過程中之再結晶不均勻地產生，無法獲得均勻微細之退火組織。除此之外，存在如下情形：通常可發生之熱軋板組織之鋼捲內不均於冷軋退火後亦殘存，材質不均增大。因此，就促進退火時之加熱過程中之再結晶而於鋼捲內獲得更均勻微細之組織之觀點而言，冷軋時之軋縮率較佳為設為 40% 以上。另一方面，若軋縮率超過 70%，則存在如下之擔憂：對軋壓時之輓之負荷亦變高，產生通板故障。因此，較佳為將軋縮率之上限設為 70% 左右。

【0052】

< 1 次退火 >

600~750°C 之溫度範圍之平均加熱速度：0.1°C/秒以上且未滿 3°C/秒

於本發明中，在熱軋鋼板之階段析出 TiC 或 NbC，故而經由冷軋步驟而獲得之冷軋鋼板之再結晶溫度成為相對較高之溫度，易於退火後殘存加工組織。該情形下，存在如下情形：酸洗及 2 次(最終)退火後之材質不均增大，於汽車之連續壓製生產線中，穩定地進行壓製成形變得困難，而作業性大幅下降。因此，於將冷軋鋼板加熱至退火溫度時，就促進再結晶而確保材質均勻性之觀點而言，需要於 600~750°C 之溫度範圍內以平均加熱速度未滿 3°C/秒之低速進行加熱。再者，於加熱溫度未滿 600°C 之情形下，存在如下情形：不產生再結晶，故而即便適當地控制加熱速度，亦無法獲得所期望之再結晶組織。若加熱溫度超過 750°C，則存在如下情形：肥粒鐵-沃斯田鐵變態推進，故而因再結晶與肥粒鐵-沃斯田鐵變態之競爭引起 2 次(最終)退火後之組織變得不均勻，且材質不均增大。又，於 600~750°C 之溫度範圍之平均加熱速度未滿 0.1°C/秒時，存

在結晶粒徑粗大化而 2 次(最終)退火後之伸緣性下降之情形，因此平均加熱速度係設為 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。

【0053】

於 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ 之退火溫度下保持 10~500 秒

於退火溫度未滿 750°C 時，存在 1 次退火中未充分地完成再結晶之情形，且存在如下情形：因殘存於鋼中之加工組織而於 2 次退火後獲得材質不均較小之高強度鋼板變得困難。另一方面，若退火溫度超過 850°C ，則存在如下情形：退火中，肥粒鐵或沃斯田鐵粗大化，冷卻後之組織粗大化，故而 2 次退火後之組織亦粗大化，無法獲得伸緣性之改善效果。進而，亦存在導致生產性下降或能量成本增加之問題。因此，退火溫度係設為 750°C 以上 850°C 以下。

【0054】再者，退火之保持時間就再結晶之推進、及肥粒鐵-沃斯田鐵變態或 C 等元素向沃斯田鐵之增稠推進的觀點而言，設為 10 秒以上。另一方面，若保持時間超過 500 秒，則存在如下之擔憂：結晶粒徑粗大化，而發生強度之下降、表面性狀之劣化、伸緣性之下降等，對鋼板之多個特性造成不良影響。因此，退火之保持時間係設為 10 秒以上 500 秒以下，較佳為設為 20 秒以上 200 秒以下。

【0055】

自 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ 之退火溫度至 600°C 以下之冷卻停止溫度之平均冷卻速度： $1\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$

若自退火溫度至 600°C 以下之冷卻停止溫度之平均冷卻速度超過 $15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，則存在如下情形：冷卻中之肥粒鐵生成得到抑制，故而過度地生成 1 次退火後之麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留 γ 等硬質相，伴隨於此，2 次(最終)退火後之麻田散鐵之體積率超過本

發明之範圍，故而強度變得過高，導致延展性或伸緣性等加工性之劣化。另一方面，於未滿 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 時，存在如下情形：於冷卻中生成之肥粒鐵量變得過多，故而無法於 2 次(最終)退火後獲得特定之麻田散鐵量，無法獲得所期望之 TS。又，若冷卻停止溫度超過 600°C ，則存在如下情形：無法於 2 次(最終)退火後獲得特定之麻田散鐵量，無法獲得所期望之 TS。因此，自 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ 之退火溫度區域至 600°C 以下之溫度範圍之平均冷卻速度係設為 $1\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，較佳為設為 $3\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。該情形下之冷卻較佳為氣體冷卻，亦可使用爐冷、霧冷、輓冷、水冷等而組合進行。

