



(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 I544086 B

(45)公告日：中華民國 105 (2016) 年 08 月 01 日

(21)申請案號：104109999 (22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 03 月 27 日

(51)Int. Cl. : C22C38/06 (2006.01) C22C38/12 (2006.01)
 C22C38/08 (2006.01) C22C38/32 (2006.01)
 C21D8/02 (2006.01) C21D6/00 (2006.01)
 C21D9/46 (2006.01) B21B3/02 (2006.01)

(30)優先權：2014/03/28 日本 2014-068738

(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：宮本友佳 MIYAMOTO, YUKA (JP)；小林崇 KOBAYASHI, TAKASHI (JP)；奧田
 金晴 OKUDA, KANEHARU (JP)

(74)代理人：葉璟宗；鄭婷文；詹富閔

(56)參考文獻：
 TW 200741015A TW 201329254A

審查人員：趙偉志

申請專利範圍項數：5 項 圖式數：0 共 33 頁

(54)名稱

高碳熱軋鋼板及其製造方法

HIGH CARBON HOT-ROLLED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(57)摘要

本發明提供一種高碳熱軋鋼板，其具有如下的組成：以質量%計含有 C：超過 0.40%且為 0.63% 以下、Si：0.10%以下，Mn：0.50%以下、P：0.03%以下、S：0.010%以下、sol.Al：0.10%以下、N：0.0050%以下、B：0.0005%以上、0.0050%以下，而且含有合計為 0.002%~0.030%的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上；並且於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例為 70%以上，並具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織，且硬度以 HRB 計為 81 以下，總伸長率為 33%以上。

The invention provides a high carbon hot-rolled steel sheet which has a composition containing the following by mass%: C: over 0.40% and 0.63% or less, Si: 0.10% or less, Mn: 0.50% or less, P: 0.03% or less, S: 0.010% or less, sol.Al: 0.10% or less, N: 0.0050% or less, B: 0.0005% or more and 0.0050% or less, and at least one of Sb, Sn, Bi, Ge, Te, and Se in a total of 0.002% to 0.030%. A proportion of the amount of solid solution B in the B content is 70% or more. The high carbon hot-rolled steel sheet has a microstructure containing ferrite and cementite, wherein the density of cementite in ferrite particles is 0.13 / μm^2 or less, and the hardness is 81 HRB or less and the total elongation is 33% or more.

發明摘要

※ 申請案號：104109999

※ 申請日：104.3.27

※IPC 分類：

C22C38/06(2006.01)
 C22C38/12(2006.01)
 C22C38/08(2006.01)
 C22C38/32(2006.01)
 C21D8/02(2006.01)
 C21D6/00(2006.01)
 C21D9/46(2006.01)
 B21B3/02(2006.01)

【發明名稱】高碳熱軋鋼板及其製造方法

HIGH CARBON HOT-ROLLED STEEL SHEET AND
 MANUFACTURING METHOD THEREOF

【中文】

本發明提供一種高碳熱軋鋼板，其具有如下的組成：以質量%計含有 C：超過 0.40% 且為 0.63% 以下、Si：0.10% 以下，Mn：0.50% 以下、P：0.03% 以下、S：0.010% 以下、sol.Al：0.10% 以下、N：0.0050% 以下、B：0.0005% 以上、0.0050% 以下，而且含有合計為 0.002%~0.030% 的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上；並且於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例為 70% 以上，並具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織，且硬度以 HRB 計為 81 以下，總伸長率為 33% 以上。

【英文】

The invention provides a high carbon hot-rolled steel sheet which has a composition containing the following by mass%: C: over 0.40% and 0.63% or less, Si: 0.10% or less, Mn: 0.50% or less, P: 0.03% or less, S: 0.010% or less, sol.Al: 0.10% or less, N: 0.0050% or less, B: 0.0005% or more and 0.0050% or less, and at least one of

Sb, Sn, Bi, Ge, Te, and Se in a total of 0.002% to 0.030%. A proportion of the amount of solid solution B in the B content is 70% or more. The high carbon hot-rolled steel sheet has a microstructure containing ferrite and cementite, wherein the density of cementite in ferrite particles is $0.13 / \mu\text{m}^2$ or less, and the hardness is 81 HRB or less and the total elongation is 33% or more.

【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】 高碳熱軋鋼板及其製造方法

HIGH CARBON HOT-ROLLED STEEL SHEET AND
MANUFACTURING METHOD THEREOF

【技術領域】

【0001】 本發明是有關於一種高碳熱軋鋼板及其製造方法。尤其是有關於一種表層的滲氮 (nitriding) 抑制效果高、加工性與淬火性優異且添加有 B 的高碳熱軋鋼板及其製造方法。

【先前技術】

【0002】 目前，齒輪類、變速器 (transmission) 零件、座椅安全帶 (seat belt) 零件等汽車用零件為了於藉由冷加工而將作為 JISG 4051 中所規定的機械構造用碳鋼鋼材的熱軋鋼板加工成所期望的形狀後，確保所期望的硬度，常實施淬火處理來製造。因此，成為原材料的熱軋鋼板需要優異的冷加工性或淬火性，迄今為止已提出有各種鋼板。

【0003】 例如，於專利文獻 1 中揭示有一種冷加工用中碳鋼板，其於進行以 100°C/s 的平均加熱速度昇溫後，在 1000°C 下保持 10 秒，然後以 200°C/s 的平均冷卻速度急速冷卻至室溫為止的高頻淬火的情況下，硬度變成 500 HV 以上、且為 900 HV 以下，其以質量%計含有 C：0.30%~0.60%、Si：0.06%~0.30%、Mn：0.3%~2.0%、P：0.030%以下、S：0.0075%以下、Al：0.005%~0.10%、

N：0.001%～0.01%、Cr：0.001%～0.10%，或進一步含有 Ni：0.01%～0.5%、Cu：0.05%～0.5%、Mo：0.01%～0.5%、Nb：0.01%～0.5%、Ti：0.001%～0.05%、V：0.01%～0.5%、Ta：0.01%～0.5%、B：0.001%～0.01%、W：0.01%～0.5%、Sn：0.003%～0.03%、Sb：0.003%～0.03%、As：0.003%～0.03%的 1 種以上，碳化物的平均直徑 d 為 $0.6 \mu\text{m}$ 以下，碳化物的球狀化率 p 為 70%以上、且未滿 90%，所述碳化物的平均直徑 $d\mu\text{m}$ 與所述碳化物的球狀化率 $p\%$ 滿足 $d \leq 0.04 \times p - 2.6$ ，或者進而揭示有一種冷加工用中碳鋼板，其冷加工前的硬度為 120 HV 以上、且未滿 170 HV。另外，於專利文獻 1 中，作為此種冷加工用中碳鋼板的製造方法，揭示有如下的方法：將所述化學成分的鋼保持為 $1050^\circ\text{C} \sim 1300^\circ\text{C}$ 後，進行於 $700^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ 下結束滾軋的熱軋，繼而以 $20^\circ\text{C}/\text{s} \sim 50^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷卻速度冷卻至 $500^\circ\text{C} \sim 700^\circ\text{C}$ 為止後，以 $5^\circ\text{C}/\text{s} \sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷卻速度冷卻至規定的溫度為止後捲繞，於規定的條件下進行保持後，於 600°C 以上、 $A_{c1} - 10^\circ\text{C}$ 以下的溫度下進行退火。

