



(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 I443201 B

(45)公告日：中華民國 103 (2014) 年 07 月 01 日

- (21)申請案號：101113229 (22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 04 月 13 日
- (51)Int. Cl. : C22C38/00 (2006.01) C22C38/14 (2006.01)
 C22C38/16 (2006.01) C21D8/02 (2006.01)
 C21D9/46 (2006.01)
- (30)優先權：2011/04/13 日本 2011-089491
- (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：橫井龍雄 YOKOI, TATSUO (JP)；首藤洋志 SHUTO, HIROSHI (JP)；岡本力 OKAMOTO, RIKI (JP)；藤田展弘 FUJITA, NOBUHIRO (JP)；中野和昭 NAKANO, KAZUAKI (JP)；山本武史 YAMAMOTO, TAKESHI (JP)
- (74)代理人：憚軼群；陳文郎
- (56)參考文獻：
 CN 1989267A
- 審查人員：潘煒琳
- 申請專利範圍項數：11 項 圖式數：3 共 0 頁

(54)名稱

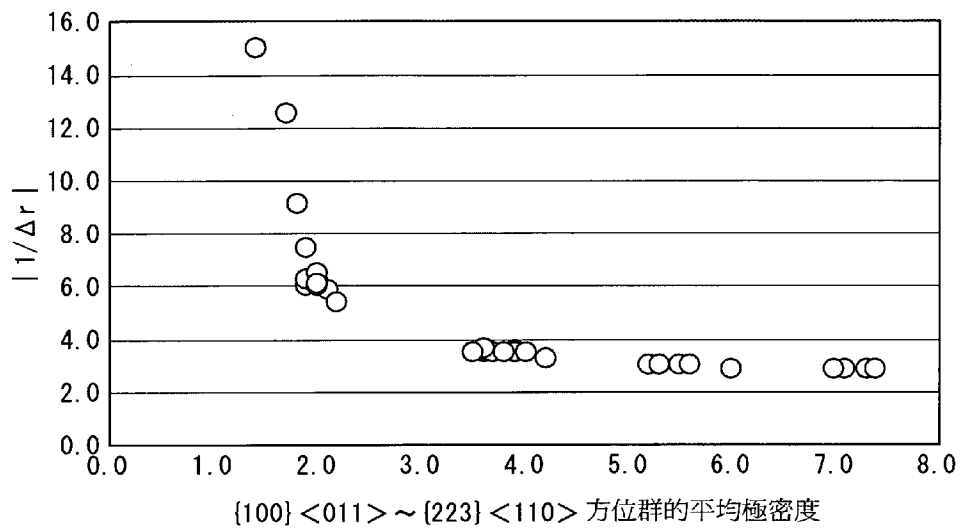
氣體滲碳氮化法用熱軋鋼板及其製造方法

HOT ROLLED STEEL SHEET FOR GAS NITROCARBURIZING AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(57)摘要

本熱軋鋼板中，{100}<011>~{223}<110>方位群的平均極密度在 1.0 以上且在 4.0 以下，{332}<113>結晶方位的極密度在 1.0 以上且在 4.8 以下，該{100}<011>~{223}<110>方位群係以從鋼板表面起算在 5/8~3/8 板厚範圍的板厚中央部之{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>、{223}<110>各方位的極密度算術平均表示；此外，板厚中心之平均結晶粒徑在 10μm 以下；且顯微組織係由以組織分率計超過 6%之波來鐵及殘留部分為肥粒鐵所構成。

A hot rolled steel sheet is disclosed wherein: in a central region that ranges from 5/8 to 3/8 of a thickness of the steel sheet from a surface of the steel sheet, an average pole density of crystal orientation groups of {100}<011> to {223}<110>, which represents an arithmetic mean of the pole density of {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110> and {223}<110>, is 1.0 to 4.0, and the pole density of a crystal orientation {332}<113> is 1.0 to 4.8; an average crystal grain size in a center of the thickness of the steel is equal to or less than 10 μm; microstructure includes, perlite of more than 6% and a remainder of ferrite.



第1圖

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：01113229

C22C 38/00 (2006.01)

※申請日：101.4.17

※IPC 分類：

38/14 (2006.01)

38/16 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

C21D 8/02 (2006.01)

246 (2006.01)

氣體滲碳氮化法用熱軋鋼板及其製造方法：

HOT ROLLED STEEL SHEET FOR GAS NITROCARBURIZING AND
MANUFACTURING METHOD THEREOF

二、中文發明摘要：

本熱軋鋼板中， $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度在1.0以上且在4.0以下， $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度在1.0以上且在4.8以下，該 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群係以從鋼板表面起算在5/8~3/8板厚範圍的板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{223\}\langle 110\rangle$ 各方位的極密度算術平均表示；此外，板厚中心之平均結晶粒徑在10 μm 以下；且顯微組織係由以組織分率計超過6%之波來鐵及殘留部分為肥粒鐵所構成。

三、英文發明摘要：

A hot rolled steel sheet is disclosed wherein: in a central region that ranges from 5/8 to 3/8 of a thickness of the steel sheet from a surface of the steel sheet, an average pole density of crystal orientation groups of $\{100\}\langle 011\rangle$ to $\{223\}\langle 110\rangle$, which represents an arithmetic mean of the pole density of $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ and $\{223\}\langle 110\rangle$, is 1.0 to 4.0, and the pole density of a crystal orientation $\{332\}\langle 113\rangle$ is 1.0 to 4.8; an average crystal grain size in a center of the thickness of the steel is equal to or less than 10 μm ; microstructure includes, perlite of more than 6% and a remainder of ferrite.

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 (1) 圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

(無)

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係有關於等向加工性優異的氣體滲碳氮化用熱軋鋼板及其製造方法。本申請係依據2011年04月13日於日本所提出申請之特願第2011-089491號主張優先權，並於此援用其內容。

【先前技術】

發明背景

近年，在汽車燃料提升為目的之各種構件的輕量化方面，鐵合金等鋼板高強度化之薄板化、或Al合金等輕金屬之適用皆有所進展。但，與鋼等重金屬相較之下，Al合金等輕金屬雖具有比強度較高之優點，但亦具有極高價之缺點。所以，其適用仍僅限於特殊用途上。因此，為了將各種構件之輕量化推動至較低價且較廣泛範圍，勢必有鋼板高強度化之薄板化之需求。

一般而言，鋼板的高強度化會伴隨成形性(加工性)等材料特性之劣化。所以，在高強度鋼板之開發中，如何在不使材料特性劣化的情況下圖謀高強度化極為重要。尤其，作為內板構件、結構構件、懸吊構件、變速器等汽車構件使用之鋼板，因應其用途有折曲性、拉伸凸緣加工性、沖緣加工性、延性、疲勞耐久性、耐衝擊性(韌性)及耐蝕性等需求。因此，以高水準使該等材料特性與高強度性得以平衡地良好發揮乃相當重要。

尤其，在汽車零件中，諸如構成自動變速器之鼓或支架等以板材作為素材予以加工並作為旋轉體發揮功能之零件，乃用以進行將引擎輸出往軸桿傳達之仲介的重要零件。為了減低摩擦力等，該等零件會要求形狀上的正圓度與圓周方向之板厚的均質性。此外，由於上述零件之成形會使用沖緣加工、引伸、引縮、脹大成形等成形樣式，因此，如以局部拉伸為代表的極限可變形性即受到非常的重視。

上述構件所使用的鋼板更期望可提升耐衝擊性—即韌性，該耐衝擊性係即便構件在成形後作為零件裝設於汽車之後受到衝撞等衝擊，仍難以遭受破壞之特性。尤其若考慮到在寒冷地帶的使用，為了確保在低溫下的耐衝擊性，則期望可提升在低溫下之韌性(低溫韌性)。因此，提高上述鋼材的耐衝擊性乃為重要課題。而，該耐衝擊性(韌性)係以 $vTrs$ (沙丕脆斷轉移溫度)等所規定者。

即，在包含上述零件等要求板厚均勻性的零件用薄鋼板，除了良好的加工性以外，亦要求可兼顧塑性的等向性與耐衝擊性(韌性)。

例如，在專利文獻1中有揭示一種為了兼顧高強度及尤其對成形性有所貢獻之各種材料特性而藉由令鋼組織為肥粒鐵90%以上且令殘留部分為變韌鐵，進而兼顧高強度與延性、及擴孔性的鋼板之製造方法。

然而，適用專利文獻1所揭示之技術所製造的鋼板絲毫未言及塑性等向性。所以，若以適用於例如齒輪等要求正圓度或圓周方向之板厚均質性的零件為前提，則需注意因

零件偏心所造成的不當振動、或摩擦力耗損所造成的輸出降低。

又例如，專利文獻2、3中有揭示一種藉由添加Mo使析出物微細化而具有高強度且良好拉伸凸緣性的高張力熱軋鋼板。

然而，適用上述專利文獻2、3所揭示之技術的鋼板必須添加0.07%以上之高價位的合金元素Mo，因此有高製造成本的問題點。此外，專利文獻2及3所揭示的技術中，絲毫未言及塑性等向性。所以，若以適用於要求正圓度或圓周方向之板厚均質性的零件為前提，則需注意因零件偏心所造成的不當振動、或摩擦力耗損所造成的輸出降低。

另一方面，例如專利文獻4中有揭示一種關於鋼板的塑性等向性提升—即塑性異向性之減低，乃組合無縫式軋延與潤滑軋延，藉此使表層截斷層之沃斯田鐵中之集合組織適當正確而減低r值(Lankford value)之面內異向性的技術。

然而，為了在整個線圈全長實施此種摩擦係數較小的潤滑軋延，必須進行無縫式軋延，以防止軋延中之輓咬與軋延材的滑移所造成的咬合不良。所以，為了適用該技術將伴隨粗軋桿接合裝置或高速截剪機等之設備投資，負擔較大。

又，例如，專利文獻5中有揭示一種複合添加Zr、Ti、Mo且以950°C以上的高溫將最後軋延作結束，藉此在780MPa級以上強度的鋼板中減低r值之異向性並兼顧拉伸凸緣性與深引伸性兩者之技術。

然而，由於必須添加0.1%以上之高價位的合金元素Mo，因此有高製造成本之問題。

使鋼板韌性提升之研究自習知雖一直有不斷地進展，但即便在上述專利文獻1~5中，依舊未揭示出高強度且塑性的等向性及韌性優異的氣體滲碳氮化用熱軋鋼板。

先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本國特開平6-293910號公報

專利文獻2：日本國特開2002-322540號公報

專利文獻3：日本國特開2002-322541號公報

專利文獻4：日本國特開平10-183255號公報

專利文獻5：日本國特開2006-124789號公報

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

本發明係有鑑於上述問題點所提案者。即，本發明之目的在於提供一種氣體滲碳氮化用熱軋鋼板、及可以低價格穩定地製造其鋼板之製造方法，該氣體滲碳氮化用熱軋鋼板可適用於以拉伸強度為440MPa以上的高強度、且要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之構件，且等向加工性(等向性)及擴孔性優異，此外，氣體滲碳氮化處理後可顯示充分的耐切屑性及耐轉動疲勞特性。