【0056】

< 酸洗 >

鋼板之酸洗減量以 Fe 換算計為 $0.05\sim 5\text{ g}/\text{m}^2$

1 次退火時生成之 Si、Mn 等易氧化性元素之表面增稠物明顯地使 2 次退火後之鍍敷性劣化。因此，為了去除 Si、Mn 等表面增稠物、改善鍍敷性，而實施酸洗。此處，將鋼板之酸洗減量設為以 Fe 換算計為 $0.05\sim 5\text{ g}/\text{m}^2$ 而進行酸洗，藉此可完全地去除表面增稠物。例如，於 $40\sim 90^{\circ}\text{C}$ 下利用 $1\sim 10\text{ wt}\%$ 左右之酸(鹽酸、硫酸、硝酸等)以 $1\sim 20$ 秒之酸洗處理完全地去除表面增稠物。於酸洗液之濃度未滿 $1\text{ wt}\%$ 時，酸洗減量以 Fe 換算計未滿 $0.05\text{ g}/\text{m}^2$ ，藉由酸洗進行之表面增稠物之去除不充分，若超過 $10\text{ wt}\%$ ，則存在如下情形：酸洗減量超過 $5\text{ g}/\text{m}^2$ ，並且因過酸洗而產生鋼板表面之粗糙。又，於酸之溫度未滿 40°C 時，酸洗減量以 Fe 換算計未滿 $0.05\text{ g}/\text{m}^2$ ，藉由酸洗進行之表面增稠物之去除不充分，若超過 90°C ，則存在如下情形：酸洗減量超過 $5\text{ g}/\text{m}^2$ ，並且因過酸洗而產生鋼板表

面之粗糙。又，於酸洗時間未滿 1 秒時，藉由酸洗進行之表面增稠物之去除不充分，若超過 20 秒，則存在因過酸洗而產生鋼板表面之粗糙之情形。因此，作為酸洗條件，較佳為設為酸溫度：40~90℃、酸濃度：1~10 wt%、酸洗時間：1~20 秒，更佳為設為酸溫度：50~70℃、酸洗時間：5~10 秒。

本發明中，藉由將酸洗前後之總重量差除以鋼板之總表面積而獲得酸洗減量之 Fe 換算值。

【0057】

< 2 次(最終)退火 >

以 750~850℃ 之退火溫度保持 10~500 秒

於退火溫度未滿 750℃ 時，存在如下情形：於退火冷卻後無法獲得特定之麻田散鐵量，從而無法獲得所期望之強度。另一方面，若退火溫度超過 850℃，則存在如下情形：於退火中肥粒鐵或沃斯田鐵粗大化，冷卻後之組織粗大化，故而強度下降或無法獲得伸緣性之改善效果。又，存在如下情形：藉由酸洗步驟而去除之 Si、Mn 再次發生表面增稠，並因該等表面增稠物而導致鍍敷性之劣化。進而，亦存在導致生產性下降或能量成本增加之問題。因此，退火溫度係設為 750℃ 以上 850℃ 以下。

【0058】再者，退火之保持時間就推進肥粒鐵-沃斯田鐵變態、或 C 等元素對沃斯田鐵之增稠之觀點而言，設為 10 秒以上。另一方面，若保持時間超過 500 秒，則存在如下之虞：結晶粒徑粗大化，發生強度之下降或伸緣性之下降等，對鋼板諸特性造成不良影響。又，存在 Si、Mn 再次發生表面增稠而導致鍍敷性劣化之情形。因此，退火之保持時間係設為 10~500 秒。

【0059】

以 1~15°C/秒之平均冷卻速度(1 次冷卻速度)自 750~850°C 之退火溫度進行冷卻

於以上述退火溫度進行均熱後，以平均冷卻速度(1 次冷卻速度)1~15°C/秒冷卻至通常保持為 420~500°C 之鍍鋅浴之溫度。若平均冷卻速度超過 15°C/秒，則冷卻中之肥粒鐵之生成得到抑制，過度地生成麻田散鐵或貝氏體等硬質相，故而強度變得過高，導致延展性或伸緣性等加工性之劣化。另一方面，於未滿 1°C/秒時，存在如下情形：於冷卻中生成之肥粒鐵之量變得過多，無法獲得所期望之 TS。因此，自退火溫度至鍍浴為止之平均冷卻速度係設為 1~15°C/秒。該情形時之冷卻較佳為氣體冷卻。再者，亦可使用爐冷、霧冷、輥冷、水冷等而組合進行。

