



(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 I515309 B

(45) 公告日：中華民國 105 (2016) 年 01 月 01 日

(21) 申請案號：103103041

(22) 申請日：中華民國 103 (2014) 年 01 月 28 日

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

C21D8/02 (2006.01)

(30) 優先權：2013/01/31 日本

2013-016455

(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：中島勝己 NAKAJIMA, KATSUMI (JP)；山崎和彦 YAMAZAKI, KAZUHIKO

(JP)；上力 KAMI, CHIKARA (JP)

(74) 代理人：詹銘文；葉璟宗

(56) 參考文獻：

WO 2010016430A1

審查人員：謝文瑜

申請專利範圍項數：20 項 圖式數：0 共 38 頁

(54) 名稱

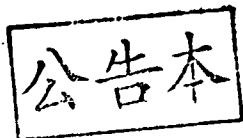
高強度熱軋鋼板及其製造方法

HIGH STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(57) 摘要

本發明提供一種具備優異的沖緣加工性的高強度熱軋鋼板及其製造方法。藉由設為以 C、S、N 及 Ti 滿足 $0.05 \leq Ti^* < 0.1$ 且 $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$ (其中, $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$, C、S、N、Ti 為各元素的含量(質量%))的方式, 以質量%計含有 C: 0.013% 以上且小於 0.08%、Si: 小於 0.5%、Mn: 超過 0.8% 且小於 1.2%、P: 0.05% 以下、S: 0.005% 以下、N: 0.01% 以下、Al: 0.1% 以下以及 Ti: 0.03% 以上且 0.15% 以下, 剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質的組成; 且設為肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且該碳化物中的 70% 以上的粒徑小於 9nm 的組織, 而製得沖緣加工性優異的高強度熱軋鋼板。

A high strength hot-rolled steel sheet and a method for producing the same are provided, wherein the high strength hot-rolled steel sheet is excellent in burring formability. The high strength hot-rolled steel sheet includes: a specific composition, in which C, S, N, and Ti satisfy $0.05 \leq Ti^* < 0.1$ and $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$ (wherein $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$; C, S, N, and Ti represent contents of each element (mass%)), containing C: 0.013 mass% or more and less than 0.08 mass%, Si: less than 0.5 mass%, Mn: more than 0.8 mass% and less than 1.2 mass%, P: 0.05 mass% or less, S: 0.005 mass% or less, N: 0.01 mass% or less, Al: 0.1 mass% or less, Ti: 0.03 mass% or more and 0.15 mass% or less, and the residues containing Fe and inevitable impurities; and the structure includes precipitating carbide which contains Ti and a grain size of 70% or more of the carbide is less than 9 nm, and the ratio of a ferrite phase to all structures is more than 90%, which obtains the high strength hot-rolled steel sheet that is excellent in burring formability.



發明摘要

※ 申請案號： 103/103041

※ 申請日： 103.1.28

※IPC 分類： C22C38/14 (2006.01)
C21D8/42 (2006.01)

【發明名稱】 高強度熱軋鋼板及其製造方法

HIGH STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET AND
METHOD FOR PRODUCING THE SAME

【中文】

本發明提供一種具備優異的沖緣加工性的高強度熱軋鋼板及其製造方法。藉由設為以 C、S、N 及 Ti 滿足 $0.05 \leq Ti^* < 0.1$ 且 $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$ (其中, $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$, C、S、N、Ti 為各元素的含量(質量%))的方式,以質量%計含有 C: 0.013%以上且小於 0.08%、Si: 小於 0.5%、Mn: 超過 0.8%且小於 1.2%、P: 0.05%以下、S: 0.005%以下、N: 0.01%以下、Al: 0.1%以下以及 Ti: 0.03%以上且 0.15%以下,剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質的組成;且設為肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且該碳化物中的 70%以上的粒徑小於 9 nm 的組織,而製得沖緣加工性優異的高強度熱軋鋼板。

【英文】

A high strength hot-rolled steel sheet and a method for producing the same are provided, wherein the high strength hot-rolled steel sheet is excellent in burring formability. The high strength hot-rolled steel sheet includes: a specific

composition, in which C, S, N, and Ti satisfy $0.05 \leq Ti^* < 0.1$ and $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$ (wherein $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$); C, S, N, and Ti represent contents of each element (mass%), containing C: 0.013 mass% or more and less than 0.08 mass%, Si: less than 0.5 mass%, Mn: more than 0.8 mass% and less than 1.2 mass%, P: 0.05 mass% or less, S: 0.005 mass% or less, N: 0.01 mass% or less, Al: 0.1 mass% or less, Ti: 0.03 mass% or more and 0.15 mass% or less, and the residues containing Fe and inevitable impurities; and the structure includes precipitating carbide which contains Ti and a grain size of 70% or more of the carbide is less than 9 nm, and the ratio of a ferrite phase to all structures is more than 90%, which obtains the high strength hot-rolled steel sheet that is excellent in burring formability.

【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】高強度熱軋鋼板及其製造方法

HIGH STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET AND
METHOD FOR PRODUCING THE SAME

【技術領域】

【0001】 本發明是有關於一種沖緣加工性 (burring formability) 優異的高強度熱軋鋼板及其製造方法。本發明的高強度熱軋鋼板主要用於自動車用部件 (automotive body components)，例如車體的構件 (member) 或車架 (frame) 等結構部件 (structural parts) 或懸架 (suspension) 等底盤部件 (chassis parts)。然而，並不限定於該些用途。

【先前技術】

【0002】 近年來，為了實現自動車車體 (automotive body) 的輕量化 (weight saving)，高強度鋼板已積極地用於自動車零件的原材料中。作為自動車的骨架部件 (structural parts) 的高強度鋼板的利用已得到普及。而且，為了進一步實現自動車車體的輕量化，強烈期望不僅對骨架部件，亦對一般使用熱軋鋼板的底盤部件等，應用高強度鋼板。

【0003】 以鋼板為原材料的自動車零件的大部分藉由對鋼板實施壓製加工 (press forming) 或沖緣加工 (burring forming) 等而成形為規定形狀。然而，一般而言，伴隨鋼板的高強度化，鋼板

的加工性會降低。因此，對自動車零件用的高強度鋼板要求兼備所需的強度與優異的加工性。尤其自動車底盤零件等藉由嚴格的加工而成形，因此同時實現高強度化與加工性為必要條件。特別是沖緣加工性的好壞，大多情況下決定高強度鋼板能否應用於該些零件，或影響其量產性（mass productivity）的好壞。

【0004】 先前，爲了提高高強度熱軋鋼板的加工性，有效利用各種組織控制（microstructure control）或強化方法。例如，延性優異的肥粒鐵（ferrite）與硬質的麻田散鐵（martensite）等的複合組織化，變韌鐵組織（bainite microstructure）的有效利用，進而肥粒鐵組織的析出強化等。然而，現有技術中，實際情況爲無法獲得能夠應用於自動車底盤零件等實施嚴格的沖緣加工而成形的零件的具備充分的加工性的高強度熱軋鋼板，從而期望加工性優異的高強度熱軋鋼板。

【0005】 爲了應對上述期望，專利文獻 1 中提出了一種熱軋鋼板，設爲如下的組成，即，以重量%計含有 C：0.05%~0.2%、Si：0.01%~0.5%、Mn：0.01%以上且小於 0.5%、P：0.05%以下、S：0.01%以下、Al：0.005%~0.1%、N：0.007%以下、以及 Ti：0.05%~0.3%，且設爲限制了雪明碳鐵析出量（amount of cementite precipitation）的組織。而且，根據專利文獻 1 中提出的技術，藉由降低作爲沃斯田鐵形成元素（austenite former）的 Mn 以擴大 α 域，促進熱軋結束後至捲取前爲止的 TiC 析出，鋼板強度由 TiC 的析出強化而得以確保，並且雪明碳鐵的生成量減少，因此鋼板

的擴孔性 (hole expandability) 顯著提高。結果，獲得加工性優異的 $400 \text{ N/mm}^2 \sim 800 \text{ N/mm}^2$ 級高強度熱軋鋼板。

