



(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 201410880 A

(43)公開日：中華民國 103 (2014) 年 03 月 16 日

(21)申請案號：102122541

(22)申請日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 25 日

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

C22C38/04 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C21D9/46 (2006.01)

(30)優先權：2012/06/26 日本

2012-142692

(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：小林由起子 KOBAYASHI, YUKIKO (JP)；櫻田榮作 SAKURADA, EISAKU (JP)；林邦夫 HAYASHI, KUNIO (JP)

(74)代理人：憚軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：4 項 圖式數：3 共 31 頁

(54)名稱

高強度熱軋鋼板及其製造方法

(57)摘要

一種高強度熱軋鋼板，其係以質量%計含有 C：0.050~0.200%、Si：0.01~1.5%、Mn：1.0~3.0%、B：0.0002~0.0030%、Ti：0.03~0.20%，並限制為 P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.5%以下、N：0.009%以下，以及含有 Nb：0.01~0.20%、V：0.01~0.20%、Mo：0.01~0.20% 之中 1 種或 2 種以上之元素，且剩餘部分由 Fe 及不可避免的雜質所構成；結晶方位角 5° 以上且小於 15° 的界面之低角度結晶晶界的長度與結晶方位角 15° 以上的界面之高角度結晶晶界的長度之比例為 1：1~1：4，而且在前述高角度結晶晶界之 C 的偏析量與 B 的偏析量合計為 4~20atoms/nm²，拉伸強度為 850MPa 以上，擴孔率為 25% 以上。



(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 201410880 A

(43)公開日：中華民國 103 (2014) 年 03 月 16 日

(21)申請案號：102122541

(22)申請日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 25 日

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

C22C38/04 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C21D9/46 (2006.01)

(30)優先權：2012/06/26 日本

2012-142692

(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：小林由起子 KOBAYASHI, YUKIKO (JP)；櫻田榮作 SAKURADA, EISAKU (JP)；林邦夫 HAYASHI, KUNIO (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：4 項 圖式數：3 共 31 頁

(54)名稱

高強度熱軋鋼板及其製造方法

(57)摘要

一種高強度熱軋鋼板，其係以質量%計含有 C：0.050~0.200%、Si：0.01~1.5%、Mn：1.0~3.0%、B：0.0002~0.0030%、Ti：0.03~0.20%，並限制為 P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.5%以下、N：0.009%以下，以及含有 Nb：0.01~0.20%、V：0.01~0.20%、Mo：0.01~0.20% 之中 1 種或 2 種以上之元素，且剩餘部分由 Fe 及不可避免的雜質所構成；結晶方位角 5° 以上且小於 15° 的界面之低角度結晶晶界的長度與結晶方位角 15° 以上的界面之高角度結晶晶界的長度之比例為 1：1~1：4，而且在前述高角度結晶晶界之 C 的偏析量與 B 的偏析量合計為 4~20atoms/nm²，拉伸強度為 850MPa 以上，擴孔率為 25% 以上。

發明摘要

※ 申請案號：102122541

C22C 38/14 (2006.01)

※ 申請日：102.6.25

※IPC 分類：

38/04 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

C21D 8/02 (2006.01)

9/46 (2006.01)

高強度熱軋鋼板及其製造方法

【中文】

一種高強度熱軋鋼板，其係以質量%計含有C：0.050~0.200%、Si：0.01~1.5%、Mn：1.0~3.0%、B：0.0002~0.0030%、Ti：0.03~0.20%，並限制為P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.5%以下、N：0.009%以下，以及含有Nb：0.01~0.20%、V：0.01~0.20%、Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上之元素，且剩餘部分由Fe及不可避免的雜質所構成；結晶方位角 5° 以上且小於 15° 的界面之低角度結晶晶界的長度與結晶方位角 15° 以上的界面之高角度結晶晶界的長度之比例為1：1~1：4，而且在前述高角度結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量合計為 $4\sim 20\text{atoms/nm}^2$ ，拉伸強度為850MPa以上，擴孔率為25%以上。

【英文】

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ ）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)

高強度熱軋鋼板及其製造方法

【技術領域】

發明領域

[0001]本發明係有關於一種適合被施行凸出成形加工(burring process)、延伸凸緣加工(stresch flange)之例如汽車等高強度結構用零件之在鋼板進行沖切時端面不容易產生損傷之熱軋鋼板及其製造方法。本申請係基於2012年6月26日在日本提出申請之特願2012-142692號主張優先權，並將其內容引用於此。

【先前技術】

發明背景

[0002]最近的汽車用構件因省能源化的觀點而重視輕量化，此外，亦有重視安全性和耐久性之傾向，且高強度化較過去更急速進展。汽車外金屬板即為此種傾向的一個例子，不僅於此，高強度鋼板亦被應用在結構用構件。

[0003]應用在該結構用構件之鋼板，除了壓製成形性以外，亦被要求擴孔性等加工性。因此，不斷加速開發凸出成形加工、延伸凸緣加工等加工性優異之高強度熱軋鋼板(例如，參照專利文獻1、2)。

但是，伴隨著熱軋鋼板的高強度化，出現了鋼板經沖切加工而形成的孔穴端面產生剝落和捲起狀缺陷的問題。

該等缺陷不僅是顯著地損害製品端面的圖案設計性，更有成爲應力集中部以至於影響疲勞強度等之危險性。

[0004] 針對如以上的問題，有提案揭示一種限制硬質第2相及雪明碳鐵(cementite)的面積率，來抑制沖切端面的損傷之熱軋鋼板(例如，參照專利文獻3、4)。但是，即便抑制硬質第2相及雪明碳鐵之生成，但在將沖切加工的間隙設定爲對端面的損傷性最嚴格的條件時，仍有在孔穴端面產生缺陷之情形。