【0060】

< 熔融鍍鋅處理或合金化處理 >

於以上述 1 次冷卻速度進行冷卻後，浸漬於鍍鋅浴而實施熔融鍍鋅處理。熔融鍍鋅處理藉由常規方法進行即可。又，於浸漬於鍍鋅浴而實施熔融鍍鋅處理後，亦可實施鍍鋅之合金化處理。此情形下，鍍鋅之合金化處理係例如可於熔融鍍鋅處理後，加熱至 500~650°C 之溫度區域，保持數秒~數十秒。作為鍍鋅條件，鍍敷附著量係每單面為 20~70 g/m²，於進行合金化之情形下，鍍層中之 Fe% 較佳為設為 6~15%。

【0061】

熔融鍍鋅處理後或者合金化處理後之平均冷卻速度(2 次冷卻速度)為 5~100°C/秒

存在如下情形：於實施熔融鍍鋅處理後或者合金化處理後，在平均冷卻速度(2次冷卻速度)未滿 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 之緩冷卻中，於 $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ 附近生成波來鐵或者貝氏體，無法獲得特定量之麻田散鐵，從而無法獲得所期望之強度。另一方面，若超過 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，則存在如下情形：麻田散鐵變得過硬，而延展性或伸緣性下降。因此，熔融鍍鋅處理後或者合金化處理後之平均冷卻速度(2次冷卻速度)係設為 $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。再者，較佳為冷卻至 150°C 以下之溫度。此情形下，上述平均冷卻速度係設為自熔融鍍鋅處理後或者合金化處理後至 150°C 以下之冷卻停止溫度之平均冷卻速度。

【0062】進而，本發明中，亦能夠以形狀矯正、表面粗度調整為目的，對在退火後最終獲得之高強度熔融鍍鋅鋼板及高強度合金化熔融鍍鋅鋼板，實施調質軋壓或校平機加工。然而，若過度地進行調質軋壓，則過量地導入應變，形成結晶粒經伸展之軋壓加工組織，而延展性下降。因此，於進行調質軋壓之情形下，較佳為以伸長率計設為 $0.1\sim 1.5\%$ 左右。

[實施例 1]

【0063】以下，對本發明之實施例進行說明。

【0064】於利用轉爐熔製由表 1 所示之成分組成所構成之熔鋼而製成鋼坯後，以表 2 所示之各種條件實施熱軋、冷軋、1 次退火、酸洗、及 2 次退火，從而製造板厚為 1.2 mm 之高強度合金化熔融鍍鋅鋼板(製品板)。此處，熔融鍍鋅處理係以附著量成為每單面 $50\text{ g}/\text{m}^2$ (兩面鍍敷)之方式進行調整，並以鍍敷層中之 $\text{Fe}\%$ 成為 $9\sim 12\%$ 之方式進行調整。

【0065】 [表 1]
表 1

鋼 No.	成分組成(質量%)													備註
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	Mo	V	Cr	B	
A	0.04	0.02	2.1	0.011	0.005	0.038	0.0021	0.041	0.033					比較鋼
B	0.07	0.12	2.3	0.008	0.003	0.031	0.0033	0.023	0.020		0.05	0.08	0.0005	發明鋼
C	0.07	0.09	2.4	0.015	0.008	0.037	0.0039	0.063	0.036					發明鋼
D	0.08	0.16	2.5	0.013	0.003	0.038	0.0033	0.052	0.055	0.15		0.15		發明鋼
E	0.09	0.13	2.6	0.007	0.001	0.037	0.0035	0.042	0.020	0.08		0.51	0.0010	發明鋼
F	0.08	0.12	2.5	0.008	0.003	0.034	0.0034	0.041	0.022	0.11		0.58	0.0008	發明鋼
G	0.08	0.19	3.1	0.019	0.002	0.049	0.0039	0.048	0.015					發明鋼
H	0.10	0.15	3.3	0.042	0.005	0.039	0.0031	0.038	0.028					發明鋼
I	0.10	0.26	3.1	0.018	0.007	0.038	0.0032	0.023	0.075					發明鋼
J	0.09	0.13	3.0	0.017	0.009	0.041	0.0025	0.004	0.006					比較鋼
K	0.11	0.31	2.9	0.065	0.013	0.042	0.0042	0.095	0.088					比較鋼
L	0.13	0.52	3.8	0.021	0.008	0.041	0.0035	0.025	0.075					比較鋼

【0066】 [表 2]