【0004】 另外，於專利文獻 2 中揭示有一種中碳鋼板，其特徵在於：以質量%計含有 C：0.10%～0.80%、Si：0.01%～0.3%、Mn：0.3%～2.0%、Al：0.001%～0.10%、及 N：0.001%～0.01%，並限制成 P：0.03%以下、S：0.01%以下、O：0.0025%以下、Cr：1.5%以下、B：0.01%以下、Nb：0.5%以下、Mo：0.5%以下、V：0.5%以下、Ti：0.3%以下、Cu：0.5%以下、W：0.5%以下、Ta：0.5%以下、Ni：0.5%以下、Mg：0.003%以下、Ca：0.003%以下、Y：

0.03%以下、Zr：0.03%以下、La：0.03%以下、Ce：0.03%以下、Sn：0.03%以下、Sb：0.03%以下、及 As：0.03%以下，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質，碳化物的平均直徑為 0.4 μm 以下，相對於所述碳化物的總數，所述碳化物的平均直徑的 1.5 倍以上的大小的碳化物的個數比例為 30%以下，所述碳化物的球狀化率為 90%以上，平均肥粒鐵粒徑為 10 μm 以上，拉伸強度 TS 為 550 MPa 以下。另外，於專利文獻 2 中，作為此種中碳鋼板的製造方法，揭示有如下的方法：鑄造後對所述化學成分的鋼進行熱軋，於熱軋剛結束之後進行 2 秒~10 秒氣冷，自所述氣冷結束的溫度至 480°C~600°C 的溫度範圍為止以 10°C/s~80°C/s 的平均冷卻速度進行冷卻，並於 400°C~580°C 下捲繞，然後以 5%以上、且未滿 30%的冷軋率進行冷軋，然後於 650°C~720°C 的溫度範圍內進行 5 hr~40 hr 退火。

【0005】 另外，於專利文獻 3 中揭示有一種添加有硼的鋼板，其以質量%計含有 C：0.20%以上、0.45%以下，Si：0.05%以上、0.8%以下，Mn：0.5%以上、2.0%以下，P：0.001%以上、0.04%以下，S：0.0001%以上、0.006%以下，Al：0.005%以上、0.1%以下，Ti：0.005%以上、0.2%以下，B：0.001%以上、0.01%以下，及 N：0.0001%以上、0.01%以下的成分，或進一步含有 Cr：0.05%以上、0.35%以下，Ni：0.01%以上、1.0%以下，Cu：0.05%以上、0.5%以下，Mo：0.01%以上、1.0%以下，Nb：0.01%以上、0.5%以下，V：0.01%以上、0.5%以下，Ta：0.01%以上、0.5%以下，W：0.01%以上、

0.5%以下，Sn：0.003%以上、0.03%以下，Sb：0.003%以上、0.03%以下，及 As：0.003%以上、0.03%以下的 1 種或 2 種以上的成分，自表層至深度 100 μm 為止的區域中的固溶 B 的平均濃度為 10 ppm 以上。另外，於專利文獻 3 中揭示有若於將氮氣作為主體的環境中進行退火，則會顯現吸氮這一現象，作為就淬火性的觀點而言重要的元素的 B 在退火過程中與鋼中的 N 鍵結而形成 BN，固溶 B 減少而無法確保由 B 所產生的淬火性提昇效果。於專利文獻 3 中揭示有為了確保淬火性，必須將自表層至深度 100 μm 為止的區域中的固溶 B 設為 10 ppm 以上，因此，重要的是抑制製造步驟中的加熱或退火步驟的環境的影響。另外，於專利文獻 3 中，作為此種添加有硼的鋼板的製造方法，揭示有如下的方法：於 1200°C 以下對所述成分組成的鋼進行加熱後，以 800°C ~ 940°C 的精軋溫度進行熱軋，繼而以 20°C/s 以上的冷卻速度冷卻至 650°C 以下為止後，以 20°C/s 以下進行冷卻並於 400°C ~ 650°C 下捲繞，酸洗後，於氫氣為 95%以上，且至 400°C 為止的露點為 -20°C 以下、400°C 以上的露點為 -40°C 以下的環境下，以 660°C 以上、 A_{c1} 以下的溫度進行退火。

現有技術文獻

專利文獻

【0006】 專利文獻 1：日本專利第 5048168 號公報

專利文獻 2：WO2013/035848 號公報

專利文獻 3：日本專利第 4782243 號公報

【發明內容】**[發明所欲解決之課題]**

【0007】 於汽車的驅動系零件等中，要求耐磨耗性的零件亦多，而需要高淬火性與淬火後硬度，例如期望獲得 HV 超過 620 的維氏硬度 (Vickers hardness)。另一方面，先前面向對藉由熱鍛造、切削、焊接等多個步驟所製造者進行冷壓來一體成形化而成的汽車零件等，於獲得良好的冷加工性方面，要求比較低的硬度與高伸長率。

【0008】 於專利文獻 1 的技術中，為了確保平均加熱速度為 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的高頻淬火中的淬火硬化能力，將碳化物的平均直徑設為 $0.6\ \mu\text{m}$ 以下，但於 C 含量為 $0.3\% \sim 0.6\%$ 的含有大量的 C 的鋼中，因將碳化物的平均粒徑變細成 $0.6\ \mu\text{m}$ 以下，故碳化物的密度變大，容易高強度化，而擔憂加工性的下降。另外，作為其製造方法，進行如下的 2 階段的冷卻控制，即於熱軋後以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷卻速度冷卻至 $500^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ 為止後，以 $5^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷卻速度進行冷卻，而存在難以進行冷卻控制的管理這一問題。

【0009】 於專利文獻 2 的技術中記載有將冷軋率設為 5% 以上，對熱軋鋼板實施冷軋，而促進其後進行的退火時的晶粒成長及再結晶，並使鋼板軟質化，但因於退火前進行冷軋，故步驟數增加而導致成本變高，因此期望不進行冷軋而軟質化。

【0010】 另外，於專利文獻 3 的技術中亦進行如下的 2 階段的冷卻控制，即於熱軋後，以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的冷卻速度冷卻至 650°C 以

下為止後，以 20°C/s 以下進行冷卻，而存在難以進行冷卻控制的管理這一問題。進而，於專利文獻 3 的技術中，為了提昇淬火性，而添加有 0.5% 以上的 Mn。Mn 雖然提昇淬火性，但因固溶強化而使熱軋鋼板本身的強度上昇，並使硬度變大。