[0005] 針對此種情形，爲了抑制加工時在結晶晶界的破壞，已開發一種高強度熱軋鋼板，其係藉由添加B、或限制P的添加量，來抑制沖切端面產生損傷(參照專利文獻5、6)。而且，更開發一種高強度熱軋鋼板，係藉由控制在肥粒鐵(ferrite)的高角度結晶晶界之C、且C及B的偏析量，即便在非常嚴格的條件下進行沖切加工時，亦能夠防止沖切端面產生損傷(專利文獻7、8參照)。但是，專利文獻5~8的鋼板係由以肥粒鐵相作爲主體之組織所構成，難以達成850MPa以上的高強度。

先前技術文獻

專利文獻

[0006] 專利文獻1：日本特開平10-36917號公報

專利文獻2：日本特開2001-172745號公報

專利文獻3：日本特開2004-315857號公報

專利文獻4：日本特開2005-298924號公報

專利文獻5：日本特開2004-315857號公報

專利文獻6：日本特開2005-298924號公報

專利文獻7：日本特開2008-261029號公報

專利文獻8：日本特開2008-266726號公報

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

[0007]本發明係爲了解決上述的問題點而進行，其目的在於提供一種沖切加工性優異之高強度熱軋鋼板，其兼具優異的延伸凸緣性及延展性，特別是具有拉伸強度爲850MPa以上的高強度，即便以非常嚴格的條件進行沖切加工時，亦能夠防止端面的損傷。

用以解決課題之手段

[0008]本發明人等對沖切加工的間隙設定最嚴格的條件，並就沖切端面產生損傷頻率與在結晶晶界的偏析元素種類及偏析量之關聯進行研討。其結果發現，藉由主要利用變韌鐵(bainite)組織，且將鋼板的晶界角爲 15° 以上之高角度結晶晶界與晶界角爲 5° 以上且小於 15° 之低角度結晶晶界的比例設爲適當範圍，使適當量的C及B在高角度結晶晶界偏析，能夠減少沖切端面的損傷。

本發明係基於此種知識而進行，其要點如下。

[0009] (1)一種高強度熱軋鋼板，其係以質量%計含有

C：0.050~0.200%、

Si：0.01~1.5%、

Mn：1.0~3.0%、

B：0.0002~0.0030%、

Ti：0.03~0.20%，並

限制為P：0.05%以下、

S：0.005%以下、

Al：0.5%以下、

N：0.009%以下，以及

含有Nb：0.01~0.20%、

V：0.01~0.20%、

Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上之元素，且剩餘部分由Fe及不可避免的雜質所構成；

結晶方位角 5° 以上且小於 15° 的界面之低角度結晶晶界的長度與結晶方位角 15° 以上的界面之高角度結晶晶界的長度之比例為1：1~1：4，而且在前述高角度結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量合計為 $4\sim 20\text{atoms/nm}^2$ ，拉伸強度為850MPa以上，擴孔率為25%以上。

(2)如(1)之高強度熱軋鋼板，其係以質量%計限制為

P：0.02%以下，且

在前述高角度結晶晶界之P的偏析量為 1atoms/nm^2 以下。

[0010] (3)一種高強度熱軋鋼板之製造方法，係將鋼片加熱至 1200°C 以上，於 910°C 以上的溫度下完成精加工軋軋，在前述精加工軋軋結束後，進行0.5~7秒的空氣冷卻且以 40°C/s 以上的冷卻速度一次冷卻至 $550\sim 450^\circ\text{C}$ 為止，並於前述一次冷卻的停止溫度以下且 450°C 以上的溫度下保持或空氣

冷卻7.5~30秒鐘，接著以15°C/s以上的冷卻速度進行二次冷卻直到200°C以下並進行捲取；前述鋼片係以質量%計含有

C：0.050~0.200%、

Si：0.01~1.5%、

Mn：1.0~3.0%、

B：0.0002~0.0030%、

Ti：0.03~0.20%，並

限制為P：0.05%以下、

S：0.005%以下、

Al：0.5%以下、

N：0.009%以下，以及

含有Nb：0.01~0.20%、

V：0.01~0.20%、

Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上之元素，且剩餘部分由Fe及不可避免的雜質所構成。

(4)如(3)之高強度熱軋鋼板之製造方法，其中前述鋼片係以質量%計限制為P：0.02%以下。

發明效果

[0011]依照本發明，能夠提供一種沖切加工性優異的熱軋高強度鋼板，其延伸凸緣性與延展性的平衡良好，特別是具有拉伸強度為至少850MPa之高強度，且不管沖切加工間隙的條件如何，均能夠抑制端面產生損傷。本發明在產業上的貢獻極為顯著。

【圖式簡單說明】

[0012]圖1係顯示使用三維原子微探(atom probe)測定法而得到之結晶晶界位置的三維原子分布影像(a)及梯形圖解析(b)的一個例子。

圖2係顯示C偏析量、及相對於低角度結晶晶界之高角度結晶晶界的長度之比例與沖切端面損傷產生率之關聯。

圖3係顯示P偏析量與沖切端面損傷產生率之關聯。

【實施方式】

用以實施發明之形態

[0013]本發明者等係使用延展性及擴孔性優越之拉伸強度為850MPa以上的高強度熱軋鋼板，以各種間隙進行沖切加工且針對其端面性狀定量性地進行調查。

[0014]具體而言，係使用在日本鋼鐵聯盟規格JFS T 1001-1996所記載之擴孔試驗方法，使間隙變化而沖切10mm直徑的孔穴，將已沖切成為圓形之端面的全周之中，藉由目視測定能夠認定損傷之範圍的角度且合計，將其值除以360°而求取在沖切端面的全周之損傷產生比例(稱為沖切端面損傷產生比例)。