表 2

鋼板 No.	鋼 No.	鋼坯加熱溫度 (°C)	熱軋步驟			冷軋步驟	1 次退火步驟				酸洗步驟 ^{*1}	2 次退火步驟					調質軋壓步驟	
			精軋溫度 (°C)	平均冷卻速度 (°C/秒) ^{*1}	捲取溫度 (°C)		軋縮率 (%)	600~750°C 之平均加熱速度 (°C/秒)	退火溫度 (°C)	退火溫度下之保持時間(秒)		平均冷卻速度 (°C/秒) ^{*2}	硬質相之合計面積率 (%) ^{*3}	酸洗減量 (g/m ²)	退火溫度 (°C)	退火溫度下之保持時間(秒)		1 次冷卻速度 (°C/秒) ^{*5}
1	A	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	13	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
2	B	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	29	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
3	C	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	36	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
4	D	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	39	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
5	E	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	42	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
6	F	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	41	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
7	G	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	44	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
8	H	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	47	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
9	I	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	51	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
10	J	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	48	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
11	K	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	56	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3
12	L	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	65	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3

*1：精軋溫度~(精軋溫度-100°C)之平均冷卻速度

*2：自退火溫度至 600°C 以下之溫度之平均冷卻速度

*3：麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留 γ 之合計面積率

*4：利用 60°C 之 5% 鹽酸，實施 10 秒鐘之酸洗

*5：自退火溫度至鍍鋅浴為止之平均冷卻速度

*6：於鍍鋅處理或者鍍鋅之合金化處理後，至 150°C 以下之溫度之平均冷卻速度

【0067】對藉由以上方式而獲得之合金化熔融鍍鋅鋼板採取樣品，並利用下述方法，進行組織觀察、及將相對於軋壓方向為 90° 方向(C 方向)設為拉伸方向之拉伸試驗，測定鋼板組織之界定、肥粒鐵相及麻田散鐵相之面積率、肥粒鐵及麻田散鐵之平均結晶粒徑、降伏強度(YP)、拉伸強度(TS)、總延伸率(EI)、及擴孔率(λ)。又，以目視觀察鍍敷後之外觀、合金化後之外觀，評估表面性狀。進而，於所製造之鋼捲內之長度方向之前端部(T 部：距鋼捲前端 10 m 之位置)、中央部(M 部)、及末端部(B 部：距鋼捲末端 10 m 之位置)，分別自寬度方向中央位置、兩邊緣 1/4 寬度位置之 9 個部位，採取將相對於軋壓方向為 90° 方向(C 方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片，藉由拉伸試驗，評估 TS 之最大值與最小值之差、即 ΔTS 。以下，具體地對評估方法進行說明。

(i)組織觀察

自合金化熔融鍍鋅鋼板採取組織觀察用試驗片，機械性地研磨 L 截面(平行於軋壓方向之垂直截面)，利用硝酸浸蝕液進行腐蝕，之後使用掃描式電子顯微鏡(SEM)以倍率 3000 倍攝影而獲得組織照片(SEM 照片)，根據該照片測定鋼板組織之界定及肥粒鐵及麻田散鐵之面積率。再者，根據上述組織照片之鋼板組織之界定中，肥粒鐵為稍微較黑之對比度之區域，波來鐵為碳化物生成為片狀之區域，貝氏體為碳化物生成為點行狀之區域，麻田散鐵及殘留沃斯田鐵(殘留 γ)為具有較白之對比度之粒子。進而，在 250°C 下對上述試驗片實施 4 hr 之回火處理後，相同地獲得組織照片，將片狀地生成有碳化物之區域設為於熱處理前為波來鐵之區域，將點行狀地生成有碳化物之區域設為於熱處理前為貝氏體或者麻田散鐵之區域，而

再次求出其面積率，將依舊以較白之對比度之狀態殘存之微粒子作為殘留 γ 而進行測定，根據與回火處理前之具有較白之對比度之粒子(麻田散鐵及殘留 γ)的面積率之差，求出麻田散鐵之面積率。再者，各個相之面積率係於對透明之投影儀(OHP, Overhead Projector)片按各相分層並上色而獲取圖像後，進行二值化，並利用圖像解析軟體(Microsoft 公司製造之 Digital Image Pro Plus ver.4.0)而求出。又，肥粒鐵及麻田散鐵之平均粒徑係依據 JIS G0522 之規定利用切斷法而測定。