【0011】 另一方面，作為以微量的添加來提昇淬火性的元素，已知有 B，但如於專利文獻 3 中亦記載般，若於將通常用作環境氣體的氮氣作為主體的環境中進行退火，則存在固溶 B 減少而無法獲得由 B 所產生的淬火性提昇效果這一問題。於專利文獻 3 中，針對此種問題，藉由在含有 95% 以上的氫氣的環境、或將該氫氣替換成 Ar 等惰性氣體的環境中進行退火來解決，使用該些氣體的熱處理的成本變高。另外，並不明確僅藉由該技術，是否可利用氮氣環境中的退火來抑制吸氮。

【0012】 為了解決所述問題，本發明的目的在於提供一種高碳熱軋鋼板及其製造方法，所述高碳熱軋鋼板將添加有 B 的鋼作為原材料，即便於氮氣環境中進行退火，亦可穩定地獲得優異的淬火性，且於淬火處理前，具有硬度以 HRB 計為 81 以下、總伸長率為 33% 以上等優異的加工性。

[解決課題之手段]

【0013】 本發明者等人對將 Mn 含量設為 0.50% 以下這一比先前的鋼少的 Mn 量、且添加有 B 的高碳熱軋鋼板的製造條件與加工性、淬火性的關係進行努力研究的結果，獲得了以下的發現。

i) 肥粒鐵 (ferrite) 粒內的雪明碳鐵 (cementite) 密度對於淬

火前的高碳熱軋鋼板的硬度、總伸長率（以下，亦簡稱為伸長率）的影響大。為了獲得具有以 HRB 計為 81 以下的硬度、33%以上的總伸長率（EI）的鋼板，必須將肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度設為 0.13 個/ μm^2 以下。

ii) 熱軋的精軋中的精軋溫度與自精軋後至 700°C 為止的冷卻速度對於肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度的影響大。若精軋溫度過高、或冷卻速度過小，則於熱軋後的鋼板中，無法形成包含具有規定的肥粒鐵分率的肥粒鐵、波來鐵的組織，於球狀化退火後難以減小雪明碳鐵密度。

iii) 藉由將 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 的至少 1 種添加至鋼中，即便當於氮氣環境中實施退火時，亦防止滲氮，抑制固溶 B 量的下降而可獲得高淬火性。

【0014】 本發明是基於此種發現而成者，並將以下內容作為主旨。

【0015】 [1] 一種高碳熱軋鋼板，其包括如下的組成：以質量%計含有 C：超過 0.40%且為 0.63%以下、Si：0.10%以下、Mn：0.50%以下、P：0.03%以下、S：0.010%以下、sol.Al：0.10%以下、N：0.0050%以下、B：0.0005%~0.0050%，而且含有合計為 0.002%~0.030%的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質；並且於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例為 70%以上，並具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織，且硬度以 HRB 計為

81 以下，總伸長率為 33%以上。

【0016】 [2] 如所述[1]中所記載的高碳熱軋鋼板，其以質量%計，更含有合計為 0.50%以下的 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上。

【0017】 [3] 如所述[1]或[2]中所記載的高碳熱軋鋼板，其中所述包含肥粒鐵與雪明碳鐵的組織中的所有雪明碳鐵的平均直徑為 0.60 μm 以上、1.00 μm 以下，肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑為 0.40 μm 以上。

【0018】 [4] 一種高碳熱軋鋼板的製造方法，其對具有如下的組成的鋼進行熱粗軋後，以精軋溫度： A_{r3} 變態點以上、870°C 以下進行熱精軋，然後以 25°C/s 以上、150°C/s 以下的平均冷卻速度冷卻至 700°C，以捲繞溫度：500°C 以上、700°C 以下進行捲繞，藉此製成具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵（proeutectoid ferrite）的鋼板，繼而於 A_{c1} 變態點以下對所述鋼板進行退火，所述組成以質量%計含有 C：超過 0.40% 且為 0.63% 以下、Si：0.10% 以下、Mn：0.50% 以下、P：0.03% 以下、S：0.010% 以下、sol.Al：0.10% 以下、N：0.0050% 以下、B：0.0005%~0.0050%，而且含有合計為 0.002%~0.030% 的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質。

【0019】 [5] 如所述[4]中所記載的高碳熱軋鋼板的製造方法，其中所述鋼以質量%計，更含有合計為 0.50% 以下的 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上。

[發明的效果]

【0020】 藉由本發明，而可製造淬火性及加工性優異的高碳熱軋鋼板。本發明的高碳熱軋鋼板適合於原材料鋼板需要冷加工性的齒輪類、變速器零件、座椅安全帶零件等汽車用零件。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

【0021】 以下，對作為本發明的高碳熱軋鋼板及其製造方法進行詳細說明。再者，只要事先無特別說明，則作為成分的含量的單位的「%」表示「質量%」。

【0022】 1) 組成

C：超過 0.40%、且為 0.63%以下

C 為對於獲得淬火後的強度而言重要的元素。當 C 含量為 0.40%以下時，無法藉由成形為零件後的熱處理來獲得所期望的硬度，具體而言，於水淬火後無法獲得 HV 超過 620 的硬度。因此，必須將 C 含量設為超過 0.40%。另一方面，若 C 含量超過 0.63%，則鋼板硬質化，且冷加工性劣化。因此，將 C 含量設為 0.63%以下。C 含量較佳為 0.53%以下。為了獲得高淬火硬度，較佳為將 C 含量設為 0.42%以上。藉由將 C 含量設為 0.45%以上，而可穩定地獲得 HV 為 620 以上的水淬火硬度，故更佳。

【0023】 Si：0.10%以下

Si 為藉由固溶強化而使強度上昇的元素。因伴隨 Si 含量的增加而硬質化，且冷加工性劣化，故將 Si 含量設為 0.10%以下。Si

含量較佳為 0.05%以下，更佳為 0.03%以下。因 Si 使冷加工性下降，故 Si 含量越少越佳，但若過度地減少 Si，則精煉成本增大，因此 Si 含量較佳為 0.005%以上。

【0024】 Mn：0.50%以下

Mn 為提昇淬火性的元素，另一方面，亦為藉由固溶強化而使強度上昇的元素。若 Mn 含量超過 0.50%，則鋼板過度硬質化且冷加工性下降。另外，由 Mn 的偏析所引起的帶狀組織擴展，組織變得不均一，因此存在硬度或伸長率的不均變大的傾向。因此，將 Mn 含量設為 0.50%以下。Mn 含量較佳為 0.45%以下，更佳為 0.40%以下。再者，下限並無特別指定，但為了抑制石墨的析出，並於淬火處理加熱時使鋼板中的所有 C 固溶來獲得規定的淬火硬度，較佳為將 Mn 含量設為 0.20%以上。

【0025】 P：0.03%以下

P 為藉由固溶強化而使強度上昇的元素。若 P 含量超過 0.03%，則鋼板過度硬質化且冷加工性下降。另外，因降低粒界的強度，故淬火後的韌性劣化。因此，將 P 含量設為 0.03%以下。為了獲得優異的淬火後的韌性，較佳為將 P 含量設為 0.02%以下。因 P 使冷加工性及淬火後的韌性下降，故 P 含量越少越佳，但若過度減少 P，則精煉成本增大，因此 P 含量較佳為 0.005%以上。