其結果，得知使間隙增加時，以在通常的擴孔試驗方法被推薦之12.5%左右的間隙，在沖切時，無法確認產生剝落和捲起狀的損傷，而16%的間隙係最嚴格的條件。

因此，以下係使用16%的間隙而進行調查。

[0015]其次，針對組織對鋼板沖切加工性之影響，而且針對沖切端面產生損傷頻率、亦即沖切端面損傷產生比例與在高角度結晶晶界偏析的元素之種類及偏析量、以及低

角度結晶晶界與高角度結晶晶界之比例之互相關聯進行研討。又，在本發明所謂高角度結晶晶界，係定義為互相隣接之結晶粒的結晶方位之角度差為 15° 以上的晶界。又，在本發明所謂低角度結晶晶界，係定義為互相隣接之結晶粒的結晶方位之角度差為 5° 以上且小於 15° 的晶界。

[0016]將以質量%計，含有C：0.050~0.200%、Si：0.01~1.5%、Mn：1.0~3.0%、B：0.0002~0.0030%、Ti：0.03~0.20%，且含有限制為P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.5%以下、N：0.009%以下，以及Nb：0.01~0.20%、V：0.01~0.20%、Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上的元素，剩餘部分係由Fe及不可避免的雜質所構成之鋼片進行熔製且熱軋而以各種熱處理條件製造鋼板。

從該等鋼板，採取JIS Z 2201的5號試片，依據JIS Z 2241而進行評價拉伸特性。又，依照在日本鋼鐵聯盟規格JFS T 1001-1996所記載的試驗方法進行擴孔試驗且進行評價鋼板的延伸凸緣性。又，沖切加工後，在擴孔試驗前進行評價沖切端面損傷產生比例。

[0017]其次，測定各鋼材中5處以上的高角度結晶晶界之B、C、P的偏析量且求取平均值。

在本發明之鋼板，係為了積極地活用變韌鐵，除了高角度結晶晶界以外，亦包含角度小於 15° 的低角度結晶晶界。因為偏析元素的陷阱(trap site)數等之差異，相較於大角晶界，在低角度結晶晶界，係顯示偏析量減少之傾向。但是，因為能夠認定高角度結晶晶界與偏析量之互相關

聯，在此係測定在大角晶界的偏析量。結晶方位的角度係藉由將從試料之透射型電子顯微鏡觀察所得到的菊池圖形進行解析來求取。

在本發明之以變韌鐵作為主體之組織，以剖面觀察時之面積率計，係以含有大於50%的變韌鐵為佳，亦可以含有小於50%的肥粒鐵和第二相。

[0018]為了嚴密地進行比較此種微小區域的偏析元素之分布，偏析元素量的測定方法為使用三維原子微探法且如以下進行來求取Excess量係適合的。亦即，從測定對象之試料的結晶晶界部分，使用切斷及電解研磨法來製造針狀的試料。又，此時，與電解研磨法之同時，亦可以活用聚束離子射束加工法。使用FIM以比較廣闊的視野觀察包含結晶晶界之區域及晶界角，且進行三維原子微探測定。

在三維原子微探測定，係能夠將所累計的數據進行再構築而以在實空間(real space)之實際的原子分布影像之方式求取。晶界位置因原子面不連續，故能視其為晶界面，又，能夠視覺觀察各種元素偏析之情況。

[0019]其次，為了估計各元素的偏析量，係從含有結晶晶界之原子分布影像，對結晶晶界垂直地切取長方體而得到梯形圖。將結晶晶界的觀察例及梯形圖解析的一個例子各自顯示在圖1(a)、(b)。

從梯形圖解析，使用將從偏析、亦即固溶量之追加分量的原子個數以平均單位晶界面積表示之Excess量進行評價各原子的偏析量。該評價係參照高橋等人之「塗裝烘烤

硬化型鋼板的晶界偏析碳量之定量觀察」、新日鐵技報、第381期、2004年10月、第26-30頁。

[0020]又，結晶晶界係原本為面，但是在本發明，係如下述將評價的長度設作指標。

將以得到與鋼板的軋軋方向及板厚度方向平行的剖面之方式所切取的試料進行研磨，而且進行電解研磨。接著使用EBSP-OIMTM(電子背散射繞射圖-方位影像顯微鏡；Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Imaging Microscopy)法且以倍率2000倍、40 μm ×80 μm 區域、測定位移0.1 μm 的測定條件而實施EBSP測定。

[0021]EBSP-OIMTM法係由以下裝置及軟體所構成，即，在掃描型電子顯微鏡(SEM：Scanning Electron Microscope)內，對高傾斜的試料照射電子射線，使用高敏感度相機拍攝後方散射而形成之菊地圖案且進行電腦影像處理，藉以在短時間內測定照射點的結晶方位。

EBSP測定係能夠定量解析整體試料表面的結晶方位，而分析區域係能夠使用SEM觀察之區域。以數小時進行測定，且將欲分析的區域等間隔格柵狀地進行測繪數萬點，能夠得知試料內的結晶方位分布。

從測定結果，在線上出現結晶粒的方位差為15°以上之區域，視其為高角度結晶晶界且求取在軟體上之高角度結晶晶界的長度。同樣地，將結晶粒的方位差為5°以上且小於15°之區域視為低角度結晶晶界且求取軟體上之低角度結晶晶界的長度。

[0022] 合計C及B的偏析量時，高角度結晶晶界的長度對低角度結晶晶界的長度之比例，與鋼材的沖切端面損傷產生比例之關係顯示在圖2。

如圖2所表示，在沖切端面損傷產生比例較小的鋼板之高角度結晶晶界，係能夠觀察到許多C及B的偏析。

[0023] 在本發明之鋼板，係藉由使Ti、Nb、V、Mo的碳化物在結晶粒中部分地分散析出而能夠在結晶粒內確保固溶C，且使Ti、Nb、V的氮化物析出而抑制BN的析出而且在結晶粒內殘留固溶B，能夠使在晶界之C及B的合計偏析量為適當的範圍，能夠良好地維持鋼板進行沖切時之端面耐損傷性。