用以解決課題之手段

為了解決上述課題達成該目的，本發明採用了以下機構。

双面影印

(1) 即，本發明之一態樣之氣體滲碳化法用熱軋鋼板以質量%計含有：C含量[C]超過0.07%且在0.2%以下之C；Si含量[Si]在0.001%以上且在2.5%以下之Si；Mn含量[Mn]：在0.01%以上且在4%以下之Mn；Al含量[Al]：在0.001%以上且在2%以下之Al；且將P含量[P]限制在0.15%以下，將S含量[S]限制在0.03%以下，且將N含量[N]限制在0.01%以下；還含有Ti含量[Ti]滿足下述式(a)之Ti，且殘留部分由Fe及無法避免之雜質所構成；又，以鋼板表面5/8～3/8板厚範圍的板厚中央部之{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>、{223}<110>各方位的極密度算術平均表示{100}<011>～{223}<110>方位群，該{100}<011>～{223}<110>方位群的平均極密度在1.0以上且在4.0以下，且{332}<113>結晶方位的極密度在1.0以上且在4.8以下；此外，板厚中心之平均結晶粒徑在10μm以下；顯微組織係由以組織分率超過6%之波來鐵及殘留部分為肥粒鐵所構成。

$$0.005+[N]\times 48/14+[S]\times 48/32 \leq Ti \leq 0.015+[N]\times 48/14+[S]\times 48/32 \dots (a)$$

(2) 如上述(1)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其中前述{100}<011>～{223}<110>方位群的前述平均極密度在2.0以下，且前述{332}<113>結晶方位的前述極密度在3.0以下亦可。

(3) 如上述(1)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其中前述平均結晶粒徑在7μm以下亦可。

(4) 如上述(1)～(3)中任一項記載之氣體滲碳氮化用熱

軋鋼板，其以質量%計還可含有下述任一種或二種以上元素：Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下之Nb；Cu含量[Cu]：在0.02%以上且在1.2%以下之Cu；Ni含量[Ni]：在0.01%以上且在0.6%以下之Ni；Mo含量[Mo]：在0.01%以上且在1%以下之Mo；V含量[V]：在0.01%以上且在0.2%以下之V；Cr含量[Cr]：在0.01%以上且在2%以下之Cr；Mg含量[Mg]：在0.0005%以上且在0.01%以下之Mg；Ca含量[Ca]：在0.0005%以上且在0.01%以下之Ca；REM含量[REM]：在0.0005%以上且在0.1%以下之REM；及B含量[B]：在0.0002%以上且在0.002%以下之B。

(5) 本發明之一態樣之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其係將鋼塊或扁胚進行：第1熱軋，係以1000°C以上且1200°C以下的溫度區進行1次以上的軋縮率40%以上之軋縮；第2熱軋，係在前述第1熱軋完成後起150秒以內，以1000°C以上的溫度區開始進行，在前述第2熱軋中，令下述式(b)中藉由鋼板成分所決定之溫度為 $T1^{\circ}\text{C}$ ，並在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且在 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍中進行至少1次之1道次30%以上的軋延，且進行軋縮率合計為50%以上之軋縮；及第3熱軋，係以 $Ar3$ 變態點溫度以上且低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 的溫度範圍，進行軋縮率合計為30%以下之熱軋；且以 $Ar3$ 變態點溫度以上結束熱軋；令 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍中之軋縮率30%以上的道次為大軋縮道次時，以50°C/秒以上的冷卻速度進行冷卻溫度變化在40°C以上且在140°C以下、且冷卻結束溫度在 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之冷

卻，以使前述大軋縮道次中之最終道次完成起至冷卻開始的等待時間 t 秒滿足下述式(c)；並以超過 550°C 的溫度進行捲取；又，前述鋼塊或扁胚以質量%計含有：C含量[C]超過0.07%且在0.2%以下之C；Si含量[Si]在0.001%以上且在2.5%以下之Si；Mn含量[Mn]：在0.01%以上且在4%以下之Mn；及Al含量[Al]：在0.001%以上且在2%以下之Al；且將P含量[P]限制在0.15%以下，將S含量[S]限制在0.03%以下，且將N含量[N]限制在0.01%以下；還含有Ti含量[Ti]滿足下述式(a)之Ti，且殘留部分由Fe及無法避免之雜質所構成；

$$0.005+[N]\times 48/14+[S]\times 48/32 \leq \text{Ti} \leq 0.015+[N]\times 48/14+[S]\times 48/32 \dots (a) ;$$

$$\text{T1}=850+10\times([C]+[N])\times[Mn]+350\times[Nb]+250\times[Ti]+40\times[B]+10\times[Cr]+100\times[Mo]+100\times[V] \dots (b) ;$$

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots (c) ;$$

在此， $t1$ 係以下述式(d)表示：

$$t1=0.001\times((Tf-T1)\times P1/100)^2-0.109\times((Tf-T1)\times P1/100)+3.1 \dots (d) ;$$

在此， Tf 為大軋縮道次之最終道次軋縮後的溫度($^{\circ}\text{C}$)， $P1$ 為大軋縮道次之最終道次的軋縮率(%)。

(6) 在上述(5)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法中，前述冷卻亦可在軋台間進行冷卻。

(7) 在上述(5)或(6)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法中，前述等待時間 t 秒更滿足下述式(e)亦可。

$$t1 \leq t \leq 2.5 \times t1 \dots (e)$$

(8) 在上述(5)或(6)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之

製造方法中，前述等待時間 t 秒更滿足下述式(f)亦可。

$$t < t_1 \dots (f)$$

(9) 在上述(5)~(8)中任一項記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法中，令前述第2熱軋之各道次間的溫度上升在 18°C 以下亦可。

(10) 在上述(9)記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法中，前述扁胚或鋼塊以質量%計還含有下述任一種或二種以上元素亦可：Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下之Nb；Cu含量[Cu]：在0.02%以上且在1.2%以下之Cu；Ni含量[Ni]：在0.01%以上且在0.6%以下之Ni；Mo含量[Mo]：在0.01%以上且在1%以下之Mo；V含量[V]：在0.01%以上且在0.2%以下之V；Cr含量[Cr]：在0.01%以上且在2%以下之Cr；Mg含量[Mg]：在0.0005%以上且在0.01%以下之Mg；Ca含量[Ca]：在0.0005%以上且在0.01%以下之Ca；REM含量[REM]：在0.0005%以上且在0.1%以下之REM；及B含量[B]：在0.0002%以上且在0.002%以下之B。

(11) 在上述(5)~(8)中任一項記載之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法中，前述扁胚或鋼塊以質量%計還含有下述任一種或二種以上元素亦可：Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下之Nb；Cu含量[Cu]：在0.02%以上且在1.2%以下之Cu；Ni含量[Ni]：在0.01%以上且在0.6%以下之Ni；Mo含量[Mo]：在0.01%以上且在1%以下之Mo；V含量[V]：在0.01%以上且在0.2%以下之V；Cr含量[Cr]：在0.01%以上且在2%以下之Cr；Mg含量[Mg]：在0.0005%以上且在

0.01%以下之Mg；Ca含量[Ca]：在0.0005%以上且在0.01%以下之Ca；REM含量[REM]：在0.0005%以上且在0.1%以下之REM；及B含量[B]：在0.0002%以上且在0.002%以下之B。

發明效果

依據本發明，可獲得可適用於要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之構件，且等向加工性、擴孔性、及韌性優異的高強度氣體滲碳氮化用熱軋鋼板。又，可以低價格穩定地製造上述氣體滲碳氮化用熱軋鋼板。因此，本發明的工業價值相當高。

圖式簡單說明

第1圖係顯示 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度與等向性之關係之圖。

第2圖係顯示 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度與等向性之關係之圖。

第3圖係顯示本實施形態之熱軋鋼板之製造方法的流程圖。

【實施方式】

用以實施發明之形態

以下，將詳細說明用以實施本發明之形態。而，以下組成中之質量%將僅記述為%。又，在本實施形態中，等向加工性優異的氣體滲碳氮化用熱軋鋼板有時僅記述為熱軋鋼板。

本發明人等針對可適當適用於要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之構件的氣體滲碳氮化

用熱軋鋼板不斷地重複精闢研究，以使可顧及加工性並兼顧等向性與耐衝擊性兩者。

而，在氣體滲碳氮化用熱軋鋼板中，作為零件使用時常預設會進行氣體滲碳氮化處理。所以，加上原板(未進行氣體滲碳氮化處理之熱軋鋼板)中之韌性，氣體滲碳氮化處理後(有時僅稱為「氮化處理後」)亦要求需顯示充分的耐衝擊性(韌性)。通常，氣體滲碳氮化處理後的熱軋鋼板與氣體滲碳氮化處理前的熱軋鋼板相較之下，耐衝擊性在生成於表層之化合物相的影響下會劣化。在本實施形態之熱軋鋼板中係研討：令原板的韌性在目標值以上且控制氮化層，藉此使氣體滲碳氮化處理後的熱軋鋼板之韌性亦在目標值以上之態樣。

而，在本實施形態中僅記述為耐衝擊性或韌性時，係表示原板及氮化處理後雙方的耐衝擊性或韌性。

經由研討的結果，獲致以下嶄新的見解。

為了提升等向性(減低異向性)，以避免異向性之原因，即來自未再結晶沃斯田鐵之變態集合組織的形成為有效。為此，宜促進最後軋延後的沃斯田鐵之再結晶。而且，作為其方法，以最後軋延中之最佳軋延道次排程及軋延溫度之高溫化為有效。

另一方面，為了可在氮化處理前及氮化處理後皆使耐衝擊性(韌性)提升，以脆性脆斷的脆斷單元之微細化—即顯微組織單元之細粒化—為有效。該細粒化係以使 γ (沃斯田鐵) $\rightarrow\alpha$ (肥粒鐵)變態時之 α 的成核場增加為有效。因此，宜

增加可成為其成核場之沃斯田鐵的結晶晶界或差排密度。為了使該等結晶晶界或差排密度增加，宜以 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態點溫度以上且儘可能的低溫溫度來進行軋延。換言之，使沃斯田鐵未再結晶，並以未再結晶率高的狀態進行 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態為佳。因為再結晶後的沃斯田鐵粒在再結晶溫度中之晶粒成長較快，因而可在非常短的時間進行粗大化且即便在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態後之 α 相下亦可為粗大晶粒。

本發明人等原本認為：由於如上述在通常的熱軋機構中理想的條件會變成相互違反之條件，因此難以達成等向性與韌性之兼顧。相對於此，本發明人等進而發明出可獲得以高水準使等向性與耐衝擊性達到平衡之鋼板的嶄新的熱軋方法。

本發明人等針對等向性與集合組織之關係獲致以下見解。

將鋼板加工至要求正圓度與圓周方向之板厚均質性的零件時，為了省略修邊與切削步驟並獲得直接以加工的狀態滿足零件特性之板厚均勻性及正圓度，以等向性之指標—等向性指標 $1/|\Delta r|$ —在3.5以上為理想。如第1圖顯示，為了令等向性指標在3.5以上，將鋼板之集合組織中鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 板厚範圍的板厚中央部之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群的平均極密度設在4.0以下。該平均極密度一旦超過4.0，異向性便會變得極端強烈。另一方面，該平均極密度若低於1.0，則需注意因局部可變形性之劣化所造成的擴孔性劣化。為了獲得更優異的等向性指標6.0，令

$\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度在2.0以下較為理想。等向性在6.0以上時，即便顧慮到線圈內之參差，仍可充分獲得直接以加工的狀態滿足零件特性的板厚均勻性及正圓度。在此， $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度係表示以 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、及 $\{223\}\langle 110\rangle$ 各方位的算術平均所示之方位群。所以，藉由將 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{223\}\langle 110\rangle$ 各方位的極密度進行算術平均，可獲得 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度。