【0026】 S：0.010%以下

S 為因形成硫化物而使高碳熱軋鋼板的冷加工性及淬火後的韌性下降，故不得不減少的元素。若 S 含量超過 0.010%，則高碳

熱軋鋼板的冷加工性及淬火後的韌性顯著劣化。因此，將 S 含量設為 0.010%以下。為了獲得優異的冷加工性及淬火後的韌性，S 含量較佳為 0.005%以下。因 S 使冷加工性及淬火後的韌性下降，故 S 含量越少越佳，但若過度減少 S，則精煉成本增大，因此 S 含量較佳為 0.005%以上。

【0027】 sol.Al：0.10%以下

若 sol.Al 含量超過 0.10%，則於淬火處理的加熱時生成 AlN 且沃斯田鐵 (austenite) 粒過度微細化，冷卻時會促進肥粒鐵相的生成，組織變成肥粒鐵與麻田散鐵 (martensite)，淬火後的硬度會下降。因此，將 sol.Al 含量設為 0.10%以下。sol.Al 含量較佳為 0.06%以下。再者，Al 具有脫氧的效果，為了充分地進行脫氧，較佳為將 sol.Al 含量設為 0.005%以上。

【0028】 N：0.0050%以下

若 N 含量超過 0.0050%，則會過度地形成 BN，藉此固溶 B 量下降。另外，因 BN、AlN 的過度的形成，於淬火處理的加熱時沃斯田鐵粒過度微細化，冷卻時會促進肥粒鐵相的生成，因此淬火後的硬度會下降。因此，將 N 含量設為 0.0050%以下。N 含量較佳為 0.0045%以下。再者，下限並無特別規定，但如上所述，N 形成 BN、AlN。若形成適量的 BN、AlN，則該些氮化物於淬火處理的加熱時適度地抑制沃斯田鐵粒的粗大化，並提昇淬火後的韌性，因此 N 含量較佳為 0.0005%以上。

【0029】 B：0.0005%~0.0050%

B 為提高淬火性的重要的元素。基於本發明的熱軋中的精軋後的冷卻速度的條件，當 B 含量未滿 0.0005%時，使肥粒鐵變態延遲的固溶 B 量不足，因此無法獲得充分的淬火性提昇效果。因此，必須將 B 含量設為 0.0005%以上，較佳為設為 0.0010%以上。另一方面，當 B 含量超過 0.0050%時，精軋後的沃斯田鐵的再結晶延遲。其結果，熱軋鋼板的滾軋集合組織擴展，退火後的鋼板的機械特性值的面內異向性變大。藉此，於捲壓成形中容易產生邊緣，另外，真圓度下降，於成形時容易產生不良情況。因此，必須將 B 含量設為 0.0050%以下。就提昇淬火性、且減小異向性的觀點而言，B 含量較佳為 0.0035%以下。因此，將 B 含量設為 0.0005%~0.0050%。B 含量更佳為 0.0010%~0.0035%。

【0030】 於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例為 70%以上

於本發明中，除所述 B 含量的適當化以外，重要的是有助於提昇淬火性的固溶 B 量的控制。當鋼板中所含有的 B 中的處於固溶狀態的 B 為 70%以上，即於鋼板中的所有 B 含量（B 含量）中所佔有的固溶 B 量的比例為 70%以上時，可獲得本發明中所謀求的優異的淬火性。因此，將於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例設為 70%以上。於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例較佳為 75%以上。再者，所謂於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例，是指 $\left\{ \left(\text{固溶 B 量 (質量\%)} \right) / \left(\text{所有 B 含量 (質量\%)} \right) \right\} \times 100 (\%)$ 。

【0031】 合計為 0.002%~0.030%的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上

Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 均為具有抑制自鋼板表面的滲氮的效果的元素，於本發明中，必須含有 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上。另外，當該些元素的含量的合計未滿 0.002% 時，無法看到充分的滲氮抑制效果。因此，含有合計為 0.002% 以上的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上。Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 的含量的合計較佳為 0.005% 以上。另一方面，即便該些元素的合計含量超過 0.030%，滲氮抑制效果亦飽和。另外，該些元素存在偏析至粒界的傾向，因此若該些元素的合計含量超過 0.030%，則有可能引起粒界脆化。因此，於本發明中，含有合計為 0.030% 以下的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上。Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 的含量較佳為合計為 0.020% 以下。

【0032】 如上所述，將 N 含量設為 0.0050% 以下，並且含有合計為 0.002%~0.030% 的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上，藉此即便當於氮氣環境中進行退火時，亦可抑制自鋼板表面的滲氮，並抑制鋼板表層的氮濃度的增加，且使自鋼板表面起於板厚方向上 150 μm 深度的範圍內所含有的平均氮量、與整個鋼板中所含有的平均氮量的差變成 30 質量 ppm 以下。另外，因可如所述般抑制滲氮，故即便當於氮氣環境中進行退火時，於退火後的鋼板中，亦可使於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例變成 70% 以上。

【0033】 若自鋼板表面起於板厚方向上 150 μm 深度的範圍內所含有的平均氮量、與整個鋼板中所含有的平均氮量的差超過 30 質量 ppm 而變大，則形成於鋼板表層部的 BN、AlN 量與形成於鋼板

板厚中心的 BN、AlN 量的差變大。於此情況下，產生於淬火處理後無法獲得均一的硬度等不良情況。因此，必須將自鋼板表面起於板厚方向上 150 μm 深度的範圍內所含有的平均氮量、與整個鋼板中所含有的平均氮量的差抑制成 30 質量 ppm 以下。

【0034】 將所述以外的剩餘部分設為 Fe 及不可避免的雜質，但為了進一步提昇淬火性，亦可含有 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上。於獲得此種效果方面，較佳為含有 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上，且將其含量的合計設為 0.01% 以上。另一方面，因該些元素的價格高，故當含有 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上時，必須將其含量的合計設為 0.50% 以下。該些元素的含量較佳為合計為 0.20% 以下。

【0035】 2) 微組織

於本發明中，為了提昇冷加工性，必須於熱軋後進行使雪明碳鐵球狀化的退火（球狀化退火），而形成包含肥粒鐵與雪明碳鐵的微組織。再者，所謂球狀化，表示相對於所有雪明碳鐵，縱橫比（長徑/短徑） ≤ 3 的雪明碳鐵以體積率計佔 90% 以上的狀態。尤其為了使洛氏硬度（Rockwell hardness）以 HRB 計變成 81 以下，使總伸長率變成 33% 以上，必須將肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度設為 0.13 個/ μm^2 以下。以下，雪明碳鐵密度亦記作雪明碳鐵粒的個數密度。

【0036】 肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度：0.13 個/ μm^2 以下

本發明的鋼板包含肥粒鐵與雪明碳鐵。若肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度高，則多少會成為變形的阻礙因素，且會硬質