如此，作為鋼板的耐端面損傷性提升之理由，認為藉由偏析的C及B使得結晶晶界被強化，而能夠抑制在沖切加工時在晶界之龜裂的進行。

[0024] 另一方面，即便在高角度結晶晶界，C及B係大量地偏析，高角度結晶晶界的長度對低角度結晶晶界的長度之比例為較小時，鋼板進行沖切時的端面耐損傷性係劣化。作為該理由，認為高角度結晶晶界的長度之比例低落時，相對地，變韌鐵的組織單元變大且方塊晶界有減少之傾向，而與韌性劣化有關係。又，在高角度結晶晶界的長度之比例係變為非常大之區域，雖然沖切端面產生損傷比例係被抑制為較低，但是因為成為以肥粒鐵作為主體之組織，所以強度低落。

[0025] 又，在圖3，顯示P的偏析量與沖切端面損傷產生

比例之關係。如圖3所表示，得知在結晶晶界，使C及B的偏析量為一定以上且故意地添加P，而使P的偏析量增加時，沖切損傷產生比例係增化。

[0026]從以上的結果，得知在熱軋後的冷卻中，碳化物及BN係過剩地析出時，固溶C及固溶B減低而在晶界偏析的C及B變少，造成沖切端面的損傷。因此，針對使高角度結晶晶界偏析比通常的鋼材更大量的C及B而提升沖切加工性之方法，進行進一步的研討。

其結果，發現抑制在結晶粒內之碳化物及BN的析出時，能夠抑制沖切端面的損傷。另一方面，亦發現與C及B不同，在晶界偏析時係使晶界強化量低落之元素。

[0027]針對在申請專利範圍所規定之本發明的詳細，在以下進行說明。

(偏析量)

使用最嚴格的條件之間隙，沖切端面損傷產生比例為0.3以內時，係能夠容許作為實用鋼之範圍。本發明的研討係16%之間隙為最嚴格的條件，但是因為其係依照鋼板的材質、工具而變化，所以使間隙在12.5~25%之間變化且進行沖切加工而確認端面的性狀，而且必須確認最嚴格的間隙條件。為了使在最嚴格的間隙條件進行鋼板的沖切加工時，端面損傷為0.3以內，如以下，將結晶晶界的晶界偏析元素量適當化係必要的。

[0028]如圖2所表示，將高角度結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量之合計設為 4atoms/nm^2 以上時，以最嚴格的間

隙條件進行鋼板的沖切加工時，能夠使沖切端面損傷產生比例為0.3以內。C的偏析量與B的偏析量之合計為小於 4atoms/nm^2 時，晶界強化量不足，致使沖切端面產生損傷變為顯著。

另一方面，較佳結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量之合計係沒有上限，但是認為在本發明之鋼板，實質上能夠偏析的量之上限係 20atoms/nm^2 左右。結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量之合計的更佳範圍，係沖切端面損傷幾乎不產生之 $6\sim 15\text{atoms/nm}^2$ 。

[0029]而且，為了藉由偏析的C隨後以雪明碳鐵等的碳化物之方式析出，來防止C的晶界偏析量低落，藉由熱軋後的冷卻來達成所預定的偏析之後，藉由迅速地冷卻至 200°C 以下，C的偏析量與B的偏析量之合計係能夠成為 $4\sim 20\text{atoms/nm}^2$ 。

[0030]另一方面，針對P，係以偏析量為較少者為佳。該理由係能夠認為P具有使晶界脆化之效果。又，P的偏析量增加時，因為助長沖切加工時的龜裂進行，致使損傷產生率提高。又，亦擔心由於P佔有偏析位置，致使C和B的偏析量低落之效果。P的偏析量係以設為 1atoms/nm^2 以下為佳。將P的偏析量設為 1atoms/nm^2 以下，係將P的含量限制為0.02%以下即可。

[0031](高角度結晶晶界對低角度結晶晶界之長度比例)

如圖2所表示，C的偏析量與B的偏析量之合計為

4~20atoms/nm²，而且高角度結晶晶界的長度對低角度結晶晶界的長度比例為1以上且4以下時，以最嚴格的間隙條件進行鋼板的沖切加工時，能夠使沖切端面損傷產生比例為0.3以內。高角度結晶晶界的長度對低角度結晶晶界的長度比例為小於1時，認為變韌鐵的方塊粒徑有變大之傾向，與韌性劣化有關係，致使沖切端面損傷產生比例增加。又，高角度結晶晶界對低角度結晶晶界之長度比例為大於4時，雖然能夠抑制沖切端面損傷產生比例，但是因為成為以肥粒鐵作為主體之組織，所以強度低落而變為不滿足本發明的鋼板之拉伸強度為850MPa以上。

[0032] (成分)

在本發明，作為鋼板組織，係具有上述晶界偏析量及高角度結晶晶界對低角度結晶晶界之長度比例，且將鋼板的伸長率設為15%以上，將擴孔率設為25%以上，將拉伸強度設為850MPa以上，而且為了使以最嚴格的間隙條件進行鋼板的沖切加工時之沖切端面損傷產生比例為0.3以內，以將鋼板的成分組成如以下規定為佳。又，在以下所表示之「%」，係只要未特別說明，係意味著「質量%」。

又，使用以下說明的基本成分，係能夠充分地發揮作為本發明的目的之效果，但是在不阻礙作為本發明的目的之上述鋼板特性的範圍，亦容許含有其他成分。例如亦可以含有小於0.2%的Cr、小於0.15%的Cu。

[0033] C：C係有助於提升強度之元素，為了得到本發明之以變韌鐵作為主體之組織，且為了充分地確保在晶界

的C偏析量，必須含有0.050%以上。另一方面，C含量為大於0.200%時，雪明碳鐵的生成、波來鐵和麻田散鐵等變態組織的形成係被促進至必要以上，致使伸長率和擴孔性低落。因而，C含量係設為0.050~0.200%。

[0034]B：B係在本發明之重要的元素，即便晶界之C的偏析不足時，藉由B的偏析，亦能夠防止沖切端面的損傷。為了得到該效果，必須含有0.0002%以上的B。另一方面，含有大於0.0030%的B時，係造成延展性等的加工性的低落。因而，B的含量係設為0.0002~0.0030%。