● 【0006】 而且，專利文獻 2 中提出了一種熱軋鋼板，對以質量% (mass%) 計含有 C：0.01%~0.10%、Si：1.0%以下、Mn：2.5%以下、P：0.08%以下、S：0.005%以下、Al：0.015%~0.050%、以及 Ti：0.10%~0.30%的組成的鋼進行加熱後，進行軋延、冷卻，並以避免 TiC 與基質相 (matrix phase) 整合析出 (coherently precipitate) 的溫度區域的捲取溫度進行捲取，藉此具有平均粒徑為 $5 \mu\text{m}$ 以下的肥粒鐵主體組織 (structure consisting essentially of ferrite)。而且，根據專利文獻 2 中提出的技術，將結晶粒徑及晶粒形態設為得到控制的肥粒鐵單相組織 (single phase structure of ferrite)，藉此可不破壞高強度地對熱軋鋼板賦予優異的延伸凸緣性 (stretch-flangeability)。而且，若 TiC 與母相基質整合析出，則延性或延伸凸緣性會劣化。

● 【0007】 進而，專利文獻 3 中提出了一種熱軋鋼板，設為如下的組成，即，以質量%計含有 C：0.005%以上且 0.050%以下、Si：0.2%以下、Mn：0.8%以下、P：0.025%以下、S：0.01%以下、N：0.01%以下、Al：0.06%以下、以及 Ti：0.05%以上且 0.10%以下，且設為肥粒鐵主體的基質與 Ti 碳化物微細析出的組織。該技術基於作為固溶強化元素 (solute strengthening elements) 的 Mn 及 Si 對延伸凸緣性造成不良影響的發現而獲得，從而代替極力降低 Mn 及 Si 的含量，而以微細的 Ti 碳化物來確保強度。而且，根據專利

文獻 3 中提出的技術，獲得拉伸強度為 590 MPa 以上的延伸凸緣性優異的高強度熱軋鋼板。而且，藉由除上述組成外進而含有 B，而可抑制 Ti 碳化物粗大化。

先前技術文獻

專利文獻

【0008】 專利文獻 1：日本專利特開平 9-209076 號公報

專利文獻 2：日本專利特開 2002-105595 號公報

專利文獻 3：日本專利特開 2012-26034 號公報

【0009】 然而，專利文獻 1 中提出的技術中，因 Mn 含量降低，故肥粒鐵變態溫度成爲高溫，熱軋鋼板中析出的 TiC 粗大化。在熱軋鋼板製造時，TiC 主要在熱軋結束後的冷卻及捲取步驟中的沃斯田鐵→肥粒鐵變態時產生。亦即，若肥粒鐵變態溫度高則 TiC 在高溫區域析出，結果 TiC 容易粗大化。這樣，在熱軋鋼板中的 TiC 粗大化的情況下，無法確保優異的沖緣加工性。

【0010】 而且，專利文獻 2 中提出的技術中，在熱軋鋼板的製造步驟中，避開 TiC 會與母相基質整合析出的溫度而進行捲取。在該條件下製造出的熱軋鋼板中，因有助於鋼板強度的提高的微細的 TiC 並未析出，故無法同時實現高強度化與優異的沖緣加工性。

【0011】 而且，專利文獻 3 中提出的技術中，Mn 含量低，難以均勻地降低肥粒鐵變態溫度（ferrite transformation temperature），因此製造穩定性差，無法進行熱軋鋼板中析出的 Ti 碳化物的精確的尺寸控制。而且，藉由含有 B 而可抑制 TiC 粗大化。然而，因

添加 B 而肥粒鐵粒容易成爲伸展狀，從而無法獲得高水準的延性。因此，難以同時實現熱軋鋼板的高強度化與優異的沖緣加工性。

【0012】 進而，該些現有技術中，並未提及量產自動車零件時所要求的沖緣加工性。

【0013】 鋼板的沖緣加工性，先前主要藉由如下而評估，即，依據以日本鐵鋼聯盟規範（The Japan Iron and Steel Federation Standard）的規定爲準的方法來進行擴孔試驗（hole-expanding test）。然而，該擴孔試驗中，可以說難以忠實地再現在實際的生產線上量產自動車零件時的衝壓加工步驟及擴孔加工步驟。因此，即便爲在依據上述規定的實驗性評估中獲得了良好的沖緣加工性的鋼板，亦存在量產自動車零件時加工不良（processing defect）頻頻發生這樣的問題。

【0014】 尤其在考慮零件的量產化的情況下，僅有實驗室中的加工性評估（evaluation of workability）並不充分，需要在進一步考慮量產中的加工條件變動後，保證原材料的加工性。現有技術中，並未對上述問題進行任何研究，因而未必能夠獲得兼備所需的強度與量產自動車零件時所要求的加工性、尤其沖緣加工性（以下亦有時稱作量產沖緣加工性）的高強度熱軋鋼板。例如，以專利文獻 1～專利文獻 3 中提出的技術爲首，在將 Ti 碳化物有效用於現有的肥粒鐵主體組織的技術中，無法實現高強度熱軋鋼板的製造穩定性或優異的量產沖緣加工性。

【0015】 如上述般，先前，對延伸凸緣性（沖緣加工性）優異的熱軋鋼板進行了大量的研究。然而，實際情況為現有技術中，未必可獲得滿足量產沖緣加工性，亦即實際的自動車零件生產線上所要求的嚴格的沖緣加工性的高強度熱軋鋼板。

【發明內容】

【0016】 本發明有利地解決了上述現有技術所提出的問題，其目的在於提供拉伸強度（TS）為 540 MPa 以上且沖緣加工性、尤其量產沖緣加工性優異的高強度熱軋鋼板及其製造方法。

【0017】 另外，此處提及的「量產沖緣加工性」藉由沖緣率（burring ratio）來評估，該沖緣率藉由在利用 50 mm ϕ 衝頭（punch）進行衝壓之後（衝壓間隙（clearance of stamping）：30%），實施利用 60°圓錐衝頭（conical punch）進行的擴孔試驗（hole-expanding test）而測定，從而上述量產沖緣加工性與以依據現有的擴孔試驗方法、例如日本鐵鋼聯盟規範所規定的擴孔試驗方法所得的 λ 值而評估的沖緣加工性不同。

【0018】 為了解決上述課題，本發明者等人首先對量產沖緣加工性的評估方法進行了研究。先前，沖緣加工性以依據例如日本鐵鋼聯盟規範所規定的擴孔試驗方法所得的 λ 值而評估。該情況下，衝壓衝頭直徑為 10 mm ϕ 。然而，本發明者等人發現實際的零件量產現場的沖緣加工性有時會與基於日本鐵鋼連盟規範而在實驗室中評估出的 λ 值相乖離。而且，進一步進行研究後發現，採用在利用 50 mm ϕ 衝頭（punch）進行衝壓之後（衝壓間隙：30%）、利

用 60°圓錐衝頭進行擴孔這樣的新穎的擴孔試驗而評估出的沖緣加工性，與量產衝壓性、量產沖緣加工性具有良好的相關關係。

【0019】 繼而，本發明者等人採用上述新穎的擴孔試驗來評估量產沖緣加工性，藉此對影響到熱軋鋼板的高強度化與加工性、尤其量產沖緣加工性的各種因素進行了積極研究。

【0020】 具體而言，對於以延性高的肥粒鐵相主體組織為基礎的熱軋鋼板，將氮化物、硫化物、碳化物、及該些化合物的複合析出物（例如碳氮化物等），亦即熱軋鋼板中可析出的所有析出物考慮在內，對實現熱軋鋼板的高強度化並提高量產沖緣加工性的方法反覆進行了積極研究。

【0021】 結果發現：使熱軋鋼板中所含的 C 量與 Ti 中有助於碳化物的形成的 Ti 量（Ti*）的平衡性最佳化，並且提高熱軋鋼板中析出的碳化物中粒徑小於 9 nm 的碳化物的比例，藉此獲得具備實際的自動車零件生產線上所要求的嚴格的量產沖緣加工性、且拉伸強度為 540 MPa 以上的熱軋鋼板。而且發現：不僅對碳化物，亦對熱軋鋼板中可析出的析出物（氮化物、硫化物、碳化物及該些化合物的複合析出物）整體的尺寸進行控制，藉此量產沖緣加工性進一步提高。

【0022】 進而，本發明者等人對如下方法進行了研究，即，將熱軋鋼板中析出的析出物（氮化物、硫化物、碳化物及該些化合物的複合析出物）控制為所需的大小，亦即控制為對熱軋鋼板賦予所需的強度（拉伸強度 540 MPa 以上）與優異的量產沖緣加工性