化，伸長率會下降。為了使硬度變成規定的值以下，使伸長率變成規定的值以上，必須將肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度設為 0.13 個/ μm^2 以下。肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度較佳為 0.11 個/ μm^2 以下，更佳為 0.10 個/ μm^2 以下。肥粒鐵粒內所存在的雪明碳鐵的直徑以長徑計為 $0.15\ \mu\text{m} \sim 1.8\ \mu\text{m}$ 左右，由於是對鋼板的析出強化略微產生效果的尺寸，因此藉由使肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度下降，而可謀求強度下降。肥粒鐵粒界的雪明碳鐵幾乎無助於分散強化，因此將肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度規定為 0.13 個/ μm^2 以下。再者，即便除所述肥粒鐵與雪明碳鐵以外，不可避免地生成波來鐵等剩餘部分組織，只要剩餘部分組織的合計的體積率為 5% 左右以下，則亦不會損害本發明的效果，因此亦可含有該剩餘部分組織。

【0037】 所有雪明碳鐵的平均直徑： $0.60\ \mu\text{m}$ 以上、 $1.00\ \mu\text{m}$ 以下，及肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑： $0.40\ \mu\text{m}$ 以上

肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑未滿 $0.40\ \mu\text{m}$ 的鋼板因肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度變多，故有時退火後的鋼板的硬度會上昇。為了使硬度變成所期望的值以下，較佳為將肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑設為 $0.40\ \mu\text{m}$ 以上。肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑更佳為 $0.45\ \mu\text{m}$ 以上。

【0038】 與肥粒鐵粒內的雪明碳鐵相比，肥粒鐵粒界的雪明碳鐵容易粗大化，為了使肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑變成 $0.40\ \mu\text{m}$ 以上，必須將所有雪明碳鐵的平均直徑設為 $0.60\ \mu\text{m}$ 以上。所

有雪明碳鐵的平均直徑較佳為 $0.65\ \mu\text{m}$ 以上。另一方面，若所有雪明碳鐵的平均直徑超過 $1.00\ \mu\text{m}$ ，則有時於如高頻淬火處理般的短時間內的加熱時，雪明碳鐵未完全溶解，而無法使硬度變成所期望的值以下，因此較佳為將所有雪明碳鐵的平均直徑設為 $1.00\ \mu\text{m}$ 以下。所有雪明碳鐵的平均直徑更佳為 $0.95\ \mu\text{m}$ 以下。所述雪明碳鐵的平均直徑可利用掃描型電子顯微鏡（Scanning Electron Microscope, SEM）對微組織進行觀察，測定雪明碳鐵粒的長徑與短徑，並測定所有雪明碳鐵的平均直徑及肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑。

【0039】再者，若肥粒鐵的粒徑變得過於粗大，則有時雖然硬度下降，但伸長率的提昇會飽和，因此包含所述肥粒鐵與雪明碳鐵的組織中的肥粒鐵的平均粒徑較佳為設為 $12\ \mu\text{m}$ 以下，更佳為 $9\ \mu\text{m}$ 以下。另一方面，若肥粒鐵的平均粒徑未滿 $6\ \mu\text{m}$ ，則有時鋼板會硬質化，因此肥粒鐵的平均粒徑較佳為 $6\ \mu\text{m}$ 以上。所述肥粒鐵的粒徑可利用 SEM 對微組織進行觀察，並進行測定。

【0040】 3) 機械特性

於本發明中，因藉由冷壓來使齒輪類、變速器零件、座椅安全帶零件等汽車用零件成形，故需要優異的加工性。另外，必須藉由淬火處理來增大硬度，而對零件賦予耐磨耗性。因此，除提昇淬火性以外，必須使鋼板的硬度變小來設為 HRB 為 81 以下，使伸長率變大來將總伸長率（EI）設為 33% 以上。就加工性的觀點而言，鋼板的硬度越低越理想，亦存在部分地進行淬火的零件，

有時原板的強度會影響疲勞特性。再者，所述 HRB 可使用洛氏硬度計（B 級）進行測定。另外，可使用在相對於滾軋方向為 0° 的方向（L 方向）上切出的 JIS5 號拉伸試驗片，藉由島津製作所 AG10TB AG/XR 的拉伸試驗機，以 10 mm/min 進行拉伸試驗，並使斷裂的樣品對接來測定總伸長率。

【0041】 4) 製造條件

本發明的高碳熱軋鋼板藉由如下方式來製造：將所述組成的鋼作為原材料，藉由在熱粗軋後以精軋溫度： Ar_3 變態點以上、 870°C 以下實施精軋的熱軋來變成所期望的板厚，精軋後，以 $25^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、 $150^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下的平均冷卻速度冷卻至 700°C 為止，並以捲繞溫度： 500°C 以上、 700°C 以下進行捲繞，而製成具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵的鋼板，繼而於 Ac_1 變態點以下實施球狀化退火。再者，精軋中的軋縮率較佳為設為 85% 以上。

【0042】 以下，對本發明的高碳熱軋鋼板的製造方法中的限定理由進行說明。

【0043】 精軋溫度： Ar_3 變態點以上、 870°C 以下

為了於退火後使肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度變成 0.13 個/ μm^2 以下，必須對具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵的微組織的熱軋鋼板實施球狀化退火。於熱粗軋後實施精軋的熱軋中，若精軋溫度超過 870°C 而變高，則初析肥粒鐵的比例變小，於球狀化退火後無法獲得規定的雪明碳鐵粒的個數密度。另外，退火後的雪明碳鐵粒徑或肥粒鐵粒徑亦容易粗大化。

因此，將精軋溫度設為 870°C 以下。為了充分地增大初析肥粒鐵的比例，較佳為將精軋溫度設為 850°C 以下。另一方面，若精軋溫度未滿 A_{r3} 變態點，則於熱軋後及退火後形成粗大的肥粒鐵粒，伸長率顯著下降。因此，將精軋溫度設為 A_{r3} 變態點以上。精軋溫度較佳為 820°C 以上。再者，將精軋溫度設為鋼板的表面溫度。

【0044】 自精軋溫度至 700°C 為止的平均冷卻速度：25°C/s 以上、150°C/s 以下

為了於退火後使肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度變成 0.13 個/ μm^2 以下，必須對具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵的微組織的熱軋鋼板實施球狀化退火。自熱軋中的精軋後至 700°C 為止的溫度範圍相當於存在肥粒鐵及波來鐵變態開始溫度的溫度範圍，因此為了使熱軋後的鋼板中的初析肥粒鐵的分率以體積率計變成 5% 以上，自精軋溫度至 700°C 為止的冷卻速度成為重要的因素。若自精軋溫度至 700°C 為止的溫度範圍的平均冷卻速度未滿 25°C/s，則肥粒鐵變態難以於短時間內進行，肥粒鐵分率過度變高，因此無法獲得以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵。另外，因生成粗大的波來鐵，故於球狀化退火後難以獲得所期望的鋼板組織。因此，將自精軋後至 700°C 為止的溫度範圍的平均冷卻速度設為 25°C/s 以上。另外，為了獲得 0.11 個/ μm^2 以下的退火後的肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度，較佳為將初析肥粒鐵的分率以體積率計設為 10% 以上，於此情況下，較佳為將該平均冷卻速度設為 30°C/s 以上。該平均冷卻速度更佳為 40°C/s 以