[0035]Si：Si係作為固溶強化元素而有效地提升強度，為了得到效果，必須含有0.01%以上。另一方面，Si含量大於1.5%時加工性劣化。因而，Si含量係設為0.01~1.5%的範圍。

[0036]Mn：為了脫酸、脫硫，Mn係必要的，又，作為固溶強化元素亦是有效的。又，為了使沃斯田鐵安定化且容易得到變韌鐵組織，必須將Mn含量設為1.0%以上。另一方面，Mn含量大於3.0%時，變為容易產生偏析，致使加工性劣化。因而，Mn含量必須設為1.0~3.0%。

[0037]Ti：Ti係在肥粒鐵和變韌鐵結晶粒內將碳化物及氮化物析出，且藉由析出強化使鋼板的強度上升之元素。為了使碳化物及氮化物充分地生成，係使Ti的含量為0.03%以上。另一方面，Ti的含量大於0.20%時，碳化物及氮化物有粗大化之情形。因而，將Ti含量設為0.03~0.20%。

[0038]P：P係雜質，P含量係必須限制為0.05%以下。

又，爲了抑制P在晶界偏析而防止晶界裂紋，以限制爲0.02%以下爲佳。

[0039]而且，在本發明，爲了鋼板的高強度化，作爲結晶粒內的碳化物析出元素，亦可以使其含有V、Nb、Mo之中的1種或2種以上之元素。又，爲了促進B的晶界偏析，以使其含有氮化物析出元素之V、Nb之中的一種或2種以上之元素而抑制BN的析出爲佳。

[0040]V、Nb：V、Nb係在肥粒鐵和變韌鐵結晶粒內將碳化物及氮化物析出，藉由析出強化而使鋼板的強度上升之元素。爲了使碳化物及氮化物充分地生成，以使V、Nb的含量各自爲0.01%以上爲佳。另一方面，V、Nb的各自含量大於0.20%時，碳化物及氮化物有粗大化之情形。因而，以將V、Nb的含量各自設爲0.01~0.20%爲佳。

[0041]Mo：Mo係碳化物形成元素，在結晶粒內將碳化物析出，爲了有助於析出強化之目的而能夠含有。爲了使碳化物充分地生成，以含有0.01%以上的Mo爲佳。另一方面，Mo的添加量大於0.20%時，有生成粗大的碳化物之情形。因而，以將Mo的含量設爲0.01~0.20%爲佳。

[0042]而且，以將N、S、及、Al之含量的上限如以下限制爲佳。

N：因爲N係形成氮化物，而使鋼板的加工性低落，以將含量限制爲0.009%以下爲佳。

S：因爲S係作爲MnS等的夾雜物而使延伸凸緣性劣化，而且在熱軋時引起裂紋，以使其盡力降低爲佳。特別

是爲了防止熱軋時產生裂紋，而使加工性良好，以將S含量限制爲0.005%以下爲佳。

Al：因爲Al係形成氮化物等的析出物而損害鋼板的加工性，以限制爲0.5%以下爲佳。又，爲了熔鋼脫酸，以添加0.002%以上爲佳。

[0043]又，在本發明，除了上述基本成分以外，爲了提升鋼板的強度之目的，亦可以添加W作爲固溶強化元素。

[0044] (製造條件)

將具有上述成分組成之鋼，使用常用方法進行熔製、鑄造，且將所得到的鋼片進行熱軋。從生產性的觀點，鋼片係使用連續鑄造設備製造爲佳。爲了在鋼材中使碳化物形成元素與碳充分地分解溶解，熱軋的加熱溫度係設爲1200°C以上。使加熱溫度爲過度高溫時，因爲在經濟上不佳，加熱溫度的上限係以設爲1300°C以下爲佳。鑄造後，亦可將鋼片冷卻且於1200°C以上的溫度開始軋軋。將被冷卻至1200°C以下之鋼片進行加熱時，以進行保持1小時以上爲佳。

[0045]爲了抑制粗大的碳化物之生成，在熱軋之精加工軋軋的結束溫度，必須設爲910°C以上。爲了得到本發明的效果，精加工軋軋的結束溫度之上限係無特別規定之必要，但是因爲操作上有產生鏽垢瑕疵之可能性，以設爲1000°C以下爲佳。

又，爲了將沃斯田鐵的結晶粒徑微細化，在精加工軋軋，從最後機架起之3機架的合計，以設爲60%以上的軋縮

率為佳。軋縮率係以盡可能較高為佳，但是從生產性和設備負荷的觀點，95%係實質上的上限。

[0046]熱軋結束後，係以進行0.5~7秒的空氣冷卻為佳。這是因為更容易得到本發明之以變韌鐵作為主體之組織，且為了促進沃斯田鐵的再結晶。小於0.5秒時，因為從未再結晶粒沃斯田鐵的變態，而有冷卻中容易生成肥粒鐵之可能性。大於7秒時，TiC在沃斯田鐵中進行析出，而有變韌鐵和肥粒鐵中的有效析出變少之可能性。

[0047]接著在沃斯田鐵區域之粗大的碳化物析出，為了盡力抑制肥粒鐵變態、波來鐵變態，必須將一次冷卻的冷卻速度設為 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上，且將一次冷卻的結束溫度設為 550°C 以下且 450°C 以上。

一次冷卻的冷卻速度小於 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 時，在冷卻途中，粗大的碳化物析出而在晶界偏析的C減少，而有沖切端面損傷增加之可能性。一次冷卻之冷卻速度的上限係沒有特別規定，但是冷卻設備的能力上， $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下係妥當的冷卻速度。又，一次冷卻的結束溫度大於 550°C 時，在高溫生成變韌鐵且高角度結晶晶界的長度之比例低落，進而大於 600°C 時，肥粒鐵變態係被促進而強度低落，或是由於生成波來鐵，致使擴孔率低落。另一方面，低於 450°C 時，大量地生成麻田散鐵，致使擴孔率低落。