上述等向性指標係加工至JIS Z 2201記載之5號試驗片，並依循JIS Z 2241記載之試驗方法進行所求算。等向性指標之 $1/|\Delta r|$ 中的 Δr 係將軋延方向、及相對於軋延方向呈 45° 方向以及 90° 方向(板寬方向)的塑性應變比(r 值)分別定義為 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} 時，以 $\Delta r=(r_0-2\times r_{45}+r_{90})/2$ 為定義。而， $|\Delta r|$ 表示 Δr 之絕對值。

該等各方位的極密度係使用EBSP法(Electron Back Scattering Diffraction Pattern: 電子反向散射繞射圖案)等方法進行測定。具體而言，從依據 $\{110\}$ 極圖藉由向量法所計算之3維集合組織，或使用 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極圖中之複數極圖(理想為3個以上)，以級數展開法所計算之3維集合組織求算即可。

同樣地，如第2圖顯示，為了令等向性指標 $1/|\Delta r|$ 在3.5以上，將鋼板之集合組織中鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 板厚範圍

的板厚中央部之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度設在4.8以下。該極密度一旦超過4.8，異向性便會變得極端強烈。另一方面，該極密度若低於1.0，則需注意因局部可變形性之劣化所造成的擴孔性劣化。為了獲得較優異的等向性指標6.0以上，令 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度在3.0以下較為理想。等向性指標之值在6.0以上時，即便顧慮到線圈內之參差，仍可充分獲得直接以加工的狀態滿足零件特性的板厚均勻性及正圓度，故更為理想。

而，上述 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度及 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度在意圖性地使朝向某結晶方位的結晶粒比例高於其他方位時，該等值會變高。

又，只要上述平均極密度及極密度夠低，即可提升擴孔性等加工性。而，擴孔性以70%以上為宜。

上述極密度與X射線隨機強度比同義。X射線隨機強度比係表示以同條件藉由X射線繞射法等來測定不具有往特定方位聚積特性的標準試料及供試材之X射線強度，並將所求得之供試材的X射線強度除以標準試料的X射線強度之數值。該極密度以X射線繞射、EBSP法、或ECP(Electron Channeling Pattern：電子通道圖案)法中任一者皆可進行測定。例如， $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的極密度可從3維集合組織(ODF)來求算 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{223\}\langle 110\rangle$ 各方位的極密度，並將該等極密度進行算術平均而求得，而該3維集合組織(ODF)係藉由使用該等方法所測定之 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、

{310}極圖中之複數極圖，以級數展開法所計算。供於EBSP等之試料係藉由機械研磨等從鋼板表面開始減少厚度，直到達到預定的板厚為止。接下來，藉由化學研磨或電解研磨等除去應變的同時，以板厚 $5/8 \sim 3/8$ 之範圍且令適當面作為測定面，依照上述方法調整試料進行測定即可。就板寬方向，宜在鋼板端部 $1/4$ 或 $3/4$ 的位置進行採取。而，該等極密度在氣體滲碳氮化處理前後不變。

想當然耳，上述極密度的限定並非僅限於板厚中央部，藉由盡量滿足多數部分的厚度，可使局部可變形性進一步地好轉。然而，在鋼板表面 $3/8 \sim 5/8$ 板厚的方位聚積會對製品的異向性賦予最強烈的影響，因此，藉由進行鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 板厚範圍的板厚中央部之測定，可大致代表鋼板整體的材質特性。所以，規定鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 板厚範圍的板厚中央部之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群的平均極密度、及 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 結晶方位的極密度。

在此， $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ 表示：以上述方法採取試料時，板面的法線方向平行於 $\{hkl\}$ 且軋延方向與 $\langle uvw \rangle$ 平行。而，通常，結晶的方位係以 $[hkl]$ 或 $\{hkl\}$ 表示垂直於板面之方位，並以 (uvw) 或 $\langle uvw \rangle$ 表示平行於軋延方向之方位。 $\{hkl\}$ 、 $\langle uvw \rangle$ 為等值面之總稱， $[hkl]$ 、 (uvw) 則指各結晶面。即，由於在本實施形態中係以體心立方結構為對象，因此，例如 (111) 、 (-111) 、 $(1-11)$ 、 $(11-1)$ 、 $(-1-11)$ 、 $(-11-1)$ 、 $(1-1-1)$ 、 $(-1-1-1)$ 面為等值且毫無區別。此時，該等方位總稱為 $\{111\}$ 。由於在ODF表示中亦可使用於其他對稱性較低的結晶結構

之方位表示，因此一般係以 $[hkl](uvw)$ 來表示各方位，而，在本實施形態中， $[hkl](uvw)$ 與 $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ 同義。

接下來，本發明人等就耐衝擊性(韌性)作調查。

原板之 $vTrs$ 及氮化處理後之 $vTrs$ ，平均結晶粒徑愈細粒愈可低溫化，即：韌性會提升。此外，氮化處理後之 $vTrs$ 除了會受到平均結晶粒徑的影響以外，還會受到波來鐵分率等影響。已知：在本實施形態之熱軋鋼板中，令氮化處理後之 $vTrs$ 為可承受在寒冷地區作為氮化處理零件使用之 -20°C 以下時，在具有本實施形態所記載之成分範圍且波來鐵分率超過6%的熱軋鋼板中，宜令板厚中心部的平均結晶粒徑在 $10\mu\text{m}$ 以下。此外，若假設在嚴峻環境下使用而將氮化處理後之 $vTrs$ 設在 -40°C 以下，則令板厚中心部的平均結晶粒徑在 $7\mu\text{m}$ 以下較佳。

耐衝擊性(韌性)係藉由以V形刻痕沙丕衝擊試驗所獲得之 $vTrs$ (沙丕脆斷轉移溫度)來進行評估。在此，V形刻痕沙丕衝擊試驗係基於JIS Z 2202製作試驗片，並以JIS Z 2242所規定之內容就該試驗片進行沙丕衝擊試驗來測定 $vTrs$ 。

如上述，組織在板厚中心部的平均結晶粒徑對耐衝擊性(韌性)影響極大。在板厚中心部的平均結晶粒徑之測定係如下進行。從鋼板板厚方向的中央部附近切出微量樣品，並使用EBSP-OIM(登錄商標)(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy：電子反向散射繞射圖案導向圖像顯微術)來測定結晶粒徑。微量樣品

係以膠質氧化矽研磨劑進行30~60分鐘的研磨，並以倍率400倍、 $160\mu\text{m}\times 256\mu\text{m}$ 區域且測定間距 $0.5\mu\text{m}$ 的測定條件來實施EBSP測定。

EBSP-OIM(登錄商標)法係對在掃描型電子顯微鏡(SEM)內呈高傾斜狀態的試料照射電子束，並以高感度相機拍攝後方散射所形成的菊池圖案且進行電腦圖像處理，藉此在短時間內測定照射點之結晶方位。

在EBSP法中，可定量地解析主體試料表面的微細結構及結晶方位，且分析區係可以SEM進行觀察之區域，雖依SEM的解析力而異，但可以最小20nm的解析力進行分析。解析係以數鐘頭之時間將欲分析之區域映射成數萬點的等間隔格狀而進行。在多結晶材料中，可觀測到試料內的結晶方位分布或結晶粒的大小。

在本實施形態中，係將一般在結晶粒之方位差當中作為結晶晶界所辨識的大角度晶界之閾值 15° 定義為結晶晶界，並由已映射之圖像使晶粒可見化，藉此求算平均結晶粒徑。即，「平均結晶粒徑」係以EBSP-OIM(登錄商標)所求得之值。

如上述，本發明人等揭示了用以獲得等向性及耐衝擊性所需的各個要件。

即，直接關聯於耐衝擊性的平均結晶粒徑在最後軋延結束溫度愈低溫的情況下，愈可為細粒。但，與平均結晶粒徑的情況相較之下，等向性之支配因子之一的 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度及

{332}<113>結晶方位的極密度相對於最後軋延溫度係顯示逆相關。所以，到目前為止，尚未顯示出兼顧該等向性與耐衝擊性之技術。前述{100}<011>~{223}<110>方位群係以鋼板表面5/8~3/8板厚範圍的板厚中央部之{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>、{223}<110>各方位的極密度算術平均表示。

爰此，本發明人等為了等向性，探索出一種熱軋方法及條件，其係使最後軋延後之沃斯田鐵充分地再結晶，並極力抑制再結晶粒之晶粒成長，藉此使等向性與耐衝擊性可同時提升。

為了使藉由軋延而成加工組織的沃斯田鐵粒進行再結晶，宜以最佳溫度區且合計50%以上的較大軋縮率來進行最後軋延。另一方面，為了將製品板的顯微組織細粒化，宜在最後軋延結束後於一定時間以內開始冷卻，以極力抑制沃斯田鐵粒的再結晶後之晶粒成長。

爰此，令藉由以前述式(b)表示之鋼板成分所決定的溫度為 $T_1(^{\circ}\text{C})$ ，進行 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍中之合計軋縮率R的熱軋，並分別調查等待時間t秒與本實施形態之熱軋鋼板要件的「在鋼板集合組織中鋼板表面5/8~3/8板厚範圍的板厚中央部中之{100}<011>~{223}<110>方位群的平均極密度、及板厚中心之平均結晶粒徑的關係。而，前述等待時間t係從該熱軋結束起、至以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的冷卻速度進行冷卻溫度變化在 40°C 以上且在 140°C 以下、且冷卻結束溫度在 $T_1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之冷卻的時

間。而，R全數在50%以上。合計軋縮率(軋縮率之合計)與所謂的累積軋縮率同義，係以上述各溫度範圍之軋延中之最初道次前的入口板厚為基準，相對於該基準之累積軋縮量(上述各溫度範圍之軋延中之最初道次前的入口板厚、與上述各溫度範圍之軋延中之最終道次後的出口板厚之差)的百分率。

令：從 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍之合計軋縮率R之熱軋結束起、至以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上之冷卻速度開始進行冷卻的時間為等待時間 t ，當該等待時間 t 如前述式(c)表示在 $t1 \times 2.5$ 秒以內，且冷卻溫度變化在 40°C 以上且在 140°C 以下、且冷卻結束溫度在 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 以下時，「在鋼板集合組織中鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 板厚範圍的板厚中央部中之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群的平均極密度在1.0以上且在4.0以下，且 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 結晶方位的極密度在1.0以上且在4.8以下」，此外，「板厚中心之平均結晶粒徑為 $10\mu\text{m}$ 以下」。即，認為可滿足本實施形態中為目的之等向性及耐衝擊性。

此表示：使等向性與耐衝擊性兩者提升之範圍—即，可兼顧充分的沃斯田鐵之再結晶與細粒化之範圍—可以後續詳細闡述之本實施形態規定的熱軋方法來達成。

還發現：在以進一步使韌性提升為目的而令平均結晶粒徑在 $7\mu\text{m}$ 以下時，宜將等待時間 t 秒設為低於 $t1$ ；在以進一步使等向性提升為目的而令 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群的平均極密度在2.0以下時，則宜將等待時間 t 秒設在 $t1$

以上且在2.5×t1以下。

本發明人等依據如上述基礎研究所獲得的見解，進一步針對可適當地適用於要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之構件的氣體滲碳氮化用熱軋鋼板及其製造方法進行精闢研討。其結果促成聯想出由下述條件所構成之熱軋鋼板及其製造方法。