上。另一方面，若該平均冷卻速度超過 $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，則難以獲得初析肥粒鐵，因此將自精軋後至 700°C 為止的平均冷卻速度設為 $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。該平均冷卻速度較佳為 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。該平均冷卻速度更佳為 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。再者，將溫度設為鋼板的表面溫度。

【0045】 捲繞溫度： 500°C 以上、 700°C 以下

於對精軋後的鋼板實施所述冷卻後，以 500°C 以上、 700°C 以下的捲繞溫度捲繞成線圈形狀。若捲繞溫度超過 700°C ，則不僅熱軋鋼板的組織粗大化而且於退火後無法獲得所期望的鋼板組織，而且鋼板的強度變得過低，於捲繞成線圈形狀時，有時因線圈的自重而變形，因此於操作方面不佳。因此，將捲繞溫度設為 700°C 以下。捲繞溫度較佳為 650°C 以下。另一方面，若捲繞溫度未滿 500°C ，則鋼板組織變得微細且鋼板硬質化，伸長率變小而導致加工性下降。因此，將捲繞溫度設為 500°C 以上。捲繞溫度較佳為 550°C 以上。再者，將捲繞溫度設為鋼板的表面溫度。

【0046】 熱軋後的鋼板的微組織：具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵的組織

於本發明中，在後述的球狀化退火後，獲得具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織的鋼板。於球狀化退火後的微組織中，熱軋後的鋼板的微組織的影響大。藉由將熱軋後的鋼板的微組織設為具有波來鐵以及以體積率計為 5% 以上的初析肥粒鐵的組織，可於球狀化退火後變成所期望的組織，而成為加工性高的鋼。另外，若

為不具有波來鐵、或初析肥粒鐵的分率以體積率計未滿 5%的鋼板，則於 Ac_1 變態點以下的球狀化退火後，無法獲得規定的雪明碳鐵粒的個數密度，鋼板強度變高。因此，將於所述條件下進行熱軋、冷卻及捲繞所獲得的鋼板（熱軋鋼板）的微組織設為具有波來鐵以及以體積率計為 5%以上的初析肥粒鐵的組織。較佳為設為包含波來鐵與以體積率計為 10%以上的初析肥粒鐵的組織。再者，為了於退火後獲得更均一的組織，初析肥粒鐵的分率較佳為以體積率計為 50%以下。

【0047】 退火溫度： Ac_1 變態點以下

對以所述方式獲得的熱軋鋼板實施退火（球狀化退火）。若退火溫度超過 Ac_1 變態點，則沃斯田鐵析出，於退火後的冷卻過程中形成粗大的波來鐵組織，而成為不均一的組織。因此，將退火溫度設為 Ac_1 變態點以下。再者，下限並無特別規定，但於使肥粒鐵粒內的雪明碳鐵粒的個數密度變成所期望的值方面，退火溫度較佳為 600°C 以上，更佳為 700°C 以上。再者，環境氣體亦可使用氮氣、氫氣、氮氣與氫氣的混合氣體的任一種，較佳為使用這些氣體，但亦可使用 Ar，並無特別限定。另外，退火時間較佳為設為 0.5 小時～40 小時。藉由將退火時間設為 0.5 小時以上，而可穩定地獲得作為目標的組織，且可使鋼板的硬度變成規定的值以下，使伸長率變成規定的值以上，因此退火時間較佳為設為 0.5 小時以上。更佳為 8 小時以上。另外，若退火時間超過 40 小時，則生產性下降，製造成本容易變得過大，因此退火時間較佳為設

為 40 小時以下。再者，將退火溫度設為鋼板的表面溫度。另外，將退火時間設為維持規定的溫度的時間。

【0048】 再者，為了熔製本發明的高碳鋼，轉爐、電爐均可使用。另外，以所述方式熔製的高碳鋼藉由造塊-分塊滾軋或連續鑄造而變成鋼坯。鋼坯通常於經加熱後，受到熱軋。再者，於為藉由連續鑄造所製造的鋼坯的情況下，亦可應用直軋，該直軋直接進行滾軋，或者為了抑制溫度降低而保溫後進行滾軋。另外，於對鋼坯進行加熱來進行熱軋的情況下，為了避免由鏽引起的表面狀態的劣化，較佳為將鋼坯加熱溫度設為 1280°C 以下。於熱軋中，為了以規定的溫度進行精軋，亦可在熱軋中藉由薄板坯加熱器(Sheet Bar heater) 等加熱機構來進行被滾軋材料的加熱。

實施例 1

【0049】 自表 1 所示的鋼編號 A 熔製具有 J 的化學成分組成的鋼，繼而於表 2 所示的熱軋條件下進行精軋後，進行冷卻、捲繞，而製成熟軋鋼板。再者，表 2 所示的冷卻速度為自精軋後至 700°C 為止的平均冷卻速度。繼而，進行酸洗，然後以表 2 所示的退火條件，於氮氣環境(環境氣體：氮氣)中實施退火(球狀化退火)，而製造板厚為 4.0 mm、板寬為 1000 mm 的熱軋鋼板(熱軋退火板)。針對以所述方式製造的熱軋退火板，調查硬度、伸長率、微組織。另外，亦對退火前的熱軋鋼板的微組織進行調查。將結果示於表 2 中。再者，表 1 所示的 A_{r3} 變態點及 A_{c1} 變態點為藉由全自動相變儀(formastor) 所求出者。

【0050】 熱軋退火板的硬度 (HRB)

自退火後的鋼板的板寬中央部提取試樣，使用洛氏硬度計 (B 級) 測定 5 處，並求出平均值。

【0051】 熱軋退火板的總伸長率 (EI)

使用在相對於滾軋方向為 0° 的方向 (L 方向) 上自退火後的鋼板切出的 JIS5 號拉伸試驗片，藉由島津製作所 AG10TB AG/XR 的拉伸試驗機，以 10 mm/min 進行拉伸試驗，並使斷裂的樣品對接來求出伸長率 (總伸長率)。

【0052】 微組織

退火前的熱軋鋼板的微組織 (熱軋板的微組織) 是藉由 SEM 來進行觀察，並求出該組織的種類及初析肥粒鐵的分率。關於初析肥粒鐵的分率，藉由分成肥粒鐵區域與肥粒鐵區域以外的部位，並求出肥粒鐵區域的比例而求出面積率，將該值設為初析肥粒鐵的體積率。再者，藉由所述 SEM 觀察而確認於表 2 所示的退火前的熱軋鋼板中存在波來鐵。