【0068】再者，對於 1 次退火後之微組織，藉由與上述方法相同之方法而測定，求出麻田散鐵、貝氏體、波來鐵、殘留 γ 之合計面積率。

(ii) 拉伸特性

自合金化熔融鍍鋅鋼板採取將相對於軋壓方向為 90° 方向(C 方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片(JIS Z 2201)，依據 JIS Z 2241 之規定進行拉伸試驗，測定 YP、TS、EI。再者，拉伸試驗之評估基準係設為 $TS \geq 780$ MPa(較佳為 $TS \geq 980$ MPa)、 $TS \times EI \geq 15000$ MPa · %。

【0069】於所製造之鋼捲內之長度方向之前端部(T 部：距鋼捲前端 10 m 之位置)、中央部(M 部)、及末端部(B 部：距鋼捲末端 10 m 之位置)，分別自寬度方向中央位置、兩邊緣 1/4 寬度位置之 9 個部位，採取將相對於軋壓方向為 90° 方向(C 方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片(JIS Z 2201)，依據 JIS Z 2241 之規定進行拉伸試驗，評估 TS 之最大值與最小值之差、即 ΔTS 。本發明中，為了獲得鋼捲長度方向之材質均勻性優異之鋼板，設為 $\Delta TS \leq 50$ MPa。

(iii)伸緣成形性

伸緣成形性係藉由依據日本鋼鐵聯盟標準 JFST1001 之擴孔試驗而評估。即，對所獲得之合金化熔融鍍鋅鋼板採取 100 mm×100 mm 見方尺寸之樣品，利用沖孔徑為 10 mm 之沖孔機對樣品進行打孔而開設沖孔，使用頂角 60°之圓錐沖孔機，以毛邊成為外側之方式進行擴孔試驗直至產生貫通板厚之裂痕為止，此時設為 d_0 ：初始孔內徑(mm)、 d ：裂痕產生時之孔內徑(mm)，求出擴孔率 $\lambda(\%) = \{(d - d_0)/d_0\} \times 100$ 。再者，作為擴孔率之評估基準， $TS \times \lambda$ 係設為 40000 MPa · %，較佳為設為 43000 MPa · %以上。

(iv)表面性狀

以目視評估鍍敷後之外觀，將完全無未鍍敷者設為○，將產生未鍍敷者設為×。又，亦以目視評估合金化後之外觀，將確認到合金化不均者設為×，將無合金化不均而獲得均勻之外觀者設為○。

【0070】 將所獲得之結果示於表 3。

【0071】 [表 3]

表 3

鋼板 No.	鋼 No.	鋼組織					機械特性							表面性状			備註
		肥粒鐵		麻田散鐵		剩餘部分 組織 [*] 面積率(%)	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×EI (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)	ΔTS (MPa)	鍍敷後外觀	合金化後外觀		
		面積 率(%)	平均粒 徑(μm)	面積 率(%)	平均粒 徑(μm)												
1	A	84	5.2	11	3.5	5(P)	475	699	22.4	62	15658	43338	30	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
2	B	69	4.5	27	3.1	4(P·B)	567	867	19.6	52	16993	45084	36	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
3	C	62	3.5	34	2.3	4(P·B)	604	941	19.0	48	17879	45168	38	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
4	D	61	3.1	37	1.8	2(P·B)	627	984	15.7	45	15449	44280	40	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
5	E	59	3.1	40	1.6	1(P·B)	635	1004	15.3	43	15361	43172	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
6	F	60	3.3	39	1.8	1(P·B)	630	993	15.6	44	15491	43692	40	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
7	G	56	3.2	42	1.9	2(P·B)	645	1025	15.0	42	15375	43050	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
8	H	53	4.1	45	2.5	2(P·B)	660	1057	14.3	41	15115	43337	42	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
9	I	49	4.5	49	2.9	2(P·B)	679	1099	13.8	40	15166	43960	44	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
10	J	51	3.8	46	2.6	3(P·B)	665	1067	15.1	36	16112	38412	43	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
11	K	43	4.7	54	3.4	3(B·γ)	703	1151	9.8	39	11280	44889	46	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
12	L	36	7.8	63	5.5	1(γ)	743	1246	10.9	30	13581	37380	49	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	

* : P : 波來鐵、B : 貝氏體、γ : 殘留沃斯田鐵(殘留 γ)