就本實施形態中之化學成分的限定理由加以說明。

C含量[C]：超過0.07且在0.2%以下

C係對母材之強度及波來鐵分率賦予極大影響之元素。但，亦是使擴孔時變成破裂起點的雪明碳鐵(Fe_3C)等鐵系碳化物生成之元素。C含量[C]在0.07%以下時，將無法獲得因低溫變態生成相所造成之組織強化的強度提升效果。另一方面，若含有超過0.2%，則中心偏析會變顯著而使打孔加工時成為二次截斷面之破裂起點的雪明碳鐵(Fe_3C)等鐵系碳化物增加，且打孔性或擴孔性劣化。因此，C含量[C]係限定於超過0.07%且在0.2%以下之範圍。在慮及強度提升以及與延性之平衡的情況下，C含量[C]以0.15%以下為佳。

Si含量[Si]：在0.001%以上且在2.5%以下

Si係貢獻母材強度上升之元素。又，亦具有作為熔鋼之脫氧材的功能。雖然Si含量[Si]在0.001%以上時可發揮上述效果，但若超過2.5%，則貢獻強度上升之效果即飽和。又，Si係大幅影響變態點之元素，當Si含量[Si]低於0.001%或超過2.5%時，恐有抑制波來鐵生成之虞。因此，Si含量[Si]係限定在0.001%以上且在2.5%以下之範圍。而，從強度

提升與擴孔性提升之觀點看來，藉由添加超過0.1%的Si，伴隨著其含量之增加，可抑制鋼板組織中之雪明碳鐵等鐵系碳化物之析出，進而貢獻於強度提升與擴孔性之提升。另一方面，添加量一旦超過1%，鐵系碳化物之析出抑制的效果即飽和。所以，Si含量[Si]的理想範圍為超過0.1%且在1%以下。

Mn含量[Mn]：在0.01%以上且在4%以下

Mn係藉由固溶強化及淬火強化而貢獻於強度提升之元素。但，Mn含量[Mn]低於0.01%時，無法獲得該效果。另一方面，超過4%時，該效果即飽和。又，Mn係大幅影響變態點之元素，Mn含量[Mn]低於0.01%或超過4%時，恐有抑制波來鐵生成之虞。因此，Mn含量[Mn]係限定在0.01%以上且在4.0%以下之範圍。為了抑制S所造成的熱裂之產生，在未充分添加Mn以外的元素之情況下，Mn含量[Mn]與S含量[S]以質量%計宜在 $[Mn]/[S] \geq 20$ 之範圍。此外，Mn係伴隨著其含量之增加，可使沃斯田鐵區溫度擴大至低溫側使淬火性提升，而易於形成沖緣性優異的連續冷卻變態組織之元素。該效果在Mn含量[Mn]低於1%時將難以發揮，因此宜添加1%以上。

P含量[P]：超過0%且在0.15%以下

P係含於溶化生鐵中之雜質，乃偏析於晶界且會伴隨含量增加使韌性降低之元素。因此，P含量愈低愈佳。若含有超過0.15%，會對加工性或熔接性帶來不良影響，因此限制在0.15%以下。尤其，若慮及擴孔性或熔接性，P含量宜在

0.02%以下。令P為0%在作業上有所困難，因此不含0%。

S含量[S]：超過0%且在0.03%以下

S係含於溶化生鐵中之雜質，乃含量一旦過多，不僅會使韌性降低、引起熱軋時之破裂，還會生成使擴孔性劣化之A系夾雜物的元素。因此，應極力減低S含量。然而，若在0.03%以下，乃可許容之範圍，故限制在0.03%以下。惟，在需要有某程度擴孔性的情況下，S含量[S]理想在0.01%以下，較理想在0.005%以下。令S為0%在作業上有所困難，因此不含0%。

Al含量[Al]：在0.001%以上且在2%以下

為了進行鋼之精煉步驟中的熔鋼脫氧，添加0.001%以上的Al。但多量添加會招致成本上升，因此令其上限為2%。又，一旦添加過多量的Al，會使非金屬夾雜物增大且使延性及韌性劣化。因此，從延性及韌性之觀點看來，宜在0.06%以下。更理想在0.04%以下。又，與Si同樣地，為了獲得抑制材料組織中之雪明碳鐵等鐵系碳化物之析出效果，宜含有0.016%以上。所以，Al含量[Al]在0.016%以上且在0.04%以下更為理想。

N含量[N]：超過0%且在0.01%以下

N在鑄造時會與Ti生成粗大的TiN而使氣體滲碳氮化時由Ti所帶來的表面硬度提升效果降低。所以，應極力減低N。然而，若在0.01%以下，為可許容之範圍。從耐時效性觀點看來，設在0.005%以下更為理想。令N為0%在作業上有所困難，故不含0%。

$$\text{Ti 含量 [Ti] : } 0.005 + [\text{N}] \times 48/14 + [\text{S}] \times 48/32 \leq [\text{Ti}] \leq 0.015 + [\text{N}] \times 48/14 + [\text{S}] \times 48/32 \dots (\text{a})$$

Ti係用以在肥粒鐵變態後作為TiC析出並藉由釘扎效果來抑制冷卻中或捲取後之 α 粒晶粒成長而添加。惟，Ti在沃斯田鐵相之高溫區中，會成為TiN及TiS等被析出固定。所以，為了在 α 相確保對釘扎有效的Ti，須添加 $0.005 + [\text{N}] \times 48/14 + [\text{S}] \times 48/32$ 以上。另一方面，即使添加超過 $0.015 + [\text{N}] \times 48/14 + [\text{S}] \times 48/32$ ，其效果即達飽和，故將此設為上限。又，Ti會變成TiC來固定C，因此若過度添加，恐有抑制波來鐵生成之虞。

又，Ti具有在成形後之氣體滲碳氮化處理中與N結合而提高硬度之效果。為了達到上述效果，須添加 $0.005 + [\text{N}] \times 48/14 + [\text{S}] \times 48/32$ 以上。Ti含量[Ti]若低於前述範圍，在氣體滲碳氮化處理後，耐切屑性及耐轉動疲勞特性會降低，因此，在原板中即便顯示充分的機械特性，作為氣體滲碳氮化用熱軋鋼板仍不夠充分。

以上化學元素係本實施形態之鋼的基本成分(基本元素)，控制(含有或限制)該基本元素且殘留部分由鐵及無法避免之雜質所構成的化學組成，乃本實施形態之基本組成。然而，在本實施形態中，加上該基本成分(殘留部分之Fe的一部分之替代)，亦可因應需求還含有Nb、Cu、Ni、Mo、V、Cr、Ca、Mg、REM、B中任一種或二種以上元素。而，即便該等選擇元素無法避免地(例如，低於各選擇元素之下限含量之量)混入鋼中，亦不會損害本實施形態之效

果。以下，將就各元素之成分限定理由加以描述。

Nb、Cu、Ni、Mo、V、Cr係具有藉由析出強化或固溶強化使熱軋鋼板強度提升之效果之元素。但，當Nb含量[Nb]低於0.005%、Cu含量[Cu]低於0.02%、Ni含量[Ni]低於0.01%、Mo含量[Mo]低於0.01%、V含量[V]低於0.01%、且Cr含量[Cr]低於0.01%時，將無法充分獲得上述效果。又，即便添加Nb含量[Nb]超過0.06%、Cu含量[Cu]超過1.2%、Ni含量[Ni]超過0.6%、Mo含量[Mo]超過1%、V含量[V]超過0.2%、且Cr含量[Cr]超過2%時，上述效果即飽和且經濟性降低。因此，在因應需求而含有Nb、Cu、Ni、Mo、V、Cr時，Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下、Cu含量[Cu]在0.02%以上且在1.2%以下、Ni含量[Ni]在0.01%以上且在0.6%以下、Mo含量[Mo]在0.01%以上且在1%以下、V含量[V]在0.01%以上且在0.2%以下、且Cr含量[Cr]在0.01%以上且在2%以下為理想。

Mg、Ca及REM(稀土類元素：Rare Earth Metal)係控制成為破壞起點使加工性劣化之原因的非金屬夾雜物之形態進而使加工性提升之元素。當Ca、REM及Mg中任一者添加低於0.0005%時，將無法發揮上述效果。又，即便添加Mg含量[Mg]超過0.01%、Ca含量[Ca]超過0.01%、且REM含量[REM]超過0.1%，上述效果即飽和且經濟性降低。因此，宜添加Mg含量[Mg]在0.0005%以上且在0.01%以下、Ca含量[Ca]在0.0005%以上且在0.01%以下、且REM含量[REM]在0.0005以上且在0.1%以下之量。

B含量[B]：在0.0002%以上且在0.002%以下

B具有在成形後之氣體滲碳氮化處理中與N結合提高硬度之效果。惟，以低於0.0002%之添加，將無法獲得其效果。另一方面，即便添加超過0.002%，其效果即飽和。此外，由於B係抑制熱軋中之沃斯田鐵再結晶之元素，因此，多量的添加恐增強從未再結晶沃斯田鐵之 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態集合組織，進而使等向性劣化。因此，令B含量[B]在0.0002%以上且在0.002%以下。另一方面，在連續鑄造後之冷卻步驟中，從扁胚破裂之觀點看來，[B]宜在0.0015%以下。即，B含量[B]在0.001%以上且在0.0015%以下較為理想。

而，以該等為主成分之熱軋鋼板中，還可含有合計1%以下的Zr、Sn、Co、Zn、W作為無法避免之雜質。然而，Sn於熱軋時恐有產生軋痕之虞，因此以0.05%以下為理想。

接下來，就本實施形態之熱軋鋼板中之顯微組織等冶金因子詳加說明。

本實施形態之熱軋鋼板的顯微組織係由以組織分率計超過6%之波來鐵及殘留部分為肥粒鐵所構成。該組織構成之規定係有關於氮化處理後的韌性，即氣體滲碳氮化處理後作為零件使用時之耐衝擊性。

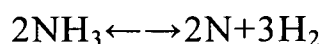
氣體滲碳氮化處理係以 $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態點溫度以下之570°C前後的相較低溫進行。即，氣體滲碳氮化處理與淬火處理不同，並非相變態所造成的淬火組織強化，而是藉由製作高硬度的氮化物，使其顯著硬化之處理。

若以顯微鏡觀察業經氣體滲碳氮化處理的材料剖面，

可確認厚度約10~20 μm 的化合物層(白層： ϵ 氮化物 Fe_{2-3}N)及其深部厚度100~300 μm 左右的擴散層。而且，在其深部還存有與處理前大致不變的母材組織。而，上述化合物層為脆化層，一旦深度過深，恐有使氮化處理後之韌性降低之虞，因此以20 μm 以下為宜。

又，在已施加氣體滲碳氮化處理之零件中，為了滿足耐切屑性及耐轉動疲勞特性，會要求氣體滲碳氮化後之化合物層表面0~5 μm 範圍的平均維氏硬度 $\text{Hv}(0.005\text{kgf})$ 須有350 Hv 以上之硬度。從耐摩耗性觀點看來，更理想為400 Hv 以上。

在氣體滲碳氮化處理中，以下述反應所獲得之N會由鋼板表面擴散而製成氮化物。



屆時之鐵與氮的化合物有面心立方晶格之 γ' 相(Fe_4N)與六角柱形密集晶格之 ζ 相(Fe_2N)2種，只要N濃度超過11%，便會生成 ζ 相。該 ζ 相會使氮化處理後之韌性極端劣化。

為了兼顧藉由氣體滲碳氮化處理所獲得之耐摩耗性、耐燒黏性、耐疲勞性、耐蝕性等、及氮化處理後之韌性，必須控制N之擴散且避免 ζ 相之生成。

本發明人等由金屬組織學之觀點，針對藉由抑制N之擴散而盡可能地避免 ζ 相之生成的方法不斷重複精闢研究。其結果另外發現：在顯微組織中若存有以組織分率計超過6%的波來鐵，即可抑制N之擴散，進而可避免 ζ 相之生成。