所需的大小。結果發現：需要將熱軋鋼板的 Mn 含量、以及 C、S、N、Ti 各自的含量調整為適當量，且使熱軋條件或熱軋後的冷卻、捲取條件最佳化。

【0023】 本發明基於上述發現而完成，其主旨為如下所示。

[1]一種高強度熱軋鋼板，其特徵在於：具有如下的組成，即，以 C、S、N 及 Ti 滿足下述 (1) 式及 (2) 式的方式，以質量%計含有 C：0.013%以上且小於 0.08%、Si：小於 0.5%、Mn：超過 0.8% 且小於 1.2%、P：0.05%以下、S：0.005%以下、N：0.01%以下、Al：0.1%以下以及 Ti：0.03%以上且 0.15%以下，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質；且具有肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且該碳化物中的 70%以上的粒徑小於 9 nm 的組織，

【0024】

$$0.05 \leq Ti^* < 0.1 \dots (1)$$

$$C \times (48/12) - 0.16 < Ti^* \dots (2)$$

其中，(1) 式及 (2) 式中， $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$ ，C、S、N、Ti 為各元素的含量 (質量%)。

[2]如上述[1]所述的高強度熱軋鋼板，其特徵在於：Ti 中的 50 質量%以上是作為粒徑小於 20 nm 的含有 Ti 的析出物而析出。

[3]如上述[1]或[2]所述的高強度熱軋鋼板，其特徵在於：除上

述組成外，進而以質量%計含有 V：0.002%以上且 0.1%以下、以及 Nb：0.002%以上且 0.1%以下中的至少 1 種。

[4]如上述[1]至[3]中任一項所述的高強度熱軋鋼板，其特徵在於：除上述組成外，進而以質量%計含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、以及 Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。

[5]如上述[1]至[4]中任一項所述的高強度熱軋鋼板，其特徵在於：除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

[6]如上述[1]至[5]中任一項所述的高強度熱軋鋼板，其特徵在於：除上述組成外，進而以質量%計含有 Ca：0.0002%以上且 0.005%以下、以及稀土金屬（Rare Earth Metals，REM）：0.0002%以上且 0.03%以下中的至少 1 種。

[7]一種高強度熱軋鋼板的製造方法，其特徵在於：將具有如上述[1]、[3]至[6]中任一項所述的組成的鋼原材料加熱至 1100°C 以上，並實施精軋溫度為（ $Ar_3+20^\circ C$ ）以上且精軋最終 2 座（stand）的合計壓下率為 60%以下的熱軋後，以平均冷卻速度：40°C/s 以上進行冷卻，以捲取溫度：560°C 以上且 720°C 以下進行捲取。

[8]一種高強度熱軋鋼板的製造方法，其特徵在於：將具有如上述[1]、[3]至[6]中任一項所述的組成的鋼原材料加熱至 1100°C 以上，實施精軋溫度為（ $Ar_3+20^\circ C$ ）以上且精軋最終 2 座的合計壓下率為 60%以下的熱軋後，以平均冷卻速度：40°C/s 以上進行冷

卻，以捲取溫度：500℃以上且 660℃以下進行捲取，在酸洗後，實施均熱溫度設為 750℃以下的退火處理，並實施浸漬於熔融鍍鋅浴的鍍覆處理。

[9]如上述[8]所述的高強度熱軋鋼板的製造方法，其特徵在於：在實施上述鍍覆處理後，實施合金化處理。

（發明的效果）

【0025】 根據本發明，獲得拉伸強度為 540 MPa 以上、且具有可經受量產自動車零件時的加工的優異的沖緣加工性的高強度熱軋鋼板。因此，根據本發明，可將高強度熱軋鋼板應用於自動車的車體的構件或車架等結構部件、進而應用於懸架等底盤部件，從而本發明對於這些零件的輕量化作出大的貢獻。

【0026】 而且，本發明因獲得兼備拉伸強度 540 MPa 以上的強度與優異的量產沖緣加工性的熱軋鋼板，故其用途並不限於自動車零件，可擴展高強度熱軋鋼板的更廣的用途，從而實現產業上的額外的效果。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

【0027】 以下，對本發明進行具體說明。

【0028】 本發明的高強度熱軋鋼板的特徵在於：具有如下的組成，即，以 C、S、N 及 Ti 滿足下述（1）式及（2）式的方式，以質量%計含有 C：0.013%以上且小於 0.08%、Si：小於 0.5%、Mn：

超過 0.8% 且小於 1.2%、P：0.05% 以下、S：0.005% 以下、N：0.01% 以下、Al：0.1% 以下以及 Ti：0.03% 以上且 0.15% 以下，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質；且具有肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且該碳化物中的 70% 以上的粒徑小於 9 nm 的組織，

$$0.05 \leq \text{Ti}^* < 0.1 \dots (1)$$

$$\text{C} \times (48/12) - 0.16 < \text{Ti}^* \dots (2)$$

其中，(1) 式及 (2) 式中， $\text{Ti}^* = \text{Ti} - \text{N} \times (48/14) - \text{S} \times (48/32)$ ，C、S、N、Ti 為各元素的含量（質量%）。

【0029】 首先，對本發明熱軋鋼板的成分組成的限定理由進行說明。另外，表示以下的成分組成的%只要不作特別說明，則表示質量%。

【0030】 C：0.013% 以上且小於 0.08%

C 於在熱軋鋼板中形成適當的碳化物而確保必要的鋼板強度方面為重要的元素。為了獲得所需的拉伸強度（540 MPa 以上），需要將 C 含量設為 0.013% 以上。另一方面，若 C 含量為 0.08% 以上，則熱軋鋼板的加工性降低，從而無法確保所需的沖緣加工性。因此，C 含量設為 0.013% 以上且小於 0.08%。較佳為 0.03% 以上且 0.07% 以下。

【0031】 Si：小於 0.5%

若 Si 含量為 0.5% 以上，則會導致熱軋鋼板的表面性狀的顯著降低，從而對疲勞特性、化學處理性及耐腐蝕性等造成不良影響。而且，Si 會提高肥粒鐵變態溫度，故對作為本發明的目標的微細析出物的生成造成不良影響。因此，Si 含量設為小於 0.5%。較佳為 0.001% 以上且小於 0.1%，更佳為 0.001% 以上且小於 0.05%。

【0032】 Mn：超過 0.8% 且小於 1.2%

Mn 為本發明中最重要的元素之一。Mn 經由沃斯田鐵-肥粒鐵變態點控制 (control of austenite-to-ferrite transformation temperatures)，對本發明中最重要的含有 Ti 的碳化物的析出 (precipitation) 造成顯著影響。

【0033】 在含有 Ti 的熱軋鋼板的情況下，含有 Ti 的碳化物主要在熱軋鋼板製造步驟中的精軋結束後的冷卻及捲取過程中，伴隨沃斯田鐵→肥粒鐵變態而析出。而且，熱軋鋼板中析出的碳化物中的有助於熱軋鋼板的高強度化者為微細的碳化物，粗大的碳化物不僅不會有助於高強度化且會對熱軋鋼板的加工性造成不良影響。

【0034】 此處，若沃斯田鐵-肥粒鐵變態點達到高溫，則含有 Ti 的碳化物在高溫區域析出，因此含有 Ti 的碳化物粗大化。因此，在將含有 Ti 的碳化物微細化的方面，較佳為降低沃斯田鐵-肥粒鐵變態點。

【0035】 Mn 為具有降低沃斯田鐵-肥粒鐵變態點的效果的元素。

在 Mn 含量為 0.8%以下的情況下，沃斯田鐵-肥粒鐵變態點未得到充分降低。結果，難以將含有 Ti 的碳化物控制為本發明所需的大小，從而無法獲得本發明的目標的量產沖緣加工性優異的高強度熱軋鋼板。另一方面，若 Mn 含量為 1.2%以上，則因上述效果飽和，結果導致成本增加。而且，若 Mn 含量為 1.2%以上則過剩，板厚中央部的 Mn 偏析增大。該中央偏析（center segregation）會破壞沖緣加工前的衝壓孔的端面性狀（punched surface），因此成為量產沖緣加工性劣化的因素。因此，Mn 含量限定為超過 0.8%且小於 1.2%。較佳為超過 0.8%且小於 1.0%。