【0072】根據表 3，No.2~9 之鋼板為成分組成及製造方法符合本發明之發明例，成為滿足 $TS \geq 780 \text{ MPa}$ 以上(較佳為 $TS \geq 980 \text{ MPa}$)、 $TS \times EI \geq 15000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、 $TS \times \lambda \geq 40000 \text{ MPa} \cdot \%$ 之鋼板。又，鋼捲長度方向之材質均勻性之指標即 TS 變動(ΔTS)成為 50 MPa 以下，成為鋼捲長度方向之材質均勻性優異之鋼板。進而，未確認到未鍍敷或合金化不均之產生，而成為具有良好之表面性狀之鋼板。

【0073】與此相對，比較例之 No.1 係 C 量及 Mn 量為本發明之範圍外，故而無法獲得所期望之麻田散鐵量，而未達成 $TS \geq 780 \text{ MPa}$ 。比較例之 No.10 係 Nb 量及 Ti 量為本發明之範圍外，肥粒鐵之析出強化不充分，故而與麻田散鐵相之硬度差之減少效果較小，未達成 $TS \times \lambda \geq 40000 \text{ MPa} \cdot \%$ 。比較例 No.11 係 Nb 量及 Ti 量為本發明之範圍外，故而使肥粒鐵之延展性明顯下降，其結果，未達成 $TS \times EI \geq 15000 \text{ MPa} \cdot \%$ 。比較例之 No.12 係 C 、 Si 、 Mn 為本發明之範圍外，故而麻田散鐵量成為過量，故而 EI 及 λ 下降，未達成 $TS \times EI \geq 15000 \text{ MPa} \cdot \%$ 或者 $TS \times \lambda \geq 40000 \text{ MPa} \cdot \%$ 。

[實施例 2]

【0074】於利用轉爐熔製由表 1 所示之鋼 B、F、及 G 之成分組成所構成之熔鋼而製成鋼坯後，以表 4 所示之各種條件實施熱軋、冷軋、1 次退火、酸洗、及 2 次退火，而製造板厚為 1.2 mm 之高強度熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板(製品板)。此處，熔融鍍鋅處理材係以附著量成為每單面 50 g/m^2 (兩面鍍敷)之方式進行調整，於進行合金化處理之情形下，以鍍層中之 $Fe\%$ 成為 $9 \sim 12\%$ 之方式進行調整。

【0075】 [表 4]

表 4

鋼板 No.	鋼 No.	鋼坯加熱溫度 (°C)	熱軋步驟			冷軋步驟	1 次退火步驟					酸洗步驟 ^{*1}	2 次退火步驟					調質軋歷步驟	備註
			精軋溫度 (°C)	平均冷卻速度 (°C/秒) ^{*1}	捲取溫度 (°C)		軋縮率 (%)	600~750°C 之平均加熱速度 (°C/秒)	退火溫度 (°C)	退火溫度下之保持時間(秒)	平均冷卻速度 (°C/秒) ^{*2}		硬質相之合計面積率 (%) ^{*3}	酸洗減量 (g/m ²)	退火溫度 (°C)	退火溫度下之保持時間(秒)	1 次冷卻速度 (°C/秒) ^{*4}		
13	B	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	29	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
14	B	1220	890	50	620	60	1	780	10	1	30	0.5	780	50	1	-	15	0.3	熔融鍍鋅鋼板
15	B	1220	890	50	480	60	1	780	300	5	31	0.5	780	50	10	-	15	0.3	熔融鍍鋅鋼板
16	B	1220	890	50	550	60	1	820	100	5	30	0.01	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
17	B	1220	890	50	550	60	1	820	100	5	31	7	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
18	F	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	41	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
19	F	1220	890	50	550	50	2	820	100	5	40	0.5	820	100	10	520°C×20 s	50	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
20	F	1220	890	3	550	30	1	820	100	5	40	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
21	F	1220	820	50	430	50	1	820	100	5	42	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
22	F	1220	890	50	680	50	1	820	100	5	39	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
23	G	1220	890	50	550	50	1	820	100	5	44	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
24	G	1220	890	100	500	40	1	840	100	3	41	0.5	820	100	10	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
25	G	1220	890	100	500	40	1	840	100	0.5	18	0.5	820	100	0.5	520°C×20 s	3	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
26	G	1220	890	100	500	40	0.03	880	600	30	63	0.5	820	100	30	520°C×20 s	150	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
27	G	1220	890	100	500	40	1	840	100	3	40	0.5	880	600	3	520°C×20 s	5	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
28	G	1220	890	100	500	40	5	730	5	3	15	0.5	720	5	3	520°C×20 s	5	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板
29	G	1220	890	100	500	40	1	750	10	3	15	0.5	800	100	3	520°C×20 s	15	0.3	合金化熔融鍍鋅鋼板