[0048]接著，為了實現變韌鐵變態，必須於一次冷卻的停止溫度以下且 450°C 以上的溫度，保持或空氣冷卻7.5秒以上的期間。小於7.5秒時，變韌鐵變態係變為不充分，由

於隨後的冷卻，麻田散鐵係大量地生成，致使加工性劣化。以10秒以上為佳，較佳為15秒以上。從生產性的觀點，係以空氣冷卻為佳，且其上限為30秒。

[0049] 接著，以 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上進行二次冷卻至 200°C 以下的溫度為止。該理由係因為在變韌鐵變態之後，於比 200°C 高的溫度保持時，雪明碳鐵等的碳化物必須析出且偏析，致使C不足而難以得到本發明之C的晶界偏析量。二次冷卻的冷卻速度之上限係沒有特別規定，但是冷卻設備的能力上， $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下係妥當的冷卻速度。藉由冷卻至 200°C 以下且室溫以上且捲取，雪明碳鐵等產生析出係變為不容易，而能夠在變韌鐵的高角度結晶晶界保持偏析的C。較佳是藉由於 100°C 以上進行捲取，結晶粒內的固溶C能夠移動至更安定的結晶晶界而使偏析量增加。

[實施例]

[0050] 將本發明的實施例與比較例同時說明。

將具有表1所表示之成分組成(剩餘部分係Fe及不可避免的雜質)之各種材料進行熔解。表的成分值係化學分析值，單位係質量%。表1的「-」係意味著未故意地添加。

[0051][表1]

鋼種	化學成分(質量%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	V	Mo	B
A	0.052	1.5	2.2	0.030	0.001	0.030	0.001	0.17	-	0.05	-	0.0015
B	0.064	0.8	2.5	0.008	0.002	0.31	0.006	0.06	0.08	-	-	0.0024
C	0.070	1.1	2.3	0.009	0.001	0.026	0.002	0.15	0.03	-	-	0.0012
D	0.103	0.9	1.8	0.007	0.002	0.031	0.002	0.09	-	-	0.1	0.0015
E	0.165	0.02	1.1	0.009	0.003	0.034	0.003	0.05	0.06	0.03	-	0.0003
F	0.069	1.2	2.4	<u>0.055</u>	0.001	0.025	0.002	0.16	-	-	-	0.0009
G	0.067	1.1	2.5	0.009	0.001	0.032	0.002	0.13	0.02	-	-	<u>0.0001</u>
H	<u>0.041</u>	0.95	1.2	0.008	0.001	0.030	0.001	0.14	-	0.05	-	0.001

-係表示未故意地添加

[0052] 其次，以表2所表示的製造條件進行熱軋，來製造熱軋鋼板。1次冷卻係熱軋剛結束後之冷卻，2次冷卻係捲取前之冷卻。

[0053][表2]

試驗 No	鋼種	製造條件								備考
		加熱溫度	熱軋結束溫度	熱軋結束後空氣冷卻時間	1次冷卻速度	1次冷卻結束溫度	保持或空氣冷卻至2次冷卻開始為止之時間	2次冷卻速度	捲取溫度	
		°C	°C	s	°C/s	°C	s	°C/s	°C	
1	A	1240	960	2	<u>30</u>	520	20	20	<100	比較例
2	A	1250	970	0.5	50	530	8	15	150	本發明例
3	A	1230	910	<u>0.2</u>	40	540	15	15	130	比較例
4	B	1250	970	7	40	550	15	20	<100	本發明例
5	B	1250	970	2	50	<u>350</u>	10	15	<100	比較例
6	C	1230	950	5	50	520	18	15	<u>350</u>	比較例
7	C	1250	960	2	40	550	22	20	140	本發明例
8	D	1240	960	3	40	<u>640</u>	20	15	<100	比較例
9	D	1250	930	1	40	500	25	20	130	本發明例
10	E	1260	970	4	50	550	30	20	180	本發明例
11	E	1240	950	4	40	<u>600</u>	25	15	<100	比較例
12	F	1250	960	2	40	520	15	15	<100	比較例
13	G	1230	950	2	40	530	20	15	<100	比較例
14	H	1240	950	3	50	550	20	20	150	比較例

[0054]使用該等鋼板，進行加工在JIS Z 2201所記載的5號試片，且依照在JIS Z 2241所記載的試驗方法進行評價拉伸特性。作為延伸凸緣性之一，擴孔試驗係依照在日本鋼鐵聯盟規格JFS T 1001-1996所記載的試驗方法進行評價。又，沖切端面損傷產生比例之損傷產生的比例，係與擴孔試驗同樣地，沖切10mm直徑的孔穴，目視觀察其端面形狀且藉由測定沖切成圓形之端面之中能夠認定損傷的範圍之角度，來求取沖切端面損傷產生比例。又，擴孔率係依照在JIS Z 2256所記載之金屬材料的擴孔試驗方法而進行試驗，且將擴孔率為25%以上評價為合格。

[0055]又，從鋼板切取0.3mm×0.3mm×10mm的柱狀試料，且將其目的晶界部分使用電解研磨或聚束離子射束加工法製成銳利的針狀形狀，且進行三維原子微探測定。為了估計在晶界之各元素的偏析量，係從含有結晶晶界之原子分布影像，對結晶晶界垂直地切取長方體而得到梯形圖。從梯形圖解析，使用Excess量進行評價各原子的偏析量。在各鋼材，對5個以上的晶界調查各元素的偏析量，且將其平均值設作各鋼材的各元素偏析量。

[0056]又，將以得到與鋼板的軋軋方向及板厚度方向平行的剖面之方式所切取的試料進行研磨，進而進行電解研磨，而且使用前述的EBSP-OIMTM法，以倍率2000倍、40μm×80μm區域、測定位移0.1μm的測定條件實施EBSP測定。從各鋼材的測定結果，將結晶粒的方位差為15°以上之區域視為高角度結晶晶界，將結晶粒的方位差為5°以上且小於15°