該機制雖不明確，但可推測其原因在於：在以夾層於

形成有波來鐵組織之帶狀雪明碳鐵層之形態存在的肥粒鐵中，於鐵晶格中存有多數C佔據了欲以氣體滲碳氮化處理擴散至鐵晶格中之N的侵入場，藉此抑制了N之擴散。

在本實施形態之熱軋鋼板中，就波來鐵之組織分率上限並未有特別規定。然而，由於本實施形態之熱軋鋼板的成分範圍係成為亞共析鋼之範圍，因此25%為上限。

在本實施形態之熱軋鋼板中，有關波來鐵的層間隔並未有特別限定。但，若超過 $2\mu\text{m}$ ，以夾層於雪明碳鐵層之形態存在的肥粒鐵之鐵晶格中所存有的C濃度會減少，進而具有抑制N擴散之效果降低的可能性。所以，波來鐵的層間隔以 $2\mu\text{m}$ 以下為理想。較為理想在 $1.5\mu\text{m}$ 以下，更理想在 $1.0\mu\text{m}$ 以下。

有關層間隔之測定係如下進行。以硝太蝕劑進行蝕刻後，於SEM以5000倍以上的倍率觀察至少5視域以上，藉以測定波來鐵組織之層間隔。本實施形態中之層間隔係顯示其平均值。

接下來，於下詳加說明本實施形態之熱軋鋼板之製造方法的限定理由(以下稱為本實施形態之製造方法)。

在本實施形態之製造方法中，在熱軋步驟前，先製造具有上述成分之扁胚等鋼片。該鋼片之製造方法並未有特別限定。即，作為具有上述成分之鋼片的製造方法，首先為豎爐、轉化爐或電爐等之熔製步驟，緊接著以各種二次精煉步驟進行成分調整使成為目的成分含量，接下來除了以通常的連續鑄造、或鑄錠法之鑄造以外，還可以薄扁胚

鑄造等方法來進行鑄造步驟。又，藉由連續鑄造製出扁胚時，可直接以高溫鑄片的狀態輸送至熱軋機，亦可一度冷卻至室溫後再以加熱爐進行再加熱後予以熱軋。於原料亦可使用金屬廢料。

藉由上述製造方法所獲得之扁胚會於熱軋步驟前，在扁胚加熱步驟中進行加熱。在本實施形態之製造方法中，該加熱溫度並未有特別限定。惟，加熱溫度一旦超過 1260°C ，即會因剝落而使成品率降低，因此加熱溫度以 1260°C 以下為理想。又，在低於 1150°C 的加熱溫度時，排程上會顯著損害作業效率，因此加熱溫度以 1150°C 以上為理想。

有關扁胚加熱步驟中之加熱時間並未有特別限定。但，由避免中心偏析等觀點看來，以達到上述加熱溫度起保持30分鐘以上為理想。惟，將鑄造後之鑄片直接以高溫的狀態輸送進行軋延之情況則不在此限。

扁胚加熱步驟之後無須特別費時等待，例如可在5分鐘以內對由加熱爐所抽出之扁胚開始進行粗軋延(第1熱軋)之粗軋延步驟，藉此獲得粗軋桿。

該粗軋(第1熱軋)係依以下說明之理由，以 1000°C 以上且 1200°C 以下的溫度區進行1次以上之40%以上的軋縮。當粗軋延溫度低於 1000°C 時，在粗軋延之熱變形阻力恐會增加而對粗軋延作業造成阻礙。

另一方面，在該粗軋延溫度超過 1200°C 時，會成為平均結晶粒徑變大而使韌性降低之主要原因。此外，在粗軋延中生成的二次鏽皮恐過度成長，而難以進行後續實施之

去鏽處理、或難以在最後軋延除去鏽皮。在該粗軋延結束溫度超過 1150°C 時，可能有夾雜物延伸而成為使擴孔性劣化之原因的情況。所以，理想在 1150°C 以下。

又，只要粗軋延中之軋縮率值小，平均結晶粒徑即會變大而成為使韌性降低之主要原因。只要在理想的40%以上，結晶粒徑便會變得較均勻且細粒。另一方面，超過65%時，可能有夾雜物延伸而成為使擴孔性劣化之原因的情況。所以，宜令上限為65%。

為了將熱軋鋼板之平均結晶粒徑細粒化，粗軋後，即最後軋延(第2熱軋)前之沃斯田鐵粒徑相當重要。所以，宜將沃斯田鐵粒徑設在 $200\mu\text{m}$ 以下。藉由縮小最後軋延前之沃斯田鐵粒，可大幅促進熱軋鋼板之結晶粒的細粒化及均質化。為了將沃斯田鐵粒徑設在 $200\mu\text{m}$ 以下，進行40%以上且1次以上之軋縮。

為了較有效率地獲得該細粒化及均質化之效果，將沃斯田鐵粒徑設在 $100\mu\text{m}$ 以下較為理想。為此，宜在粗軋延(第1熱軋)中，進行2次以上的40%以上之軋縮。惟，超過10次之軋縮，恐有溫度降低或鏽皮過剩生成之疑慮。

如此一來，縮小最後軋延前之沃斯田鐵粒徑可有效地促進後續之最後軋延中的沃斯田鐵之再結晶。此推測係源於作為最後軋延中之再結晶核之一，粗軋延後之(即最後軋延前之)沃斯田鐵晶界起作用之緣故。如此一來，在縮小沃斯田鐵粒徑的前提下，如後述般適當地控制最後軋延至冷卻開始的時間等，即可有效地將鋼板中的平均結晶粒徑細

粒化。

為了確認粗軋延後之沃斯田鐵粒徑，宜儘可能地將進入最後軋延之前的鋼板急速冷卻，即以 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的冷卻速度將鋼板予以冷卻，並將剖面組織進行蝕刻使沃斯田鐵晶界浮起，於光學顯微鏡進行測定。此時，以50倍以上的倍率藉由圖像解析或截斷法來測定20視域以上的範圍。

在粗軋延完成後進行之軋延(第2熱軋及第3熱軋)中，亦可在粗軋延步驟與最後軋延步驟之間將粗軋延步驟結束後所獲得之粗軋桿予以接合，進行如連續地進行軋延之無縫式軋延。屆時，亦可暫時將粗軋桿捲成線圈狀，並因應需求收納至具有保溫功能之覆蓋件中，再度捲回後再進行接合。

又，進行最後軋延(第2熱軋)時，有時宜控制縮小粗軋桿在軋延方向、板寬方向、及板厚方向的溫度參差。此時亦可因應需求，以加熱裝置將粗軋桿進行加熱，且該加熱裝置係可在粗軋延步驟之粗軋延機與最後軋延步驟之最後軋延機之間、或最後軋延步驟中之各軋台間，控制粗軋桿在軋延方向、板寬方向、及板厚方向之溫度參差者。

作為加熱機構，有氣體加熱、電導加熱、及感應加熱等之各式加熱機構，只要可控制縮小粗軋桿在軋延方向、板寬方向、及板厚方向之溫度參差，可使用任意的公知機構。作為加熱裝置之方式，以工業上溫度控制應答性良好的感應加熱方式為宜。尤其，若可設置感應加熱方式中可在板寬方向偏移之複數的數橫向型感應加熱裝置，即可因

應板寬任意地控制板寬方向之溫度分布，故較為理想。作為加熱裝置之方式，以橫向型感應加熱裝置連同板寬整體加熱優異的螺線型感應加熱裝置之組合所構成的裝置最為理想。

使用該等加熱裝置進行溫度控制時，宜控制加熱裝置的加熱量。此時，由於粗軋桿內部之溫度無法實測，因此係使用裝入扁胚溫度、扁胚在爐內時間、加熱爐環境溫度、加熱爐抽出溫度、還有輸送輓運機之搬送時間等預先已測定之實際數據，來推定粗軋桿到達加熱裝置時在軋延方向、板寬方向、及板厚方向的溫度分布。並且宜基於其推定值來控制加熱裝置之加熱量。

感應加熱裝置之加熱量的控制係例如下述進行控制。

作為感應加熱裝置(橫向型感應加熱裝置)之特性，一旦交流電流通過線圈，即會在其內側產生磁場。並且，藉由電磁感應作用，會在設置於其中的電導體產生磁通量並於直角的圓周方向產生與線圈電流相反方向的渦電流，藉由其焦耳熱可將電導體予以加熱。渦電流在線圈內側之表面最強烈，且會朝向內側指數函數性地減弱(該現象稱為趨膚效應)。

所以，眾知：頻率愈小，電流穿透深度會愈行增大，並在厚度方向獲得均勻的加熱模式。相反地，頻率愈大，電流穿透深度即愈小，並會在厚度方向獲得以表層為峰值之小幅過度加熱的加熱模式。

因此，藉由橫向型感應加熱裝置，粗軋桿之軋延方向、

及板寬方向之加熱可以同於習知的方式進行。

板厚方向之加熱可藉由橫向型感應加熱裝置之頻率變更使穿透深度變化，並操作板厚方向的加熱模式，藉以進行其溫度分布的均化。

此時，宜使用可調頻率型的感應加熱裝置，亦可藉由電容器之調整來進行頻率變更。感應加熱裝置的加熱量之控制亦可配置多數個頻率不同的感應器，並變更各個加熱量之分配量，藉此獲得所需的厚度方向加熱模式。感應加熱裝置的加熱量之控制只要改變與被加熱材之氣隙，頻率亦會跟著變動。所以，亦可變更氣隙，藉以獲得期望的頻率及加熱模式。

又，例如，如金屬材料疲勞設計便覽(日本材料學會編)中所記載，熱軋或酸洗狀態的鋼板之疲勞強度與鋼板表面之最大高度 R_y 相互關聯。所以，最後軋延後之鋼板表面的最大高度 R_y (相當於JIS B0601：2001中所規定的 R_z)在 $15\mu\text{m}$ ($15\mu\text{m}R_y$ 、 12.5mm 、 $\ln 12.5\text{mm}$)以下為理想。為了獲得該表面粗度，在去鏽處理中，宜滿足高壓水在鋼板表面的衝擊壓 $P \times$ 流量 $L \geq 0.003$ 之條件。為了防止鏽皮再度生成，爾後的最後軋延宜在去鏽處理後5秒以內進行。

粗軋(第1熱軋)步驟結束後，開始最後軋延(第2熱軋)步驟。在此，令粗軋延結束起至最後軋延開始之時間在150秒以下。粗軋延結束起至最後軋延開始之時間一旦超過150秒，鋼板中之平均結晶粒徑便會增大且韌性降低。下限並未有特別限定，但若在粗軋延後完全使再結晶完成的情況

下，以5秒以上為理想。又，若慮及因輓接觸所造成的粗軋桿表層之溫度降低、及加工發熱所造成的粗軋桿板厚方向之溫度不均化會對材質造成影響，則以20秒以上為佳。

在最後軋延中，令最後軋延開始溫度在1000°C以上。最後軋延開始溫度一旦低於1000°C，在各最後軋延道次賦予軋延對象之粗軋桿的軋延溫度會變低溫化，進而變成在未再結晶溫度區之軋縮，且集合組織發達、等向性劣化。

最後軋延開始溫度的上限並未有特別規定。但，一旦超過1150°C以上，在最後軋延前及道次間，於鋼板接地金屬與表面鏽皮之間恐產生成為鱗狀紡錘鏽皮缺陷之起點的面泡。所以，最後軋延開始溫度以低於1150°C為理想。