【0036】 P：0.05%以下

P 會因偏析等而導致熱軋鋼板的加工性的降低。因此，P 含量抑制為 0.05%以下。較佳為 0.001%以上且 0.03%以下。其中，在對熱軋鋼板實施鍍鋅處理（galvanized treatment）而形成鍍鋅鋼板（galvanized steel sheet）的情況下，自鍍覆性的觀點考慮較佳為將 P 含量設為 0.005%以上。而且，更佳設為 0.01%以上，進而更佳設為 0.015%以上。

【0037】 S：0.005%以下

S 形成硫化物而使熱軋鋼板的加工性降低。因此，S 含量設為 0.005%以下。較佳為 0.0001%以上且 0.003%以下，更佳為 0.0001%以上且 0.0015%以下。

【0038】 N：0.01%以下

若 N 含量超過 0.01%則會過剩，在熱軋鋼板的製造步驟中生

成大量的氮化物，從而熱延性（hot ductility）劣化，或氮化物粗大化而明顯破壞熱軋鋼板的沖緣加工性。因此，N 含量設為 0.01% 以下。較佳為 0.0001% 以上且 0.006% 以下，更佳為 0.0001% 以上且 0.004% 以下。

【0039】 Al：0.1% 以下

Al 作為鋼的去氧劑而為重要的元素。然而，若其含量超過 0.1% 則鋼的鑄造將變得困難，或者鋼中殘存大量的夾雜物而導致熱軋鋼板的表面性狀或加工性的降低。因此，Al 含量設為 0.1% 以下。較佳為 0.001% 以上且 0.06% 以下。

【0040】 Ti：0.03% 以上且 0.15% 以下

Ti 為本發明中最重要元素之一。Ti 形成微細碳化物而有助於熱軋鋼板的強度提昇。為了獲得所需的熱軋鋼板強度（拉伸強度 540 MPa 以上），需要將 Ti 含量設為 0.03% 以上。另一方面，若 Ti 含量超過 0.15%，則熱軋鋼板中容易殘存粗大的碳化物，不僅對於強度提昇無效，且會顯著破壞熱軋鋼板的加工性、韌性及焊接性等。因此，Ti 含量設為 0.03% 以上且 0.15% 以下。較佳為 0.04% 以上且 0.12% 以下。

【0041】 本發明的熱軋鋼板以在上述範圍內滿足以下的（1）式、（2）式的方式含有 C、S、N、Ti。（1）式及（2）式是為了同時實現熱軋鋼板的高強度化與優異的量產沖緣加工性而應滿足的要件，為本發明中極為重要的指標。另外，（1）式及（2）式中， $Ti^* = Ti - N \times (48/14) - S \times (48/32)$ ，C、S、N、Ti 為各元素的含量

(%)。

【0042】 $0.05 \leq \text{Ti}^* < 0.1 \dots (1)$

如後述般，本發明中，在鋼原材料中添加規定量的 Ti，在熱軋前的加熱中將鋼原材料中的碳化物固溶，主要在熱軋後的捲取時使含有 Ti 的碳化物析出。然而，添加至鋼原材料中的 Ti 的總量並非均有助於碳化物生成，添加至鋼原材料中的 Ti 的一部分在氮化物或硫化物的形成時被消耗掉。這是因為在比捲取溫度高的溫度區域，相比於碳化物，Ti 更容易形成氮化物或硫化物，從而在製造熱軋鋼板時，在捲取步驟之前 Ti 會形成氮化物或硫化物。據此，添加至鋼原材料中的 Ti 中能夠有助於碳化物生成的最小限度的 Ti 量可由 $\text{Ti}^* (= \text{Ti} - \text{N} \times (48/14) - \text{S} \times (48/32))$ 表示。

【0043】 此處，若 Ti^* 小於 0.05，則無法獲得所需的熱軋鋼板強度（拉伸強度 540 MPa 以上）。因此，本發明中，將 Ti^* 設為 0.05 以上。較佳為 0.055 以上。另一方面，若 Ti^* 為 0.1 以上，則熱軋鋼板的拉伸強度為 700 MPa 以上。這樣，若熱軋鋼板強度過高，則加工性劣化。而且，若 Ti^* 過高則 Ti 碳化物、Ti 碳氮化物、Ti 氮化物、Ti 硫化物等含有 Ti 的析出物粗大化，從而量產沖緣加工性降低。因此，在本發明 Ti^* 設為小於 0.1。

【0044】 $\text{C} \times (48/12) - 0.16 < \text{Ti}^* \dots (2)$

(2) 式是表示 Ti^* 量與 C 量的關係的式子。若 C 量相對於 Ti^*

量過多，則 Ti 碳化物、Ti 碳氮化物等粗大化，並且粗大的雪明碳鐵（Cementite）或波來鐵（Pearlite）析出，從而顯著破壞以量產沖緣加工性為首的熱軋鋼板的加工性。因此，本發明中，設為 $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$ 。較佳為 $C \times (48/12) - 0.15 < Ti^*$ 。然而，若 Ti^* 量相對於 C 量過多，則存在熱軋鋼板的韌性或焊接性劣化的傾向，因而較佳為 $Ti^* < C \times (48/12) + 0.08$ 。更佳為 $Ti^* < C \times (48/12) + 0.06$ 。

【0045】 以上為本發明熱軋鋼板的基本成分。進而，本發明的熱軋鋼板亦可視需要而含有 V：0.002%以上且 0.1%以下、以及 Nb：0.002%以上且 0.1%以下中的至少 1 種。

【0046】 V 及 Nb 具有將結晶粒微細化而提高熱軋鋼板的韌性的效果，因而可視需要來添加。而且，所添加的 V 或 Nb 的一部分與 Ti 一併作為微細的複合碳化物（complex carbide）或者複合析出物析出，從而有助於析出強化（precipitation strengthening）。為了獲得上述效果，較佳為將 V 含量設為 0.002%以上，Nb 含量設為 0.002%以上。然而，若該些元素的含量超過 0.1%，則無法獲得與成本相稱的效果。因此，V 含量較佳設為 0.002%以上且 0.1%以下，更佳設為 0.002%以上且 0.08%以下。而且，Nb 含量較佳設為 0.002%以上且 0.1%以下，更佳設為 0.002%以上且 0.08%以下。

【0047】 而且，本發明的熱軋鋼板亦可視需要而含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。

【0048】 Cu 及 Ni 均為有助於熱軋鋼板的強度提昇的元素，亦可視需要而添加。為了獲得上述效果，較佳為將 Cu 含量設為 0.005% 以上，Ni 含量設為 0.005% 以上。然而，若該些元素的含量超過 0.2%，則在製造熱軋鋼板時，有在熱軋中引起表層裂開之虞。因此，Cu 含量較佳設為 0.005% 以上且 0.2% 以下，更佳設為 0.005% 以上且 0.1% 以下。而且，Ni 含量較佳設為 0.005% 以上且 0.2% 以下，更佳設為 0.005% 以上且 0.15% 以下。

● 【0049】 Cr 及 Mo 均為碳化物形成元素 (carbide formation elements)，因有助於熱軋鋼板的強度提昇，故可視需要而添加。為了獲得上述效果，較佳為將 Cr 含量設為 0.002% 以上，Mo 含量設為 0.002% 以上。然而，若該些元素的含量超過 0.2%，則無法獲得與成本相稱的效果。因此，Cr 含量較佳設為 0.002% 以上且 0.2% 以下，更佳設為 0.002% 以上且 0.1% 以下。而且，Mo 含量較佳設為 0.002% 以上且 0.2% 以下，更佳設為 0.002% 以上且 0.1% 以下。

● 【0050】 而且，本發明的熱軋鋼板亦可視需要而含有 B: 0.0002% 以上且 0.003% 以下。

【0051】 B 為使鋼的沃斯田鐵-肥粒鐵變態延遲的元素，藉由抑制沃斯田鐵-肥粒鐵變態而使含有 Ti 的碳化物的析出溫度低溫化，從而有助於該碳化物的微細化。為了獲得上述效果，較佳為將 B 含量設為 0.0002% 以上。另一方面，若 B 含量超過 0.003%，則 B 引起的變韌鐵變態效果增強，從而難以將熱軋鋼板組織設為本發明的目標的肥粒鐵主相組織。因此，B 含量較佳設為 0.0002% 以上且