之區域視為低角度結晶晶界，並且在軟體上求取長度。

[0057]針對上述各試驗結果，係顯示在表3。其次，針對表3的各數據，說明其概略。

試驗No.2、4、7、9、10係將鋼板的成分及製造條件設為本發明的範圍內之例子，高強度且擴孔性良好，而且沖切端面的損傷比例亦較小。

[0058]另一方面，No.1係1次冷卻的冷卻速度慢，No.6係捲取溫度高，C與B的晶界偏析量之合計為不足且沖切端面產生損傷之例子。

No.5係一次冷卻的結束溫度低，麻田散鐵大量地產生且擴孔率低落之例子。

No.3係熱軋後的空氣冷卻時間短，No.8係一次冷卻的結束溫度高，No.14係C的量不足且強度低落之例子。

No.11係一次冷卻的結束溫度稍高，高角度結晶晶界的比例低落且沖切端面產生損傷之例子。

No.13係B的含量不足，無法達成晶界偏析量且沖切時產生端面損傷之例子。

No.12係P含量多且沖切端面產生損傷之例子。

[0059][表3]

試驗No	試料特性				高角度結晶晶界長度/低角度結晶晶界長度	晶界偏析量		沖切端面的損傷 損傷比率	備考
	鋼種	拉伸強度 (MPa)	伸長率 (%)	擴孔率 (%)		C+B	P		
						(atoms/nm ²)			
1	A	850	18	51	3.0	<u>3.6</u>	1.1	<u>0.5</u>	比較例
2	A	860	17	42	2.6	4.8	0.6	0.3	本發明例
3	A	<u>810</u>	20	65	<u>4.8</u>	6.6	0.7	0.2	比較例
4	B	930	16	55	1.3	5.6	0.3	0.2	本發明例
5	B	980	16	<u>24</u>	1.5	4.2	0.3	0.3	比較例
6	C	940	17	40	2.4	<u>2.9</u>	0.4	<u>0.8</u>	比較例
7	C	980	16	42	2.1	10.8	0.4	0	本發明例
8	D	<u>830</u>	19	60	<u>5.2</u>	5.8	0.4	0.2	比較例
9	D	920	17	62	2.9	6.3	0.2	0.1	本發明例
10	E	990	15	50	1.8	14.8	0.3	0.1	本發明例
11	E	970	16	59	<u>0.9</u>	9.0	0.4	<u>0.4</u>	比較例
12	F	950	15	49	2.4	4.6	1.3	<u>0.6</u>	比較例
13	<u>G</u>	920	17	53	2.2	<u>3.4</u>	0.5	<u>0.4</u>	比較例
14	<u>H</u>	<u>790</u>	21	70	3.5	4.0	0.3	0.2	比較例

【符號說明】

(無)

申請專利範圍

1. 一種高強度熱軋鋼板，其係以質量%計含有

C：0.050~0.200%、

Si：0.01~1.5%、

Mn：1.0~3.0%、

B：0.0002~0.0030%、

Ti：0.03~0.20%，並

限制為P：0.05%以下、

S：0.005%以下、

Al：0.5%以下、

N：0.009%以下，以及

含有Nb：0.01~0.20%、

V：0.01~0.20%、

Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上之元素，且剩餘部分由Fe及不可避免的雜質所構成；

結晶方位角 5° 以上且小於 15° 的界面之低角度結晶晶界的長度與結晶方位角 15° 以上的界面之高角度結晶晶界的長度之比例為1：1~1：4，而且在前述高角度結晶晶界之C的偏析量與B的偏析量合計為 $4\sim 20\text{atoms/nm}^2$ ，拉伸強度為850MPa以上，擴孔率為25%以上。

2. 如請求項1之高強度熱軋鋼板，其係以質量%計限制為

P：0.02%以下，且

在前述高角度結晶晶界之P的偏析量為 1atoms/nm^2 以下。

3. 一種高強度熱軋鋼板之製造方法，係將鋼片加熱至 1200°C 以上，於 910°C 以上的溫度下完成精加工軋軋，在前述精加工軋軋結束後，進行 $0.5\sim 7$ 秒的空氣冷卻且以 40°C/s 以上的冷卻速度一次冷卻至 $550\sim 450^\circ\text{C}$ 為止，並於前述一次冷卻的停止溫度以下且 450°C 以上的溫度下保持或空氣冷卻 $7.5\sim 30$ 秒鐘，接著以 15°C/s 以上的冷卻速度進行二次冷卻直到 200°C 以下並進行捲取；前述鋼片係以質量%計含有

C：0.050~0.200%、

Si：0.01~1.5%、

Mn：1.0~3.0%、

B：0.0002~0.0030%、

Ti：0.03~0.20%，並

限制為P：0.05%以下、

S：0.005%以下、

Al：0.5%以下、

N：0.009%以下，以及

含有Nb：0.01~0.20%、

V：0.01~0.20%、

Mo：0.01~0.20%之中1種或2種以上之元素，且剩餘部分由Fe及不可避免的雜質所構成。

4. 如請求項3之高強度熱軋鋼板之製造方法，其中前述鋼

201410880

片係以質量%計限制為 P : 0.02%以下。

圖式

(a)



表示C原子

Box size : 11nm × 11nm × 31nm

(b)