若令藉由鋼板成分所決定之溫度為 T_1 (°C)，則最後軋延會在 T_1+30 °C以上且在 T_1+200 °C以下的溫度範圍內進行至少1次之1道次30%以上的軋縮；且，令該溫度範圍中之軋縮率合計在50%以上，以 T_1+30 °C以上的溫度來結束熱軋。在此， T_1 係使用各元素含量且以下述式(b)所算出之溫度。

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (b)$$

該 T_1 溫度本身係以經驗所求得。發明人等藉由實驗以經驗發現：以 T_1 溫度為基準，可促進在各鋼之沃斯田鐵區的再結晶。惟，在上述式(b)中不含化學元素(化學成分)之量係以0%計算。

T_1+30 °C以上且 T_1+200 °C以下的溫度範圍中之合計軋縮率一旦低於50%，熱軋中所蓄積的軋延應變會不夠充分

而使沃斯田鐵之再結晶無法充分進行，因而造成結晶粒徑粗大化，且集合組織發達、等向性劣化。所以，令最後軋延中之合計軋縮率在50%以上。理想係若合計軋縮率為70%以上，則即便慮及因溫度變動等所造成之參差，仍可獲得充分的等向性。

另一方面，合計軋縮率一旦超過90%，則會因加工發熱等而變得難以維持在 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍，故非理想。又，可能有軋延荷重增加而難以進行軋延的情況。

此外，為了促進因已蓄積應變的釋放所形成之均勻的再結晶，係在令為 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下中之軋縮率合計為50%以上的前提下，於該軋延中進行至少1次之1道次30%以上的軋縮。

第2熱軋結束後，為了促進均勻的再結晶，宜盡量抑制減少在 $\text{Ar}3$ 變態點溫度以上且低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度區中之加工量。為此，係將在 $\text{Ar}3$ 變態點溫度以上且低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之軋延(第3熱軋)中的軋縮率合計限制在30%以下。從板厚精度或板形狀之觀點看來，以10%以下的軋縮率為理想，但在進一步追求等向性之情況下，軋縮率以0%較為想。

第1至第3熱軋皆必須以 $\text{Ar}3$ 變態點溫度以上作結束。在低於 $\text{Ar}3$ 變態點溫度的熱軋中，會成為二相區軋延而因加工肥粒鐵組織殘留造成等向性及延性降低。而，理想為軋延結束溫度在 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上。

此外，為了抑制再結晶粒的晶粒成長，令 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍中之軋縮率30%以上的道次為

大軋縮道次時，以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的冷卻速度進行冷卻溫度變化在 40°C 以上且在 140°C 以下、且冷卻停止溫度在 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之一次冷卻，以使前述大軋縮道次中從最終道次之完成起至冷卻開始的等待時間 t 秒滿足下述式(c)。

至冷卻開始的等待時間 t 一旦超過 $2.5 \times t_1$ 秒，已再結晶之沃斯田鐵粒便會以高溫溫度保持而使結晶粒顯著成長，其結果會造成韌性劣化。而，上述的一次冷卻為了在軋延後盡可能迅速地將鋼板加以水冷，宜在軋台間進行冷卻。而，於最終軋台後面設有溫度計、板厚計等儀表機器時，會因潑灑冷卻水時產生的蒸氣等而變得難以計測，因此難以在鄰近最終軋台的後方設置冷卻裝置。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (c)$$

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (d)$$

在此， T_f 為大軋縮道次之最終道次軋縮後的溫度($^{\circ}\text{C}$)， P_1 為大軋縮道次之最終道次的軋縮率(%)。

而，發現：由於將等待時間 t 設為如上述之時間—而非自熱軋結束起之時間，可實質上獲得理想的再結晶率及再結晶粒徑，故為理想。而，只要至冷卻開始的等待時間如上述，一次冷卻與第3熱軋兩者可任擇先行進行。

藉由將冷卻溫度變化限制在 40°C 以上且在 140°C 以下，較可抑制已再結晶之沃斯田鐵粒的晶粒成長。此外，藉由較有效地控制變體選擇(變體限制之回避)，亦可更進一步地抑制集合組織的發達。上述一次冷卻的溫度變化一旦低於 40°C ，已再結晶之沃斯田鐵粒會進行晶粒成長且韌性

劣化。另一方面，超過 140°C 時，恐過衝直達Ar3變態點溫度以下，屆時，即便是從再結晶沃斯田鐵的變態，亦會因變體選擇優先化的結果而形成集合組織且等向性降低。又，冷卻停止溫度變成Ar3變態點溫度以下時，恐有變韌鐵組織生成而抑制肥粒鐵及波來鐵生成之虞。

在該冷卻之冷卻速度一旦低於 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，已再結晶之沃斯田鐵粒會進行晶粒成長且韌性劣化。另一方面，冷卻速度之上限雖未有特別限定，但從板形狀之觀點看來，以 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下為妥當。又，冷卻結束時的鋼板溫度超過 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 時，將無法充分獲得冷卻效果。此乃因為：即便有以符合最終道次後的條件來實施一次冷卻，當一次冷卻結束後的鋼板溫度超過 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 時，恐有產生結晶晶粒成長，進而使沃斯田鐵粒徑顯著粗大化之疑慮。

而，若進一步將至冷卻開始的等待時間 t 設為低於 t_1 ，較可抑制晶粒成長而獲得更良好的韌性。

另一方面，若進一步將至冷卻開始的等待時間 t 設為 $t_1 \leq t \leq 2.5 \times t_1$ ，可充分促進並穩定結晶晶粒的隨機化，獲得更優異的極密度及等向性。

此外，為了抑制晶粒成長獲得優異的韌性，宜在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍之軋延中，令各最後軋延道次間之溫度上升在 18°C 以下。為了抑制溫度上升，例如可使用道次間冷卻裝置等。

是否有進行上述所規定之軋延，可就軋延率從軋延荷重、板厚測定等，藉由實際數據或計算求算。又，就溫度

的部分，由於只要有軋台間溫度計即可進行實測，或可從線速或軋縮率等進行慮及加工發熱等的計算模擬，因此可藉由其中一種或其兩種方法求得。

在本實施形態之製造方法中，軋延速度雖未有特別限定，但只要在最後最終軋台側的軋延速度低於400mpm，仍有 γ 粒成長粗大化之傾向。所以，用以獲得延性之肥粒鐵的可析出區域恐減少，進而造成延性劣化。又，有關上限的部分，雖然無需特別限定亦可獲得效果，但實際在設備制約上為1800mpm以下。所以，在最後軋延步驟的軋延速度因應需求在400mpm以上且在1800mpm以下為佳。

又，亦可在一次冷卻後且捲取步驟前，另於軋台通過後進行二次冷卻。有關其冷卻模式並未有特別規定，可在可滿足後述捲取溫度之範圍，因應線速或捲取溫度加以適宜設定。

在接續的捲取步驟中，令捲取溫度超過550°C。若在550°C以下，恐有變成Bs點以下而於顯微組織中混入變韌鐵，使氮化處理後之耐衝擊性劣化之虞。又，捲取後波來鐵變態恐無法充分進行。捲取溫度的上限雖未有特別限定，但不會較軋延結束溫度更高溫。又，超過850°C的溫度時，恐有因線圈最外周的氧化使鋼板表面性狀劣化之虞，因此以850°C以下為理想。更理想為800°C以下。

惟，令波來鐵組織的層間隔在2 μ m以下時，宜將捲取溫度設在800°C以下。令波來鐵組織的層間隔在1.5 μ m以下時，則將捲取溫度設在700°C以下較佳。波來鐵組織主要是

在捲取步驟生成，且波來鐵的層間隔會受到Fe及C之擴散距離極大影響。

此外，在藉由鋼板形狀之矯正或可動排差導入來圖謀延性提升之目的下，亦可在全部的步驟結束後施加軋縮率在0.1%以上且在2%以下的調質軋延。又，全部的軋延步驟結束後，亦可在除去附著於所獲得之熱軋鋼板表面之鏽皮之目的下，因應需求對所獲得之熱軋鋼板進行酸洗。此外，酸洗後，亦可對所獲得之熱軋鋼板在線內或線外施加軋縮率10%以下的調質軋延或冷軋延。

本實施形態之熱軋鋼板在鑄造後、熱軋後、及冷卻後的任一情況下，皆可在熱浸鍍敷作業線上施加熱處理，此外，還可對該等熱軋鋼板另外施加表面處理。藉由在熱浸鍍敷作業線上施加鍍敷，可提升熱軋鋼板之耐蝕性。對酸洗後的熱軋鋼板施加鍍鋅時，可將所獲得之鋼板浸漬於鍍鋅浴中，並因應需求進行合金化處理。藉由施加合金化處理，熱軋鋼板可提升耐蝕性，並可提升相對於點熔接等各種熔接之熔接抗性。

於第3圖中顯示本實施形態之製造方法的概略流程圖，以供參考。

而，該等步驟完成後，藉由對所獲得之熱軋鋼板進行氣體滲碳氮化處理，可獲得氮化處理零件。

實施例

以下，將依據實施例進一步說明本發明。

經由轉化爐、二次精煉步驟、及連續鑄造，製作具有

表1中所示之化學成分的A~AI鑄片後進行再加熱，並以接續於粗軋延的最後軋延軋縮成2.0~3.6mm的板厚，進行一次冷卻，且因應需求進行二次冷卻後加以捲取而製造出熱軋鋼板。較詳細而言，係依照表2~表7中所示之製造條件製作熱軋鋼板。又，對上述熱軋鋼板進行在氮氣+N₂+CO₂的氣體環境中以560~580°C的溫度加熱保持5小時的氣體滲碳氮化處理。而，有關表中化學組成之表示全部以質量%計。

又，表1中之成分的殘留部分係表示Fe及無法避免之雜質，「0%」、或「-」皆表示未檢測出之意。此外，表中之底線表示在本發明之範圍外。

在此，「成分」表示具有與表1中所示之各記號相對應成分之鋼；「Ar3變態點溫度」表示以下述式(g)算出之Ar3溫度(°C)；「T1」表示以前述式(b)算出之溫度；且「t1」表示以前述式(d)算出之時間。

$$\text{Ar3}=910-310\times[\text{C}]+25\times[\text{Si}]-80\times[\text{Mneq}]\dots(\text{g})$$

惟，[Mneq]在未添加B的情況下係由式(h)表示；在添加有B的情況下則由下述式(i)表示。

$$[\text{Mneq}]=[\text{Mn}]+[\text{Cr}]+[\text{Cu}]+[\text{Mo}]+[\text{Ni}]/2+10\times([\text{Nb}]-0.02)\dots(\text{h})$$

$$[\text{Mneq}]=[\text{Mn}]+[\text{Cr}]+[\text{Cu}]+[\text{Mo}]+[\text{Ni}]/2+10\times([\text{Nb}]-0.02)+1\dots(\text{i})$$

在此，[成分元素]係以質量%計之成分元素的含量。

「加熱溫度」表示鑄片加熱步驟中之加熱溫度；「保持時間」表示加熱步驟中在預定加熱溫度中的保持時間；

「1000°C以上且40%以上的軋縮次數」或「1000°C以上且40%以上的軋縮率」表示在粗軋延中之1000°C以上且1200°C

以下之溫度範圍中之40%以上之道次的軋縮率或軋縮次數；「至最後軋延開始之時間」表示從粗軋延步驟結束起至最後軋延步驟開始之時間；且「合計軋縮率」表示各溫度區之熱軋中的合計軋縮率。又，「 T_f 」表示大軋縮道次之最終道次軋縮後的溫度；「 P_1 」表示大軋縮道次之最終道次的軋縮率；且「道次間最大溫度上升」表示在 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上且在 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度區中的各道次間，藉由加工發熱等所上升的最大溫度。而，在該實施例中， P_1 係將「-」的情況除外，以30%以上的最終軋縮來結束最後軋延。所以，除了 P_1 為「-」的情況以外， T_f 為最後軋延結束溫度。