0.003%以下，更佳設為 0.0002%以上且 0.002%以下。

【0052】 而且，本發明的熱軋鋼板亦可視需要而含有 Ca:0.0002%以上且 0.005%以下、以及 REM:0.0002%以上且 0.03%以下中的至少 1 種。

【0053】 Ca 及 REM 為有效地進行對鋼中的夾雜物的形態控制的元素，且有助於熱軋鋼板的加工性提高。為了獲得上述效果，較佳為將 Ca 含量設為 0.0002%以上，REM 含量設為 0.0002%以上。然而，在 Ca 含量超過 0.005%的情況下，或者在 REM 含量超過 0.03%的情況下，有鋼中的夾雜物增加而熱軋鋼板的加工性劣化之虞。因此，Ca 含量較佳設為 0.0002%以上且 0.005%以下，更佳設為 0.0002%以上且 0.003%以下。而且，REM 含量較佳設為 0.0002%以上且 0.03%以下，更佳設為 0.0002%以上且 0.003%以下。

【0054】 本發明中，上述以外的成分為 Fe 及不可避免的雜質。作為不可避免的雜質，可列舉 W、Co、Ta、Sn、Sb、Zr 及 O 等，該些雜質的含量只要分別為 0.1%以下則得到容許。

【0055】 其次，對本發明熱軋鋼板的組織的限定理由進行說明。

【0056】 本發明的熱軋鋼板具有肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且該碳化物中的 70%以上的粒徑小於 9 nm 的組織。而且，較佳為設為如下的組織，即，熱軋鋼板中所含的 Ti 中的 50 質量%以上作為粒徑小於 20 nm 的析出物而析出。

【0057】 肥粒鐵相的分率：超過 90%

對於熱軋鋼板的沖緣加工性的提高而言，有效的是將熱軋鋼

板組織設為延性優異的肥粒鐵相。為了實現本發明的目標的量產沖緣加工性，需要將相對於熱軋鋼板的組織整體的肥粒鐵分率設為以面積率計超過 90%。較佳為以面積率計超過 94%，更佳為以面積率計超過 96%。而且，自沖緣加工性的觀點考慮，理想的是肥粒鐵粒的形狀為多角形 (polygonal) 狀。進而理想的是肥粒鐵粒徑極微細。另外，自沖緣加工性的觀點考慮，較佳為將熱軋鋼板組織設為肥粒鐵單相組織。而且，自衝壓性提高的觀點考慮，較佳為將肥粒鐵分率設為以面積率計為 99% 以下。

【0058】 本發明的熱軋鋼板中，作為可含有的肥粒鐵相以外的組織，可列舉雪明碳鐵 (cementite)、波來鐵 (pearlite)、變韌鐵、麻田散鐵、殘留沃斯田鐵 (γ) (retained austenite) 等。若該些組織在鋼板中存在則沖緣加工性降低，但只要該些組織的合計分率以面積率計約為小於 10% 則得到容許。較佳為以面積率計小於 6%，更佳為以面積率計小於 4%。

【0059】 含有 Ti 的碳化物

本發明中，藉由使含有 Ti 的碳化物在熱軋鋼板中析出，而對熱軋鋼板賦予所需的強度 (拉伸強度 540 MPa 以上)。該含有 Ti 的碳化物主要為在熱軋鋼板製造步驟中的精軋結束後的冷卻、捲取步驟中，伴隨沃斯田鐵→肥粒鐵變態而析出的碳化物。

【0060】 為了最大限度地發揮析出強化的效果，使強度與加工性 (量產沖緣加工性) 的平衡性最佳化，而需要將熱軋鋼板中所析出的含有 Ti 的碳化物微細化。本發明者等人進行積極研究後發

現，爲了達成所需的特性，需要將含有 Ti 的碳化物中的個數爲 70% 以上的碳化物設爲粒徑小於 9 nm。較佳爲 80% 以上。此處，「含有 Ti 的碳化物」中，除 Ti 碳化物外，亦包含除 Ti 外進而含有 V、Nb、Cr、Mo 中的 1 種以上的複合碳化物等。

【0061】 含有 Ti 的析出物

藉由對含有 Ti 的析出物的大小進行控制，而可進一步提高熱軋鋼板的量產沖緣加工性。

【0062】 如上述般，在將含有 Ti 的鋼作爲原材料的熱軋鋼板的情況下，除有助於熱軋鋼板的高強度化的碳化物（含有 Ti 的碳化物）析出外，含有 Ti 的氮化物、碳氮化物、硫化物等亦析出。而且，在製造熱軋鋼板時，該些氮化物或碳氮化物、硫化物等比含有 Ti 的碳化物先析出。因此，含有 Ti 的氮化物、碳氮化物、硫化物在比碳化物的析出高的溫度區域析出，因而容易粗大化且容易使量產沖緣加工性降低。

【0063】 本發明者等人反覆進行了積極研究後發現，控制該些析出物的析出量與粒徑，對於作爲本發明的主要目標的量產沖緣加工性的提高化極爲有效。爲了體現上述效果，較佳爲將熱軋鋼板中所含的 Ti 中的 50% 以上作爲粒徑小於 20 nm 的含有 Ti 的析出物而析出。更佳爲 60 質量% 以上且 85 質量% 以下。粒徑小於 20 nm 的含有 Ti 的析出物大部分爲含有 Ti 的碳化物，一部分包含含有 Ti 的氮化物、碳氮化物、硫化物。

【0064】 此處，上述含有 Ti 的析出物中除 Ti 碳化物、Ti 氮化物、

Ti 硫化物、Ti 碳氮化物等析出物外，亦包含除 Ti 外進而含有 V、Nb、Cr、Mo 中的 1 種以上的複合碳化物、複合氮化物、複合硫化物及複合碳氮化物等複合析出物。

【0065】 另外，推測即便在含有 Ti 的析出物中的粒徑為 20 nm 以上的析出物析出的情況下，只要其析出量適當，則亦有助於沖緣加工的前階段的衝壓性提高，進而有助於沖緣加工性改善。

【0066】 而且，即便爲了賦予耐腐蝕性而在本發明熱軋鋼板的表面設置鍍覆層，亦不會破壞上述本發明的效果。設置在熱軋鋼板表面的鍍覆層的種類不作特別限定，可爲電鍍（galvanic electroplating）、熔融鍍覆（熱浸鍍（hot-dip plating））等中的任一種。而且，作爲熔融鍍覆，例如可列舉熔融鍍鋅（hot-dip galvanization）。進而，亦可爲鍍覆後實施了合金化處理（alloying treatment）的合金化熔融鍍鋅（鍍鋅鋼（galvannealed steel））。

【0067】 其次，對本發明的熱軋鋼板的製造方法進行說明。

【0068】 本發明的特徵在於：將上述組成的鋼原材料加熱至 1100°C 以上，實施精軋溫度爲（ $A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$ ）以上且精軋最終 2 座的合計壓下率爲 60% 以下的熱軋後，以平均冷卻速度：40°C/s 以上進行冷卻，以捲取溫度：560°C 以上且 720°C 以下進行捲取。

本發明中，鋼原材料的熔製方法未作特別限定，例如利用轉爐（converter）或電爐（electric furnace）、感應爐等進行熔製。然後，較佳爲有效利用真空除氣裝置（vacuum degassing equipment）等進行二次精煉（secondary smelting）。自生產性或品質方面考

慮，較佳為其後的鑄造以連續鑄造法（continuous casting process）來進行。另外，亦可為利用分塊軋延（blooming）的方法。所鑄造的鋼坯（slab）（鋼原材料）為厚度為 200 mm~300 mm 左右的通常的鋼坯，亦可為厚度為 30 mm 左右的薄鋼坯。若成為薄鋼坯則亦可省略粗軋（rough rolling）。鑄造後的鋼坯可直接進行直接熱軋（hot direct rolling），亦可於利用加熱爐再加熱後進行熱軋。