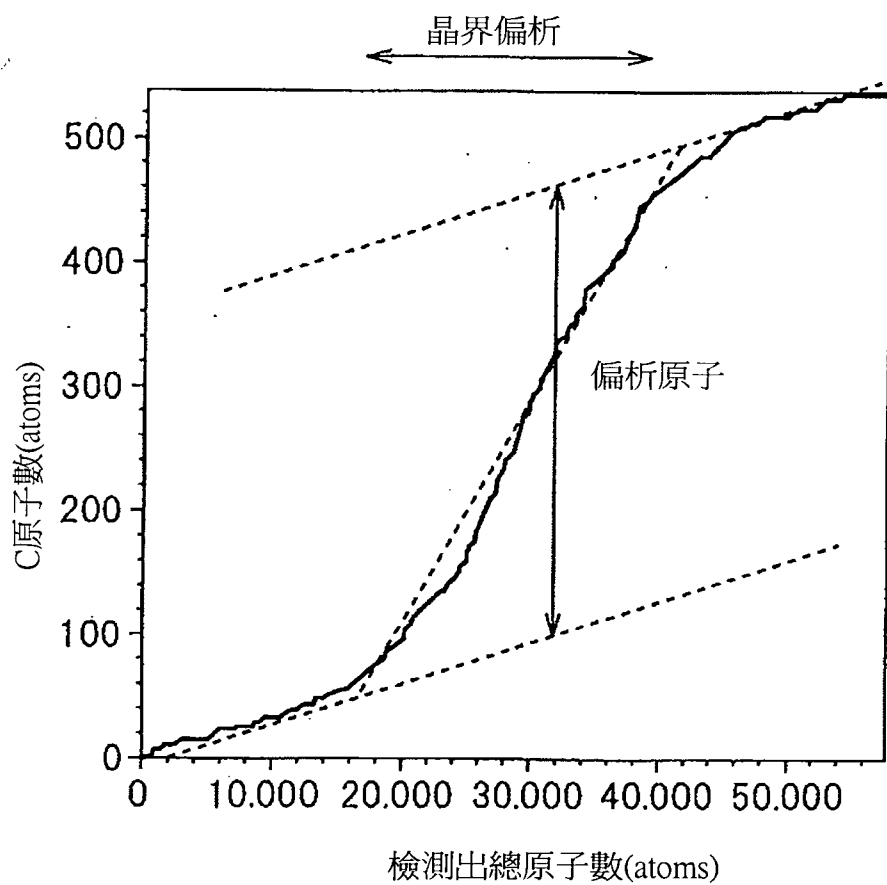


圖1

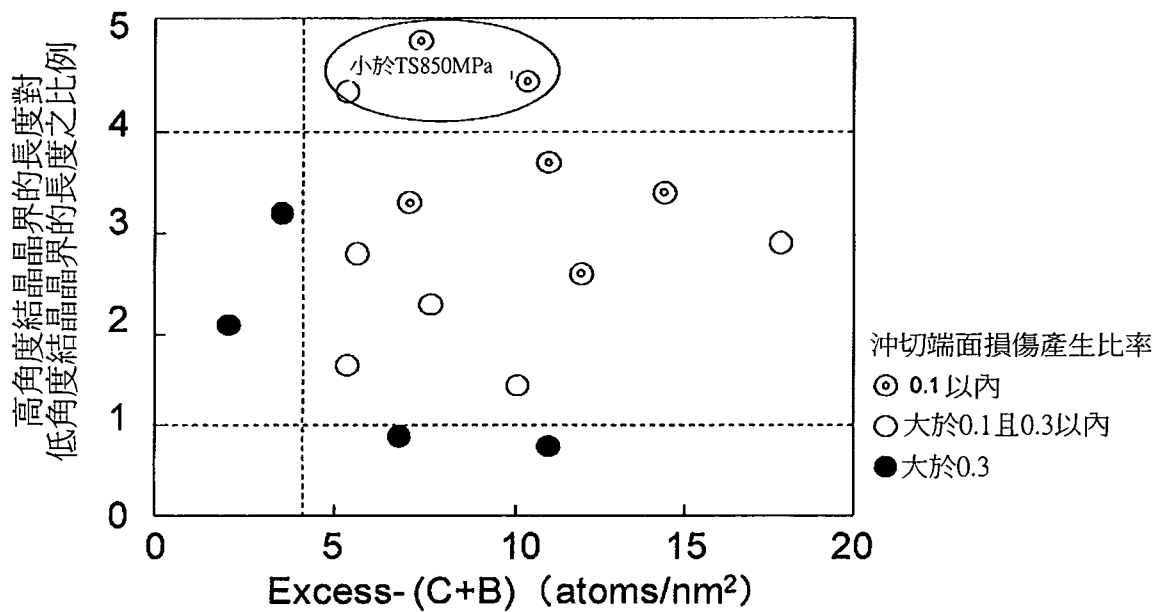


圖2

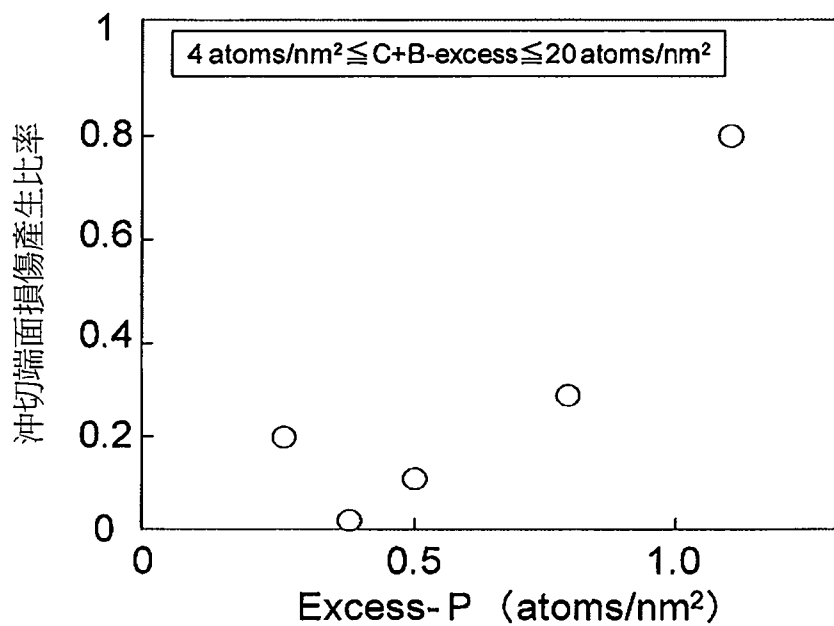


圖3