此外，「至一次冷卻開始之等待時間」表示令 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上且 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下的溫度範圍中之軋縮率30%以上的道次為大軋縮道次時，自前述大軋縮道次中之最終道次完成起至冷卻開始的等待時間；「一次冷卻速度」表示從一次冷卻溫度開始起至完成一次冷卻的平均冷卻速度；「一次冷卻溫度變化」表示一次冷卻開始溫度與結束溫度之差；且「捲取溫度」表示在捲取步驟中，以輓件捲取之溫度。

所獲得之鋼板的評估結果顯示於表8~10。而，機械特性中有關拉伸特性、等向性、及擴孔性的部分係以原板進行評估，有關韌性的部分則是以原板及氮化處理後的熱軋鋼板雙方進行評估。又，就氣體滲碳氮化處理後之耐切屑性及耐轉動疲勞特性的評估，調查了氣體滲碳氮化後之化合物層表面 $5\mu\text{m}$ 範圍的平均硬度($H_v(0.005\text{kgf})$)。鋼板的評估方法與前述方法相同。在此，「波來鐵分率」表示從光學

顯微鏡組織以點計數法所測定之波來鐵組織的面積分率；「平均結晶粒徑」表示以EBSP-OIMTM所測定之平均結晶粒徑；「 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度」表示與軋延面平行之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的極密度；「 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度」表示與軋延面平行之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度；且「氣體滲碳氮化後化合物層深度」表示已進行在氮氣+N₂+CO₂之氣體環境中以560～580°C加熱保持5小時之氣體滲碳氮化處理後，從表層採取剖面微量樣品進行顯微鏡觀察所測定之化合物層(白層： ϵ 氮化物Fe_{2.3}N)的深度(厚度)。而，波來鐵分率在表層部與板厚中心部任一者測定，皆顯示大致相同之值。

「拉伸試驗」結果係顯示C方向JIS5號試驗片之結果。表中，「YP」表示降伏點；「TS」表示拉伸強度；且「El」表示拉伸。「等向性」係以 $|\Delta r|$ 之倒數為指標。「擴孔」結果則顯示出以JFS T 1001:1996記載之擴孔試驗方法所獲得之結果。「韌性」係表示以次尺寸之V形刻痕沙丕試驗所獲得之轉脆溫度(vTrs)。

依循本發明之鋼板為鋼編號8、13、15、16、24～28、30、31、34～37、40～42、56、61、63、64、72～76、78、79、82～85、88～90。該等鋼板係拉伸強度為440MPa以上的氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其特徵在於：含有預定量之鋼成分，且鋼板之集合組織中鋼板表面5/8～3/8板厚範圍的板厚中央部中之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度在1.0以上且在4.0以下，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密

度在1.0以上且在4.8以下；此外，板厚中心之平均結晶粒徑為 $10\mu\text{m}$ 以下；而且，其顯微組織係以組織分率計超過6%之波來鐵及殘留部分為肥粒鐵所構成。又，該等熱軋鋼板在等向性、氮化處理後之韌性、原板之韌性、及氣體滲碳氮化後之化合物層表面 $5\mu\text{m}$ 範圍的平均硬度、以及擴孔性中，皆顯示出優異的特性。

表 1

鋼	質量%																備註		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg		Ca	Rem
A	0.069	1.20	2.51	0.016	0.003	0.023	0.0026	0.144	0.020	-	-	-	-	-	0.0014	0.0022	-	-	-
B	0.071	1.17	2.46	0.011	0.002	0.029	0.0040	0.179	0.017	-	-	-	-	-	-	0.0019	0.0024	-	-
C	0.067	0.14	1.98	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.091	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0.036	0.94	1.34	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.126	0.041	-	-	-	-	-	-	-	0.0021	-	-
E	0.043	0.98	0.98	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.099	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0018	-
F	0.042	0.73	1.04	0.011	0.001	0.024	0.0041	0.035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-
G	0.089	0.91	1.20	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H	0.180	0.03	0.72	0.017	0.004	0.011	0.0035	0.025	-	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-
I	0.022	0.05	1.12	0.009	0.004	0.025	0.0047	0.102	-	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-
J	0.004	0.12	1.61	0.080	0.002	0.041	0.0027	0.025	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-
K	0.230	0.18	0.74	0.017	0.002	0.005	0.0051	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
L	0.091	0.02	1.50	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.026	-	0.06	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-
M	0.100	0.03	1.45	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.020	-	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-
N	0.081	0.01	1.51	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.022	-	-	0.48	-	-	-	-	-	-	-	-
O	0.090	0.02	1.55	0.011	0.001	0.020	0.0041	0.024	0.011	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	-
P	0.087	0.02	1.52	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.023	-	-	-	-	-	0.91	-	-	-	-	-
Q	0.220	0.12	1.25	0.012	0.005	0.026	0.0041	0.028	-	-	-	-	-	-	-	0.0012	-	-	-
R	0.145	0.15	1.22	0.011	0.004	0.024	0.0040	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-
S	0.075	0.18	1.24	0.010	0.010	0.030	0.0044	0.036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T	0.067	0.24	1.28	0.009	0.003	0.022	0.0043	0.025	-	-	-	-	-	2.40	-	-	-	-	-
U	0.142	2.65	1.25	0.007	0.001	0.036	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-
V	0.144	2.42	1.22	0.008	0.001	0.020	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
W	0.151	0.95	1.24	0.010	0.001	0.033	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	0.146	0.11	1.28	0.011	0.001	0.026	0.0035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co:0.001	-
Y	0.143	0.01	1.22	0.008	0.004	0.024	0.0047	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Z	0.149	0.00	1.24	0.012	0.004	0.030	0.0027	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	0.144	0.12	4.60	0.012	0.002	0.036	0.0051	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AB	0.145	0.14	3.80	0.011	0.002	0.020	0.0046	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AC	0.146	0.14	1.10	0.010	0.001	0.033	0.0028	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Zr:0.002	-
AD	0.139	0.11	0.02	0.009	0.001	0.026	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AE	0.141	0.18	0.00	0.007	0.001	0.024	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AF	0.144	0.16	1.22	0.200	0.001	0.030	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AG	0.145	0.15	1.24	0.002	0.040	0.022	0.0037	0.078	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AH	0.149	0.13	1.24	0.011	0.005	0.023	0.0042	0.040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AI	0.141	0.12	1.22	0.011	0.004	0.026	0.0045	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

表 2

鋼編號	冶金因子		加熱溫度條件				第1熱軋延				製造條件				
	成分	A13變態點溫度(°C)	加熱溫度(°C)	保持時間(分)	1000°C以上且40%以上的軋縮次數	1000°C以上且40%以上的軋縮率(%)	γ粒徑(μm)	軋延結束溫度(°C)	至最後軋延開始之時間(秒)	軋延開始溫度(°C)	合計軋縮率(%)	Tf(°C)	P1(%)	1道次30%以上的道次次數	道次間最大溫度上升(°C)
比較例 1	A	638	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	15
比較例 2	B	723	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	12
比較例 3	C	720	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	1050	93	980	35	2	15
比較例 4	D	798	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	990	32	3	12
比較例 5	E	779	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	970	32	3	12
比較例 6	F	833	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12
比較例 7	G	825	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12
本發明 8	H	813	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	89	980	35	2	15
比較例 9	H	813	1200	60	0	-	250	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 10	H	813	1200	60	1	50	150	1030	180	1020	93	980	35	2	15
比較例 11	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	45	980	35	2	15
比較例 12	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	800	35	2	15
本發明 13	H	813	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050	35	2	15
比較例 14	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	-	0	15
本發明 15	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	25
比較例 16	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
本發明 17	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 18	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 19	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 20	H	813	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 21	I	751	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 22	J	699	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12
比較例 23	K	800	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12
比較例 24	L	772	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1020	89	940	32	3	12
本發明 25	M	779	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	960	32	3	12
本發明 26	N	662	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
本發明 27	O	766	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12
本發明 28	P	705	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
比較例 29	Q	761	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
本發明 30	R	787	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11

表3

鋼編號	冶金因子		製造條件						第2熱軋延							
	成分	A-3變態點溫度(°C)	加熱溫度條件		第1熱軋延				軋延開始溫度(°C)	合計軋縮率(%)	Tf(°C)	P1(%)	1道次30%以上的道次次數	道次間最大溫度上升(°C)		
			加熱溫度(°C)	保持時間(分)	1000°C以上且40%以上的軋縮次數	1000°C以上且40%以上的軋縮率(%)	γ粒徑(μm)	軋延結束溫度(°C)							至最後軋延開始之時間(秒)	
本發明	31	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	90	950	40	1	11
比較例	32	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	90	950	40	1	11
比較例	33	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	90	950	40	1	11
本發明	34	V	844	857	1250	30	1	50	160	1080	120	90	950	40	1	11
本發明	35	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	93	940	35	2	14
本發明	36	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	93	940	35	2	14
本發明	37	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	93	940	35	2	14
比較例	38	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	93	940	35	2	14
比較例	39	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	93	940	35	2	14
本發明	40	AB	581	862	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	89	930	32	3	10
本發明	41	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
本發明	42	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	43	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	44	AE	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	45	AF	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	46	AG	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	47	AH	785	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	48	AI	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	89	930	32	3	10
比較例	49	A	638	895	1260	45	2	45/45	100	1080	60	89	930	32	3	10
比較例	50	B	723	903	1260	45	2	45/45	100	1080	60	90	990	40	1	15
比較例	51	C	720	887	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	90	990	40	1	12
比較例	52	D	798	896	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	89	970	32	3	12
比較例	53	E	779	875	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	89	960	32	3	12
比較例	54	F	833	866	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	89	950	32	3	12
比較例	55	G	825	851	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	89	980	35	2	15
本發明	56	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	93	980	35	2	15
比較例	57	H	813	858	1200	60	0	-	250	1030	60	93	980	35	2	15
比較例	58	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	180	93	980	35	2	15
比較例	59	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	45	980	35	2	15
比較例	60	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	93	800	35	2	15

表 4

鋼編號	冶金因子		加熱溫度條件				第1級乳凝				第2級乳凝				通次間最大溫度上升(°C)	
	成分	Ac3起點溫度(°C)	T1(°C)	加熱溫度(°C)	保持時間(分)	1000°C以上且40%以上的乳凝次數	1000°C以上且40%以上的乳凝率(%)	γ粒徑(μm)	乳凝結束溫度(°C)	至原級乳凝開始之時間(秒)	乳凝開始溫度(°C)	合計乳凝率(%)	TF(°C)	PI(%)		1道次30%以上的道次次數
本發明 61	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050	35	2	15
比較例 62	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	-	0	15
本發明 63	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	25
本發明 64	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 65	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 66	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 67	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
比較例 68	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	12
比較例 69	T	751	878	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12
比較例 70	J	699	885	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12
比較例 71	K	800	852	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	940	32	3	12
本發明 72	L	772	858	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	980	32	3	12
本發明 73	M	779	856	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
本發明 74	N	682	905	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12
本發明 75	O	766	871	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
本發明 76	P	705	866	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12
比較例 77	Q	761	860	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
本發明 78	R	787	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
本發明 79	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
比較例 80	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
比較例 81	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
本發明 82	V	844	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
本發明 83	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
本發明 84	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
本發明 85	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
比較例 86	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
比較例 87	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
本發明 88	AB	581	862	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940	35	2	14
本發明 89	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
本發明 90	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 91	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 92	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 93	AE	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 94	AF	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 95	AG	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 96	AH	785	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10
比較例 97	AI	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930	32	3	10