【0053】 關於退火後的鋼板的微組織 (熱軋退火板的微組織)，對自板寬中央部所提取的試樣進行切斷研磨後，實施硝酸浸蝕液 (nital) 腐蝕，使用利用掃描型電子顯微鏡，於板厚的 1/4 位置的 5 個部位以 3000 倍的倍率所拍攝的組織照片，觀察該組織的種類，並且測定於粒界上不存在、且長徑為 $0.15 \mu\text{m}$ 以上的雪明碳鐵的個數，並使該個數除以照片的視野的面積，而求出肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度 (雪明碳鐵粒的個數密度)。雪明碳鐵直徑是使用

所述組織照片測定各雪明碳鐵粒的長徑與短徑，並求出所有雪明碳鐵及粒內的雪明碳鐵的平均直徑。肥粒鐵的粒徑是使用所述組織照片求出結晶粒度，並算出平均結晶粒徑。

【0054】 另外，針對退火後的鋼板（熱軋退火板），以如下方式求出表層 150 μm 的平均 N 量與鋼板中平均 N 量的差、於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例。將結果示於表 2 中。

【0055】 表層 150 μm 的平均 N 量與鋼板中平均 N 量的差

使用自退火後的鋼板的板寬中央部所提取的試樣，測定表層 150 μm 的平均 N 量及鋼板中平均 N 量，並求出表層 150 μm 的平均 N 量與鋼板中的平均 N 量的差。再者，此處所謂表層 150 μm 的平均 N 量，是指自鋼板表面起於板厚方向上至 150 μm 深度為止的範圍內所含有的 N 量。另外，以如下方式求出表層 150 μm 的平均 N 量。即，自所提取的鋼板的表面開始切削，自表面至 150 μm 的深度為止對鋼板進行切削，並提取此時所產生的切削片作為樣品。測定該樣品中的 N 量並將其設為表層 150 μm 的 N 量。表層 150 μm 的平均 N 量與鋼板中平均 N 量是藉由惰性氣體熔解-導熱度法來測定而求出。若以所述方式求出的表層 150 μm 的平均 N 量（表面～自表面起 150 μm 深度的範圍的 N 量）與鋼板中的平均 N 量（鋼中的 N 含量）的差為 30 質量 ppm 以下，則可評價為能夠抑制滲氮。

【0056】 於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例

自退火後的鋼板的板寬中央部提取試樣。利用 10 體積%Br 甲

醇對鋼中的 BN 進行萃取，自鋼中的所有 B 含量減去作為 BN 所析出的 B 含量，而求出固溶 B 量。藉由 $\{(\text{固溶 B 量 (質量\%)}) / (\text{所有 B 含量 (質量\%)})\} \times 100 (\%)$ 來求出固溶 B 量於鋼中所含有的所有 B 含量 (B 含量) 中所佔有的比例。若該比例為 70 (%) 以上，則可評價為能夠抑制固溶 B 量的下降。

【0057】 淬火後的鋼板硬度 (淬火硬度)

另外，將退火後的鋼板作為原板，以如下方式實施 3 種淬火處理，調查淬火後的鋼板硬度 (淬火硬度)，並評價淬火性。將結果示於表 2 中。

【0058】 自退火後的鋼板 (原板) 的板寬中央部提取平板試驗片 (寬度 15 mm×長度 40 mm×板厚 4 mm)，使用所述平板試驗片，藉由在 870°C 下保持 30 s 後立即進行水冷的的方法 (水冷)、在 870°C 下保持 30 s 後立即利用 120°C 的油進行冷卻的方法 (120°C 油冷) 來實施淬火處理。淬火特性是針對淬火處理後的試驗片的切斷面，利用維氏硬度試驗機於負荷為 1 kgf 的條件下測定 5 處硬度並求出平均硬度，將其設為淬火硬度。

進而，自退火後的鋼板 (原板) 的板寬中央部提取圓盤試驗片 (55 mm ϕ ×板厚 4 mm)，亦藉由高頻淬火 (以 200°C/s 的加熱速度進行加熱，到達 1000°C 後進行水冷) 來實施淬火處理。此時，針對試驗片最外周部的試驗片的切斷面，利用維氏硬度試驗機於負荷為 0.2 kgf 的條件下測定 2 處硬度並求出平均硬度，將其設為淬火硬度。

將於 870°C 下保持 30 s 後進行了水冷及 120°C 油冷的淬火硬度同時滿足表 3 的條件下的水冷後硬度、120°C 油冷後硬度，且進行了高頻淬火的淬火硬度滿足表 3 的高頻淬火硬度的情況判定為合格 (○)，並評價為淬火性優異。另外，將於 870°C 下保持 30 s 後進行了水冷及於 120°C 下進行了油冷的硬度、以及高頻淬火水冷後的硬度的任一者不滿足表 3 所示的條件的情況設為不合格 (×)，並評價為淬火性欠佳。再者，表 3 表示於經驗上可評價為淬火性充分的對應於 C 含量的淬火硬度。

【0059】 根據表 2，可知於本發明例的熱軋鋼板中，因具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織，且硬度以 HRB 計為 81 以下，總伸長率為 33% 以上，故冷加工性優異，並且淬火性亦優異。

【0060】 [表 1]

鋼編號	化學成分 (質量%)										Ac ₁ 變態點 (°C)	Ar ₃ 變態點 (°C)	備註
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	B	Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se	其他			
A	0.42	0.01	0.39	0.01	0.003	0.038	0.0035	0.0028	Sb : 0.009	-	719	788	本發明內
B	0.45	0.01	0.34	0.01	0.003	0.033	0.0038	0.0019	Sb+Sn : 0.015	-	720	783	本發明內
C	0.48	0.01	0.35	0.01	0.003	0.035	0.0039	0.0030	Sb : 0.010	-	720	779	本發明內
D	0.45	0.01	0.39	0.01	0.003	0.033	0.0036	0.0035	Sb : 0.010	Cr : 0.21	719	781	本發明內
E	0.50	0.02	0.33	0.01	0.004	0.040	0.0033	0.0022	Sb+Ge+Te+Se : 0.010	Mo : 0.02	720	779	本發明內
F	0.53	0.02	0.30	0.01	0.002	0.048	0.0032	0.0017	Sb+Bi : 0.015	Ni : 0.05	720	779	本發明內
G	0.48	0.01	0.40	0.01	0.003	0.037	0.0035	0.0022	Sb : 0.009	-	719	778	本發明內
H	0.48	0.01	0.35	0.01	0.003	0.040	0.0038	0.0030	Sb+Sn+Bi+Ge+Te+Se : 0.001	-	720	781	比較例
I	0.62	0.04	0.45	0.01	0.003	0.035	0.0040	0.0029	Sb+Sn : 0.009	Cr : 0.21	720	759	本發明內
J	0.58	0.03	0.40	0.01	0.003	0.038	0.0037	0.0031	Sb : 0.010	Cr : 0.18	720	765	本發明內

修正日期：104年6月1日

為第 104109999 號中文說明書無割線修正本

【0061】 [表 2]