【0069】 鋼原材料的加熱溫度：1100°C 以上

對如上述般獲得的鋼原材料實施熱軋。本發明中，重要的是在熱軋前，對鋼原材料（鋼坯）進行加熱，使鋼原材料中的碳化物再次固溶。在鋼原材料的加熱溫度小於 1100°C 的情況下，鋼原材料中的碳化物不會再次固溶，熱軋結束後的冷卻及捲取步驟中無法獲得所需的微細碳化物。因此，鋼原材料的加熱溫度設為 1100°C 以上。較佳為 1200°C 以上，更佳為 1240°C 以上。

【0070】 然而，若鋼原材料的加熱溫度變得過高，則過度地促進鋼板表面的氧化，明顯破壞表面性狀（surface quality），亦對熱軋鋼板的加工性造成不良影響。因此，鋼原材料的加熱溫度較佳設為 1350°C 以下。

【0071】 繼鋼原材料的加熱後，對鋼原材料實施包含粗軋與精軋的熱軋。粗軋條件不作特別限定。而且，如上述般，在鋼原材料為薄鋼坯的情況下，亦可省略粗軋。精軋中將精軋溫度設為（ $Ar_3+20^\circ\text{C}$ ）以上，精軋機的最終 2 座的合計壓下率（total reduction ratio）設為 60% 以下。

【0072】 精軋溫度： $(Ar_3+20^\circ\text{C})$ 以上

在精軋溫度小於 $(Ar_3+20^\circ\text{C})$ 的情況下，熱軋結束後的冷卻及捲取步驟中的沃斯田鐵→肥粒鐵變態成爲來自未再結晶 γ 晶粒 (unrecrystallized austenite grain) 的肥粒鐵變態。該情況下，未獲得所需的微細碳化物，無法達成本發明的目標的熱軋鋼板強度 (拉伸強度 540 MPa 以上)。因此，精軋溫度設爲 $(Ar_3+20^\circ\text{C})$ 以上。較佳爲 $(Ar_3+40^\circ\text{C})$ 以上。然而，若精軋溫度變得過高，則晶粒粗大化而對熱軋鋼板的衝壓性 (punchability) 造成不良影響，因此精軋溫度較佳設爲 $(Ar_3+140^\circ\text{C})$ 以下。

【0073】 另外，此處提及的 Ar_3 變態點爲以冷卻速度 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 的熱加工模擬機實驗 (thermecmastor test) (熱加工再現試驗 (thermo-mechanical simulation test)) 而求出熱膨脹曲線 (thermal expansion curve)，並根據其變化點而求出的變態溫度。

【0074】 精軋最終 2 座的合計壓下率：60%以下

在精軋最終 2 座的合計壓下率超過 60% 的情況下，殘存應變增大，從而助長來自未再結晶 γ 晶粒的肥粒鐵變態。因此，將精軋機的最終 2 座的合計壓下率設爲 60% 以下。較佳爲 50% 以下。

【0075】 平均冷卻速度： $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上

在熱軋結束後實施冷卻時，在平均冷卻速度小於 $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 的情況下，肥粒鐵變態溫度增高。結果，高溫區域下碳化物析出，未獲得所需的微細碳化物，從而無法達成本發明的目標的熱軋鋼板強度 (拉伸強度 540 MPa 以上)。因此，平均冷卻速度設爲 $40^\circ\text{C}/\text{s}$

以上。較佳設為 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。然而，若平均冷卻速度過大，則有無法獲得所需的肥粒鐵組織之虞，因而較佳設為 $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。

【0076】 另外，此處提及的平均冷卻速度為精軋溫度-捲取溫度間的平均冷卻速度。

【0077】 本發明中，以上述平均冷卻速度進行冷卻，使肥粒鐵變態溫度降低至捲取溫度附近為止，藉此自捲取即將開始前至捲取步驟初期之間，使含有 Ti 的碳化物析出。藉此，避免含有 Ti 的碳化物在高溫區域析出而粗大化，從而獲得本發明所需的微細碳化物析出的熱軋鋼板。

【0078】 捲取溫度： 560°C 以上且 720°C 以下

如上述般，本發明中，使含有 Ti 的微細碳化物主要在捲取即將開始前至捲取步驟初期之間析出。因此，為了使含有 Ti 的碳化物微細且大量析出，需要將捲取溫度設為適合於含有 Ti 的碳化物析出的溫度區域。在捲取溫度小於 560°C 的情況下、或者超過 720°C 的情況下，有助於鋼的高強度化的微細的碳化物未充分析出，從而無法獲得所需的熱軋鋼板強度。基於以上的理由，將捲取溫度設為 560°C 以上且 720°C 以下。較佳為 600°C 以上且 700°C 以下。

【0079】 本發明中，亦可在對捲取後的熱軋鋼板實施酸洗及退火處理後，實施浸漬於熔融鍍鋅浴 (molten zinc bath) 的鍍覆處理。而且，亦可在實施鍍覆處理後，實施合金化處理。在實施鍍覆處理的情況下，將捲取溫度設為 500°C 以上且 660°C 以下，將退火處理的均熱溫度設為 750°C 以下。

【0080】 捲取溫度：500°C 以上且 660°C 以下

隨著捲取溫度增高，熱軋鋼板中容易生成內部氧化層(internal oxidation layer)。該內部氧化層為鍍覆不良的因素，尤其若捲取溫度超過 660°C 則無法確保鍍覆品質。另一方面，自抑制鍍覆不良的觀點考慮，較佳為將捲取溫度設定得低。然而，若捲取溫度小於 500°C，則無法充分確保含有 Ti 的碳化物的析出量，從而無法獲得所需的熱軋鋼板強度。因此，在捲取後實施鍍覆處理的情況下，將捲取溫度設為 500°C 以上且 660°C 以下。較佳為 500°C 以上且 600°C 以下。

【0081】 均熱溫度：750°C 以下

如上述般，在實施鍍覆處理的情況下，因將捲取溫度設定得低，故有時有助於熱軋鋼板的高強度化的微細的碳化物（含有 Ti 的碳化物）在捲取時未充分析出。因此，本發明中，使微細的碳化物（含有 Ti 的碳化物）在鍍覆處理前的退火處理時析出，從而使鍍覆處理後的熱軋鋼板為所需的強度（拉伸強度 540 MPa 以上）。此處，若退火處理的均熱溫度（soaking temperature）超過 750°C，則析出的碳化物（含有 Ti 的碳化物）粗大化，熱軋鋼板強度降低。因此，退火處理的均熱溫度設為 750°C 以下。較佳為 720°C 以下。另外，自促進微細的碳化物（含有 Ti 的碳化物）的析出的觀點考慮，較佳為將退火處理的均熱溫度設為 600°C 以上。而且，均熱溫度下的保持時間較佳設為 10 s 以上且 1000 s 以下。

【0082】 在退火處理後，將鋼板浸漬於熔融鍍鋅槽中，在鋼板的

表面形成熔融鍍鋅層。亦可在浸漬於熔融鍍鋅槽後，實施合金化處理。退火處理及鍍覆處理較佳為在連續熔融鍍鋅生產線（continuous hot-dip galvanizing line）上實施。

【0083】 而且，鍍覆的種類不僅可設為上述熔融鍍鋅、合金化熔融鍍覆，亦可設為電鍍鋅（electro galvanizing）。

【0084】 另外，鍍覆處理條件或合金化處理條件、其他製造條件不作特別限定，例如可在通常的條件下進行。

實施例

【0085】 將具有表 1 所示的成分與 Ar_3 變態點的鋼坯（No.A～No.P）加熱至 $1180^{\circ}\text{C} \sim 1290^{\circ}\text{C}$ ，在表 2 所示的熱軋條件下製作熱軋鋼板（No.1～No.22）。板厚為 $2.0 \text{ mm} \sim 4.5 \text{ mm}$ 。另外，表 1 的 Ar_3 變態點藉由上文所述方法而求出。對一部分熱軋鋼板（No.3、No.4、No.9～No.11、No.16、No.18、No.19）進行酸洗後，通過熔融鍍鋅生產線，藉此在表 2 所示的均熱溫度下實施退火處理，並進而實施熔融鍍鋅處理。另外，熔融鍍鋅處理是如下處理，即，將退火處理後的熱軋鋼板浸漬於 480°C 的鍍鋅浴（ 0.1 質量%Al-Zn）中，將每單面附著量 45 g/m^2 的熔融鍍鋅層（hot-dip galvanizing layer）形成於鋼板的兩面。而且，對一部分熱軋鋼板（No.9～No.11、No.16、No.18、No.19）實施熔融鍍鋅處理後，進而實施合金化處理。合金化處理溫度設為 520°C 。