*1：精軋溫度~(精軋溫度-100°C)之平均冷卻速度

*2：自退火溫度至 600°C 以下之溫度之平均冷卻速度

*3：麻田鐵、貝氏體、波來鐵、殘留 γ 之合計面積率

*4：利用 60°C 之 5% 鹽酸，實施 10 秒鐘之酸洗

*5：自退火溫度至鍍鋅浴為止之平均冷卻速度

*6：於鍍鋅處理或岩鍍鋅之合金化處理後，至 150°C 以下之溫度之平均冷卻速度

【0076】與實施例 1 相同地，對根據以上內容而獲得之各種高強度鋼板(製品板)測定鋼板組織之界定、肥粒鐵相及麻田散鐵相之面積率、肥粒鐵及麻田散鐵之平均結晶粒徑、YP、TS、EI、及 λ ，進而，評估鋼捲長度方向之材質均勻性之指標即 TS 變動(Δ TS)。

【0077】將結果示於表 5。

【0078】 [表 5]

表 5

鋼板 No.	鋼 No.	鋼組織						機械特性							表面性狀		備註
		肥粒鐵		麻田散鐵		剩餘部分組織* 面積率(%)	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×EI (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)	ΔTS (MPa)	鍍敷後外觀	合金化後外觀		
		面積率 (%)	平均粒徑(μm)	面積率 (%)	平均粒徑(μm)											TS×EI (MPa·%)	
13	B	69	4.5	27	3.1	4(P·B)	567	867	19.6	52	16993	45084	36	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
14	B	70	4.4	26	3.2	4(P·B)	560	862	19.6	50	16895	43100	44	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
15	B	68	4.2	28	3.0	4(P·B)	569	875	19.2	50	16800	43750	45	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
16	B	69	4.3	28	3.2	3(P·B)	571	878	19.3	51	16945	44778	36	×(有未鍍敷)	×(有合金化不均)	比較例	
17	B	70	4.3	26	3.0	4(P·B)	557	857	19.7	51	16883	43707	36	×(有未鍍敷)	×(有合金化不均)	比較例	
18	F	60	3.3	39	1.8	1(P·B)	630	993	15.6	44	15491	43692	40	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
19	F	56	3.2	42	1.9	2(P·B)	642	1022	15.0	43	15330	43946	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
20	F	60	7.2	37	5.1	3(P·B)	626	984	15.9	41	15646	40344	49	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
21	F	59	3.1	39	1.8	2(P·B)	632	999	15.6	45	15584	44955	50	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
22	F	58	3.0	40	1.6	2(P·B)	635	1004	15.3	40	15361	40160	40	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
23	G	56	3.2	42	1.9	2(P·B)	645	1025	15.0	42	15375	43050	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
24	G	59	3.1	40	1.6	1(P·B)	635	1004	15.3	43	15361	43172	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	
25	G	81	5.2	13	3.5	6(P·B)	510	762	20.7	58	15773	44196	32	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
26	G	36	6.6	63	5.5	1(P·B)	743	1246	10.9	31	13581	38626	49	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
27	G	43	10.2	54	5.9	3(P·B)	703	1151	13.1	35	15078	40285	46	×(有未鍍敷)	×(有合金化不均)	比較例	
28	G	84	5.2	11	3.5	5(P·B)	475	699	22.4	62	15658	43338	30	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	比較例	
29	G	60	3.1	38	1.7	2(P·B)	619	981	15.3	44	15009	43164	41	○(無未鍍敷)	○(無合金化不均)	發明例	

【0079】根據表 5，滿足本發明之製造條件之 No.13~15、18~24、29 之鋼板為成分組成及製造方法符合本發明之發明例，成為滿足 $TS \geq 780$ MPa(較佳為 $TS \geq 980$ MPa)、 $TS \times EI \geq 15000$ MPa · %、 $TS \times \lambda \geq 40000$ MPa · %之鋼板。又，鋼捲長度方向之材質均勻性之指標即 TS 變動(ΔTS)成為 50 MPa 以下，成為鋼捲長度方向之材質均勻性優異之鋼板。進而，未確認到未鍍敷或合金化不均之產生，而成為具有良好之表面性狀之鋼板。