試 樣 編 號	鋼 編 號	熱軋條件			熱軋鋼板的微組織	球化退火條件		熱軋退火板的微組織				熱軋退火板的特性		表面 150 μm 與鋼板中平均 N 濃度的差 (質量 ppm)	固溶 B 量 (質量%)	(固溶 B 量) / (所有 B 含量) × 100 (%)	淬火後的磷板的硬度 (HV) *			冷加工性評價	淬 火 性 評 價 *	備 註	
		精軋溫度 (°C)	冷卻速度 (°C/s)	捲繞溫度 (°C)		初軋和粒鐵相變率 (%)	退火溫度 (°C)	退火時間 (h)	種類	肥粒鐵粒內雪明鐵密度 (個/μm ²)	雪明鐵平均直徑 (μm)	肥粒鐵內雪明鐵平均直徑 (μm)	肥粒鐵平均粒徑 (μm)				硬度 (HRB)	伸長率 (%)	水 冷				120°C 油冷
1	A	820	80	620	30	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.10	0.70	0.55	9	74	37	20	0.0025	89	641	570	635	○	○	本發 明例
2	A	830	40	610	25	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.11	0.80	0.53	9	75	37	20	0.0024	86	643	572	638	○	○	本發 明例
3	B	840	60	590	17	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.10	0.70	0.55	8	78	40	20	0.0017	89	690	610	685	○	○	本發 明例
4	B	830	100	620	24	710	25	肥粒鐵+雪明鐵	0.11	0.61	0.45	9	77	40	20	0.0016	84	680	615	675	○	○	本發 明例
5	B	900	50	580	3	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.20	0.48	0.35	13	82	32	20	0.0016	84	685	612	680	×	○	比較 例
6	B	820	125	630	9	710	25	肥粒鐵+雪明鐵	0.12	0.62	0.46	10	81	33	20	0.0016	84	683	610	680	○	○	本發 明例
7	C	820	75	600	22	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.08	0.78	0.60	9	77	37	20	0.0026	87	690	640	683	○	○	本發 明例
8	C	840	32	590	14	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.11	0.83	0.65	9	78	35	20	0.0027	90	691	642	685	○	○	本發 明例
9	C	850	29	620	9	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.12	0.75	0.58	10	78	36	20	0.0026	87	685	637	681	○	○	本發 明例
10	C	840	10	610	4	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.15	0.50	0.37	13	84	32	20	0.0025	83	690	641	685	×	○	比較 例
11	C	840	160	600	3	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.15	0.45	0.30	8	86	31	20	0.0027	90	692	639	682	×	○	比較 例
12	D	840	70	620	26	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.10	0.65	0.47	9	78	33	20	0.0033	94	683	615	680	○	○	本發 明例
13	E	830	80	650	20	715	30	肥粒鐵+雪明鐵	0.11	0.76	0.61	12	81	33	20	0.0016	73	713	673	710	○	○	本發 明例

14	F	820	80	630	18	715	30	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.11	0.78	0.58	11	81	33	20	0.0014	82	750	680	745	○	○	本發 明例
15	G	820	80	610	29	715	30	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.07	0.85	0.62	9	77	35	20	0.0020	91	760	700	750	○	○	本發 明例
16	H	840	50	610	20	715	30	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.07	0.86	0.70	10	78	35	180	0.0004	13	605	410	595	○	×	比較 例
17	I	820	70	590	16	715	30	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.11	0.78	0.59	8	81	33	20	0.0024	83	750	680	745	○	○	本發 明例
18	J	820	50	600	18	715	30	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.07	0.79	0.60	7	80	34	20	0.0028	90	760	700	750	○	○	本發 明例
19	J	820	50	750	15	720	50	肥粒鐵+雪 明膠鐵	0.02	1.50	0.80	13	63	42	20	0.0019	61	745	675	650	○	×	比較 例

*) 碎火的條件及碎火性的標準參照表 3

【0062】 [表 3]

C 含量 (質量%)	870°C-30 s 保持後 水冷材料的 硬度 (HV)	870°C-30 s 保持後 120°C油冷材料的 硬度 (HV)	高頻淬火 水冷後的 硬度 (HV)
超過 0.40、未滿 0.42	> 620	> 550	> 615
0.42 以上、未滿 0.45	≥ 630	≥ 560	≥ 625
0.45 以上、未滿 0.48	≥ 650	≥ 580	≥ 645
0.48 以上、未滿 0.51	≥ 670	≥ 600	≥ 665
0.51 以上、未滿 0.53	≥ 700	≥ 630	≥ 695
0.53 以上、0.63 以下	≥ 740	≥ 670	≥ 735

【符號說明】

【0063】

無

申請專利範圍

1. 一種高碳熱軋鋼板，其包括如下的組成：以質量%計含有 C：超過 0.40%且為 0.63%以下、Si：0.10%以下、Mn：0.50%以下、P：0.03%以下、S：0.010%以下、sol.Al：0.10%以下、N：0.0050%以下、B：0.0005%~0.0050%，而且含有合計為 0.002%~0.030% 的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質；並且於 B 含量中所佔有的固溶 B 量的比例為 70% 以上，並具有包含肥粒鐵與雪明碳鐵、所述肥粒鐵粒內的雪明碳鐵密度為 0.13 個/ μm^2 以下的微組織，且硬度以 HRB 計為 81 以下，總伸長率為 33%以上。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述的高碳熱軋鋼板，其以質量%計，更含有合計為 0.50%以下的 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上。

3. 如申請專利範圍第 1 項或第 2 項所述的高碳熱軋鋼板，其中所述包含肥粒鐵與雪明碳鐵的組織中的所有雪明碳鐵的平均直徑為 0.60 μm 以上、1.00 μm 以下，肥粒鐵粒內的雪明碳鐵的平均直徑為 0.40 μm 以上。

4. 一種高碳熱軋鋼板的製造方法，其對具有如下的組成的鋼進行熱粗軋後，以精軋溫度：Ar₃ 變態點以上、870°C 以下進行熱精軋，然後以 25°C/s 以上、150°C/s 以下的平均冷卻速度冷卻至 700°C，以捲繞溫度：590°C 以上、700°C 以下進行捲繞，藉此製成具有波來鐵以及以體積率計為 5%以上的初析肥粒鐵的鋼板，繼而於 Ac₁ 變態點以下對所述鋼板進行退火，所述組成以質量%計含有

105-5-5

C：超過 0.40%且為 0.63%以下、Si：0.10%以下、Mn：0.50%以下、P：0.03%以下、S：0.010%以下、sol.Al：0.10%以下、N：0.0050%以下、B：0.0005%~0.0050%，而且含有合計為 0.002%~0.030%的 Sb、Sn、Bi、Ge、Te、Se 中的 1 種以上，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質。

5. 如申請專利範圍第 4 項所述的高碳熱軋鋼板的製造方法，其中所述鋼以質量%計，更含有合計為 0.50%以下的 Ni、Cr、Mo 中的 1 種以上。