【0086】 自上述獲得的熱軋鋼板（No.1～No.22）採取試驗片，進行組織觀察（microstructure observation）、拉伸試驗、擴孔試驗。

組織觀察方法及各種試驗方法為如下所示。

【0087】 (i) 組織觀察

肥粒鐵相的分率

自熱軋鋼板採取掃描式電子顯微鏡 (scanning electron microscope : SEM) 用試驗片，對與軋延方向平行的板厚剖面進行研磨後，進行硝酸浸蝕液腐蝕 (nital etching)，在板厚 1/4 位置，以倍率 3000 倍在 10 個視野拍攝 SEM 照片，藉由圖像解析 (image analysis) 將肥粒鐵相與肥粒鐵以外的相進行分離，並確定各個相的分率 (面積率)。

【0088】 含有 Ti 的碳化物

自熱軋鋼板 (板厚 1/4 位置) 製作薄膜試料 (thin-film sample)，使用穿透式電子顯微鏡 (transmission electron microscope) 在 10 個視野拍攝 20 萬倍的照片。

根據拍攝到的照片，求出含有 Ti 的碳化物的總個數 (N_0)，並且藉由圖像處理，將含有 Ti 的碳化物的各自的粒徑作為圓當量直徑 (equivalent circle diameter) 而求出，求出含有 Ti 的碳化物中粒徑小於 9 nm 的碳化物的個數 (N_1)。使用該些值 (N_0 及 N_1)，對含有 Ti 的碳化物求出小於 9 nm 的碳化物數相對於總碳化物數的比率 ($N_1/N_0 \times 100$ (%))。

【0089】 含有 Ti 的析出物

使用 AA 系電解液 (乙醯丙酮 (acetylacetone) - 氯化四甲基銨 (tetramethylammonium chloride) 的乙醇溶液 (ethanol solution)，

對熱軋鋼板進行恆定電流電解 (constant-current electrolysis) 而抽出析出物，使用孔徑 20 nm 的過濾器 (filter) 對抽出液進行過濾。如此分離出粒徑小於 20 nm 的析出物，並藉由感應耦合電漿發射光譜儀 (inductively-coupled plasma optical emission spectrometry) 對上述析出物進行分析，而求出粒徑小於 20 nm 的析出物中所含的 Ti 量。將粒徑小於 20 nm 的析出物中所含的 Ti 量除以熱軋鋼板中所含的 Ti 量，求出粒徑小於 20 nm 的析出物中所含的 Ti 的比例 (百分率)。

【0090】 (ii) 拉伸試驗

對每個熱軋鋼板，採取 3 根將相對於軋製方向為直角的方向作為拉伸方向的日本工業規格 (Japanese Industrial Standards, JIS) 5 號拉伸試驗片，進行依據 JIS Z 2241 (2011) 的規定的拉伸試驗 (應變速度: 10 mm/min)，對拉伸強度、總伸長率 (total elongation) 進行測定。對每個熱軋鋼板進行 3 次拉伸試驗，將 3 次的平均值設為拉伸強度 (TS)、總伸長率 (El)。

【0091】 (iii) 擴孔試驗 (量產沖緣加工性評估)

自熱軋鋼板採取試驗片 (尺寸: 150 mm×150 mm)，藉由使用了 50 mm ϕ 衝頭進行的衝壓加工 (衝壓間隙: 30%) 在該試驗片上形成初始直徑 d_0 的孔。然後，自衝壓時的衝頭側對所形成的孔插入頂角: 60° 的圓錐衝頭，將該孔擴展開，測定龜裂貫通了鋼板 (試驗片) 的板厚時的孔徑 d_1 ，並利用下式算出沖緣率 (%)。

$$\text{冲緣率 (\%)} = \{(d_1 - d_0) / d_0\} \times 100$$

將冲緣率為 60%以上的情況評估為量產冲緣加工性良好。

【0092】 將所獲得的結果表示於表 3。

【0093】 [表 1]

鋼	化學成分 (mass%)											Ti*	At ₃ (°C)	(1) 式、(2) 式 *1	備註
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	其他						
A	0.031	0.11	1.19	0.045	0.0035	0.049	0.0018	0.062	-	0.051	875	o	發明例		
B	0.042	0.45	1.04	0.029	0.0004	0.019	0.0036	0.072	V : 0.009	0.059	878	o	發明例		
C	0.039	0.03	0.84	0.021	0.0017	0.039	0.0033	0.088	B : 0.0009	0.074	861	o	發明例		
D	0.030	0.19	0.81	0.033	0.0005	0.033	0.0023	0.089	-	0.080	861	o	發明例		
E	0.049	0.01	0.99	0.009	0.0009	0.044	0.0037	0.096	-	0.082	882	o	發明例		
F	0.034	0.03	1.08	0.012	0.0014	0.023	0.0072	0.085	Ni : 0.19、REM : 0.001	0.058	844	o	發明例		
G	0.023	0.48	0.96	0.008	0.0026	0.067	0.0011	0.104	Cr : 0.04、Ca : 0.0014	0.096	877	o	發明例		
H	0.055	0.03	0.88	0.011	0.0009	0.041	0.0044	0.088	Mo : 0.07	0.072	845	o	發明例		
I	0.019	0.02	0.85	0.017	0.0011	0.045	0.0055	0.118	Nb : 0.011	0.097	869	o	發明例		
J	0.064	0.12	0.93	0.015	0.0006	0.039	0.0014	0.105	Cu : 0.04、Ni : 0.08	0.099	847	o	發明例		
K	0.025	0.03	<u>0.31</u>	0.011	0.0031	0.041	0.0050	0.076	B : 0.0020	0.054	878	o	比較例		
L	0.061	0.04	<u>1.37</u>	0.019	0.0017	0.039	0.0033	0.109	-	0.095	834	o	比較例		
M	0.079	0.03	0.96	0.013	0.0013	0.047	0.0041	0.069	Nb : 0.009	0.053	835	x	比較例		
N	0.037	0.03	<u>0.68</u>	0.012	0.0029	0.042	0.0045	0.076	-	0.056	860	o	比較例		
O	0.032	0.17	0.83	0.033	0.0045	0.033	0.0048	0.098	-	0.075	864	o	發明例		
P	0.034	0.22	0.84	0.033	0.0047	0.033	0.0055	0.105	-	0.079	867	o	發明例		

Ti* = Ti - N × (48/14) - S × (48/32)

(1) 式 : $0.05 \leq Ti^* < 0.1$, (2) 式 : $C \times (48/12) - 0.16 < Ti^*$, (1) 式及 (2) 式中, C、S、N、Ti 為各元素的含量 (質量%)

*1) 將均滿足 (1) 式及 (2) 式的情況設為 "o"。將不滿足 (1) 式、(2) 式中的其中一方或雙方的情況設為 "x"。

【0094】 [表 2]

熱軋 鋼板 No.	鋼	鍍覆 處理 *2	板厚 (mm)	熱軋鋼板的製造條件							備註
				加熱溫度 (°C)	精軋 溫度 (°C)	精軋 最終 2 道次 合計壓下率 (%)	平均 冷卻速度 (°C/s)	捲取溫度 (°C)	退火處理 均熱溫度 (°C)		
1	A	-	3.2	1180	900	55	70	700	-	發明明例	
2	B	-	2.6	1250	950	50	80	645	-	發明明例	
3	B	GI	2.6	1250	915	45	95	590	695	發明明例	
4	B	GI	2.6	1250	920	45	85	595	785	比較例	
5	C	-	2.9	1200	890	40	60	560	-	發明明例	
6	D	-	2.0	1220	935	50	105	640	-	發明明例	
7	D	-	2.0	1220	840	60	130	650	-	比較例	
8	D	-	2.0	1220	905	75	100	660	-	比較例	
9	E	GA	3.2	1240	910	60	95	630	645	發明明例	
10	E	GA	3.2	1240	915	50	85	455	660	比較例	
11	E	GA	3.2	1240	920	50	30	660	715	比較例	
12	F	-	2.3	1280	900	40	115	635	-	發明明例	
13	G	-	2.0	1290	920	35	140	630	-	發明明例	
14	H	-	4.5	1250	865	55	50	695	-	發明明例	
15	I	-	3.4	1270	890	45	85	575	-	發明明例	
16	J	GA	2.0	1260	910	50	70	510	740	發明明例	
17	K	-	2.6	1250	900	55	75	595	-	比較例	
18	L	GA	2.9	1250	900	40	80	560	700	比較例	
19	M	GA	2.9	1200	880	45	45	590	685	比較例	
20	N	-	2.6	1250	910	60	65	690	-	比較例	
21	O	-	2.0	1220	935	50	105	640	-	發明明例	
22	P	-	2.0	1220	935	50	105	640	-	發明明例	