【0080】與此相對，比較例之 No.16 係酸洗步驟中之酸洗減量低於本發明之範圍，故而該比較例中，於 1 次退火時生成之 Si、Mn 等易氧化性元素之表面增稠物殘存，產生未鍍敷或合金化不均。比較例之 No.17 係酸洗步驟中之酸洗減量超過本發明範圍之上限，故而該比較例中，由過酸洗引起鋼板表面產生粗糙，並因此產生未鍍敷或合金化不均。比較例之 No.25 係 2 次退火時之 2 次冷卻速度低於本發明之範圍，故而於 1 次冷卻中生成之肥粒鐵、或於 2 次冷卻中生成之波來鐵或者貝氏體增加，結果無法於最終(2 次)退火後獲得所期望之麻田散鐵量，而未達成 $TS \geq 780$ MPa。比較例之 No.26 係 2 次退火時之 1 次冷卻速度及 2 次冷卻速度超過本發明之範圍，故而 1 次冷卻中之肥粒鐵之生成得到抑制，過度地生成麻田散鐵等硬質相，進而於 2 次冷卻後生成之麻田散鐵變得過硬，故而 EI 及 λ 下降，未達成 $TS \times EI \geq 15000$ MPa · %或者 $TS \times \lambda \geq 40000$ MPa · %。比較例之 No.27 係 2 次(最終)退火時之退火溫度及保持時間超過本發明之範圍，故而該比較例中，藉由酸洗步驟而去除之 Si、Mn 再次發生表面增稠，並因該等表面增稠物而產生未鍍敷或合金化不均。比較例之 No.28 係 2 次退火時之退火溫度及保持時間低於

本發明之範圍，故而無法獲得所期望之麻田散鐵量，而未達成 $TS \geq 780 \text{ MPa}$ 。

(產業上之可利用性)

【0081】本發明之熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板不僅具有較高之拉伸強度，而且表面外觀優異，材質之退火溫度依存性較小，故而鋼捲長度方向之材質均勻性優異，大大有助於汽車之碰撞安全性之提高或輕量化，亦可期待壓製成形時之作業性之提高。又，並不限定於汽車零件，作為建築及家電領域之素材亦較佳。

【符號說明】

無

申請專利範圍

1. 一種高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20%以上 60%以下之麻田散鐵、及面積率為 40%以上 80%以下之肥粒鐵之組織，該方法係對以質量%計含有 C: 0.05 以上且未滿 0.12%、Si: 0.01%以上且未滿 0.35%、Mn: 2.2%以上 3.5%以下、P: 0.001%以上 0.050%以下、S: 0.010%以下、sol.Al: 0.005%以上 0.100%以下、N: 0.0001%以上 0.0060%以下、Nb: 0.010%以上 0.080%以下、Ti: 0.010%以上 0.080%以下、且剩餘部分由 Fe 及不可避免之雜質所構成的鋼坯進行熱軋，繼而進行冷軋後，實施 1 次退火，並於酸洗後實施 2 次退火，繼而實施熔融鍍鋅處理，此時，

上述 1 次退火係於 600~750°C 之溫度範圍，以 0.1°C/秒以上且未滿 3°C/秒之平均加熱速度進行加熱，於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度區域冷卻至 600°C 以下之冷卻停止溫度，上述酸洗係將鋼板之酸洗減量設為以 Fe 換算計為 0.05~5 g/m²，上述 2 次退火係於在 750~850°C 之退火溫度下保持 10~500 秒後，以 1~15°C/秒之平均冷卻速度自上述退火溫度進行冷卻，且

於上述熔融鍍鋅後，以 5~100°C/秒之平均冷卻速度進行冷卻。

2. 如申請專利範圍第 1 項之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法，其中，除上述成分組成以外，進而含有以質量%計選自 Mo: 0.05%以上 1.0%以下、V: 0.02%以上 0.50%以下、Cr: 0.05%以上 1.0%以下、B: 0.0001%以上 0.0030%以下中之一種以上。

3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方

法，其中，於上述熱軋之精軋結束後在 3 秒以內開始冷卻，於上述熱軋之精軋溫度 \sim (精軋溫度 -100°C)之溫度區域，以平均冷卻速度 $5\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 進行冷卻，並於 $450\sim 650^{\circ}\text{C}$ 之溫度下捲取成鋼捲後，以軋縮率 40%以上進行冷軋。

4. 一種高強度合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法，該高強度合金化熔融鍍鋅鋼板具有含有面積率為 20%以上 60%以下之麻田散鐵、及面積率為 40%以上 80%以下之肥粒鐵之組織，該方法係於申請專利範圍第 1 至 3 項中任一項之高強度熔融鍍鋅鋼板之製造方法中之熔融鍍鋅後，進而實施合金化處理，其後以 $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 之平均冷卻速度進行冷卻。