*2) “-” 爲無鍍覆處理。“GI” 爲有熔融鍍鋅處理。“GA” 爲有熔融鍍鋅處理及合金化處理。

【0095】 [表 3]

熱軋鋼板 No.	熱軋鋼板的組織		熱軋鋼板的機械特性				備註
	肥粒鐵相的分率 (面積%) *3	在含有 Ti 的碳化物中，粒徑小於 9 nm 的個數的比例(%)	作為粒徑小於 20 nm 的析出物而析出的 Ti 量的比例 (%)	拉伸強度 TS (MPa)	總伸長率 EI (%)	沖緣率 (%)	
1	91 (P : 9)	70	85	545	34	70	發明例
2	97 (P : 3)	85	80	563	33	81	發明例
3	98 (B : 2)	75	50	568	31	82	發明例
4	92 (P : 5、B : 3)	55	40	525	24	46	比較例
5	91 (P : 2、B : 7)	75	55	593	30	73	發明例
6	98 (P : 2)	90	85	631	33	88	發明例
7	91 (P : 9)	40	40	530	23	31	比較例
8	93 (P : 7)	50	50	533	21	37	比較例
9	97 (P : 3)	85	75	633	32	84	發明例
10	91 (B : 5、M : 4)	65	35	534	21	46	比較例
11	79 (P : 21)	25	50	516	23	43	比較例
12	92 (P : 8)	85	80	564	33	67	發明例
13	98 (P : 2)	80	85	689	25	65	發明例
14	94 (P : 6)	70	80	604	32	77	發明例
15	99 (B : 1)	75	65	699	26	75	發明例
16	95 (P : 1、B : 4)	80	50	678	22	80	發明例
17	95 (P : 5)	70	40	533	23	44	比較例
18	93 (B : 7)	70	35	642	18	25	比較例
19	55 (P : 40、B : 5)	25	40	529	17	28	比較例
20	96 (P : 4)	55	55	581	25	47	比較例
21	98 (P : 2)	90	45	605	34	63	發明例
22	98 (P : 2)	90	40	594	32	60	發明例

*3) 括號內為肥粒鐵相以外的組織的分率。P : 波來鐵 (含雪明碳鐵)，B : 變韌鐵，M : 麻田散鐵 (含殘留 γ)。

為第 103103041 號中文專利範圍無割線修正。

修正日期:104 年 10 月 7 日

【0096】 本發明例的熱軋鋼板（No.1～No.3、No.5、No.6、No.9、No.12～No.16、No.21、No.22）均成為兼備所需的拉伸強度（540 MPa 以上）與優異的量產沖緣加工性的熱軋鋼板。另一方面，脫離本發明的範圍的比較例的熱軋鋼板（No.4、No.7、No.8、No.10、No.11、No.17～No.20）無法確保規定的高強度，亦無法確保充分的沖緣率。

【符號說明】

【0097】

無

為第 103103041 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 10 月 7 日

申請專利範圍

1. 一種高強度熱軋鋼板，其特徵在於：具有如下的組成，即，以 C、S、N 及 Ti 滿足下述 (1) 式及 (2) 式的方式，以質量%計含有：

C：0.013%以上且小於 0.08%，

Si：小於 0.5%，

Mn：超過 0.8%且小於 1.2%，

P：0.05%以下，

S：0.005%以下，

N：0.01%以下，

Al：0.1%以下，以及

Ti：0.03%以上且 0.15%以下，

剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質；且

上述高強度熱軋鋼板具有肥粒鐵相的分率超過 90%、析出有含有 Ti 的碳化物、且上述碳化物中的 70%以上的粒徑小於 9 nm 的組織，

$$0.05 \leq \text{Ti}^* < 0.1 \dots (1)$$

$$C \times (48/12) - 0.16 < \text{Ti}^* \dots (2)$$

其中，(1) 式及 (2) 式中， $\text{Ti}^* = \text{Ti} - \text{N} \times (48/14) - \text{S} \times (48/32)$ ，

C、S、N、Ti 為各元素的含量（質量%）。

為第 103103041 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 10 月 7 日

2. 如申請專利範圍第 1 項所述的高強度熱軋鋼板，其中 Ti 中的 50 質量%以上是作為粒徑小於 20 nm 的含有 Ti 的析出物而析出。
3. 如申請專利範圍第 1 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 V：0.002%以上且 0.1%以下、以及 Nb：0.002%以上且 0.1%以下中的至少 1 種。
4. 如申請專利範圍第 2 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 V：0.002%以上且 0.1%以下、以及 Nb：0.002%以上且 0.1%以下中的至少 1 種。
5. 如申請專利範圍第 1 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。
6. 如申請專利範圍第 2 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。
7. 如申請專利範圍第 3 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。
8. 如申請專利範圍第 4 項所述的高強度熱軋鋼板，其中

為第 103103041 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 10 月 7 日

除上述組成外，進而以質量%計含有 Cu：0.005%以上且 0.2%以下、Ni：0.005%以上且 0.2%以下、Cr：0.002%以上且 0.2%以下、Mo：0.002%以上且 0.2%以下中的至少 1 種。

9. 如申請專利範圍第 1 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

10. 如申請專利範圍第 2 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

11. 如申請專利範圍第 3 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

12. 如申請專利範圍第 4 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

13. 如申請專利範圍第 5 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

14. 如申請專利範圍第 6 項所述的高強度熱軋鋼板，其中除上述組成外，進而以質量%計含有 B：0.0002%以上且 0.003%以下。

15. 如申請專利範圍第 7 項所述的高強度熱軋鋼板，其中

為第 103103041 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 10 月 7 日

除上述組成外，進而以質量%計含有 B:0.0002%以上且 0.003% 以下。

16. 如申請專利範圍第 8 項所述的高強度熱軋鋼板，其中
除上述組成外，進而以質量%計含有 B:0.0002%以上且 0.003% 以下。

17. 如申請專利範圍第 1 項至第 16 項中任一項所述的高強度熱軋鋼板，其中

除上述組成外，進而以質量%計含有 Ca: 0.0002%以上且 0.005%以下、以及稀土金屬: 0.0002%以上且 0.03%以下中的至少 1 種。

18. 一種高強度熱軋鋼板的製造方法，其特徵在於：將具有如申請專利範圍第 1 項、第 3 項、第 5 項、第 7 項、第 9 項、第 11 項、第 13 項、第 15 項以及第 17 項中任一項所述的高強度熱軋鋼板的組成的鋼原材料加熱至 1100°C 以上，並實施精軋溫度為 ($A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$) 以上且精軋最終 2 座的合計壓下率為 60%以下的熱軋後，以平均冷卻速度: 40°C/s 以上進行冷卻，以捲取溫度: 560°C 以上且 720°C 以下進行捲取。

19. 一種高強度熱軋鋼板的製造方法，其特徵在於：將具有如申請專利範圍第 1 項、第 3 項、第 5 項、第 7 項、第 9 項、第 11 項、第 13 項、第 15 項以及第 17 項中任一項所述的高強度熱軋鋼板的組成的鋼原材料加熱至 1100°C 以上，實施精軋溫度為 ($A_{r3}+20^{\circ}\text{C}$) 以上且精軋最終 2 座的合計壓下率為 60%以下的熱

為第 103103041 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 10 月 7 日

軋後，以平均冷卻速度： $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上進行冷卻，以捲取溫度： 500°C 以上且 660°C 以下進行捲取，在酸洗後，實施均熱溫度設為 750°C 以下的退火處理，並實施浸漬於熔融鍍鋅浴的鍍覆處理。

20. 如申請專利範圍第 19 項所述的高強度熱軋鋼板的製造方法，其中

在實施上述鍍覆處理後，實施合金化處理。