表 5

鋼 編 號	冷卻條件										捲取溫度 (°C)	
	第3熱軋延		冷卻條件									一次冷卻 停止溫度(°C)
	合計軋縮率(%)	t1(秒)	2.5 × t1	至一次冷卻開始的 等待時間(秒)	t/t1	一次冷卻 速度(°C/秒)	一次冷卻 溫度變化(°C)	一次冷卻 溫度(°C)				
1	0	0.40	1.00	0.25	0.6	60	90	900	650			
2	0	0.51	1.28	0.25	0.5	60	90	900	650			
3	0	0.62	1.55	0.25	0.4	65	110	870	600			
4	0	0.73	1.83	0.25	0.3	60	70	920	600			
5	0	0.71	1.78	0.25	0.4	60	70	900	600			
6	0	0.72	1.80	0.25	0.3	60	70	890	600			
7	0	0.65	1.63	0.25	0.4	50	70	880	600			
8	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670			
9	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670			
10	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670			
11	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670			
12	0	3.40	8.50	0.25	0.1	65	110	690	670			
13	0	0.29	0.73	0.25	0.9	65	110	940	670			
14	0	-	-	0.25	-	65	110	870	670			
15	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670			
16	0	0.27	0.68	0.20	0.7	65	110	870	670			
17	0	0.27	0.68	0.25	0.9	5	110	870	670			
18	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	20	960	670			
19	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	205	775	670			
20	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	450			
21	0	0.89	2.23	0.60	0.7	60	70	890	650			
22	0	0.88	2.20	0.60	0.7	60	70	880	650			
23	0	0.82	2.05	0.60	0.7	60	70	870	650			
24	0	0.61	1.53	0.60	1.0	60	70	890	600			
25	0	0.73	1.83	0.60	0.8	60	70	880	600			
26	0	2.00	5.00	0.60	0.3	60	70	870	600			
27	0	0.99	2.48	0.60	0.6	60	70	880	600			
28	0	1.08	2.70	0.60	0.6	60	70	870	600			
29	5	0.47	1.17	0.40	0.9	50	80	870	780			
30	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	780			

表 6

鋼 編 號	第3熱軋延		冷卻條件							擡取溫度 (°C)
	合計軋縮率(%)	t1(秒)	2.5 × t1	至一次冷卻開始的 等待時間(秒)	t/t1	一次冷卻 速度(°C/秒)	一次冷卻 溫度變化(°C)	一次冷卻 停止溫度(°C)		
31	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	700	
32	5	0.86	2.14	0.40	0.5	50	80	870	700	
33	5	0.42	1.05	0.40	1.0	50	80	870	700	
34	5	0.43	1.07	0.40	0.9	50	80	870	790	
35	12	0.77	1.93	0.70	0.9	70	130	810	780	
36	12	0.77	1.92	0.70	0.9	70	130	810	750	
37	12	0.81	2.02	0.70	0.9	70	130	810	750	
38	12	0.78	1.94	0.70	0.9	70	130	810	750	
39	12	0.89	2.24	0.70	0.8	70	130	810	550	
40	12	0.86	2.16	0.70	0.8	70	130	810	550	
41	12	1.07	2.68	1.00	0.9	55	85	845	750	
42	25	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750	
43	31	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750	
44	25	1.06	2.66	1.00	0.9	55	85	845	750	
45	25	1.09	2.73	1.00	0.9	55	85	845	750	
46	25	1.40	3.51	1.00	0.7	55	85	845	750	
47	25	1.20	3.00	1.00	0.8	55	85	845	750	
48	25	1.09	2.74	1.00	0.9	55	85	845	750	
49	0	0.40	1.00	1.00	2.5	60	90	900	650	
50	0	0.51	1.28	1.00	2.0	60	90	900	650	
51	0	0.62	1.55	1.00	1.6	65	110	870	600	
52	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	70	920	600	
53	0	0.71	1.78	1.00	1.4	60	70	900	600	
54	0	0.72	1.80	1.00	1.4	60	70	890	600	
55	0	0.65	1.63	1.00	1.5	60	70	880	600	
56	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670	
57	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670	
58	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670	
59	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670	
60	0	3.40	8.50	4.00	1.2	65	110	690	670	

表 7

鋼 種	第3熱處理 合計輻照率(%)		冷卻條件					一次冷卻停止溫度 (°C)	一次冷卻溫度變化 (°C)	捲取溫度 (°C)
	t1(秒)	2.5 × t1	至一次冷卻開始的等待時間 (秒)	t/t1	一次冷卻速度 (°C/秒)	一次冷卻溫度 (°C)				
61	0	0.29	0.73	0.50	1.7	65	940	110	670	
62	0	—	—	0.50	—	65	870	110	670	
63	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	870	110	670	
64	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	870	110	670	
65	0	0.27	0.68	0.50	1.9	5	870	110	670	
66	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	960	20	670	
67	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	775	205	670	
68	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	870	110	450	
69	0	0.89	2.23	2.00	2.2	60	890	70	650	
70	0	0.88	2.20	2.00	2.3	60	880	70	650	
71	0	0.82	2.05	2.00	2.4	60	870	70	650	
72	0	0.61	1.53	1.00	1.6	60	890	70	600	
73	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	880	70	600	
74	0	2.00	5.00	3.00	1.5	60	870	70	600	
75	0	0.99	2.48	2.00	2.0	60	880	70	600	
76	0	1.08	2.70	2.00	1.9	60	870	70	600	
77	5	0.47	1.17	1.00	2.1	50	870	80	700	
78	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	870	80	700	
79	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	870	80	700	
80	5	0.86	2.14	1.00	1.2	50	870	80	700	
81	5	0.42	1.05	1.00	2.4	50	870	80	700	
82	5	0.43	1.07	1.00	2.3	50	870	80	790	
83	12	0.77	1.93	1.00	1.3	70	810	130	780	
84	12	0.77	1.92	1.00	1.3	70	810	130	750	
85	12	0.81	2.02	1.00	1.2	70	810	130	750	
86	12	0.78	1.94	1.00	1.3	70	810	130	750	
87	12	0.89	2.24	1.00	1.1	70	810	130	550	
88	12	0.86	2.16	1.00	1.2	70	810	130	550	
89	12	1.07	2.68	2.00	1.9	55	845	85	750	
90	25	1.05	2.63	2.00	1.9	55	845	85	750	
91	31	1.05	2.63	2.00	1.9	55	845	85	750	
92	25	1.05	2.63	4.00	3.8	55	845	85	750	
93	25	1.06	2.66	2.00	1.9	55	845	85	750	
94	25	1.09	2.73	2.00	1.8	55	845	85	750	
95	25	1.40	3.51	2.00	1.4	55	845	85	750	
96	25	1.20	3.00	2.00	1.7	55	845	85	750	
97	25	1.09	2.74	2.00	1.8	55	845	85	750	

表 8

鋼 編 號	顯微組織										氮化處理前機械特性					氮化處理後	
	波來鐵 分率(%)	層間隔 (μm)	平均結晶 粒徑(μm)	{100}<011>~ {223}<110>方位 群的平均極密度	{332}<113> 結晶方位的 極密度	氮滲透氮化後 化合物表面0-5 μm 範圍的平均硬度 Hv(0.005kgf)	氣體滲透氮化 後化合物層 深度(μm)	拉伸試驗			各向性		擴孔性		vTrs ($^{\circ}\text{C}$)		
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ Δr_l	λ (%)	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)				
1	5.9	1.0	5.5	3.7	4.5	500	21	774	941	15.6	3.5	70	-108	-18			
2	8.0	1.0	6.0	3.7	4.5	500	21	770	895	16.8	3.5	75	-93	-19			
3	5.7	0.8	6.0	3.8	4.5	475	21	721	810	18.5	3.5	76	-93	-18			
4	3.1	0.8	5.0	3.7	4.5	500	24	716	794	19.2	3.5	77	-125	-10			
5	3.7	0.8	7.0	4.0	4.7	450	23	733	814	18.7	3.5	74	-68	-12			
6	3.6	0.8	6.0	4.0	4.7	450	23	477	603	27.6	3.5	79	-93	-13			
7	7.6	0.8	7.5	4.0	4.7	300	19	360	480	33.6	3.5	90	-58	-20			
8	15.3	1.1	6.0	3.7	4.4	450	12	388	511	30.0	3.5	72	-93	-48			
9	13.6	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	365	488	32.0	3.5	71	-11	-5			
10	14.1	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	355	470	29.4	3.5	74	-15	-5			
11	15.3	1.1	11.0	5.2	5.4	450	12	396	520	28.5	3.0	60	-19	-10			
12	15.2	1.1	3.0	7.1	6.2	450	12	440	536	22.0	2.9	69	-124	-67			
13	12.3	1.1	7.0	3.7	4.5	450	15	352	466	29.3	3.5	72	-45	-42			
14	15.0	1.1	11.0	7.3	6.3	450	12	399	522	30.1	2.8	66	-10	0			
15	12.0	1.1	7.0	3.7	4.4	450	15	381	505	31.8	3.5	74	-50	-45			
16	11.4	1.1	5.5	3.6	4.3	450	16	360	481	32.0	3.6	78	-100	-60			
17	13.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	14	357	477	30.8	3.5	75	-11	0			
18	12.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	15	371	495	28.9	3.5	76	-15	-5			
19	0.0	-	4.5	7.4	6.3	400	30	403	530	30.5	2.8	64	-128	-19			
20	0.5	-	6.5	3.9	4.6	350	27	381	500	26.8	3.5	72	-80	-18			
21	1.9	1.0	6.5	4.0	4.7	450	25	434	571	33.7	3.5	71	-80	-15			
22	0.3	-	9.0	4.0	4.7	350	27	294	431	36.5	3.5	82	-31	-18			
23	29.6	1.0	7.0	4.0	4.8	300	7	360	505	29.2	3.5	70	-58	-25			
24	7.7	0.8	4.5	3.6	4.4	400	19	380	503	29.1	3.5	80	-128	-80			
25	8.5	0.8	5.5	3.5	4.3	400	18	372	496	30.5	3.5	81	-108	-58			
26	6.9	0.8	5.0	3.5	4.3	400	20	385	530	28.8	3.5	75	-125	-68			
27	7.7	0.8	6.0	3.5	4.3	400	19	388	509	30.0	3.5	78	-93	-48			
28	7.4	0.8	5.5	3.5	4.3	400	20	394	522	29.0	3.5	73	-108	-58			
29	21.0	1.6	4.0	4.0	4.8	450	10	432	568	26.4	3.5	60	-131	-55			
30	10.4	1.6	5.5	3.9	4.6	450	15	390	513	29.2	3.5	78	-108	-50			

表 9

鋼 編 號	顯微組織										氮化處理前機械特性						氮化處理後	
	波來鐵 分率(%)	層間隔 (μm)	平均結晶 粒徑(μm)	{100}<011>~ {223}<110>方位 群的平均極密度	{332}<113> 結晶方位的 極密度	氣體滲碳氮化後 化合物層表面0~5 μm 範圍的平均硬度 Hv(0.005kgf)	氣體滲碳氮化 後化合物層 深度(μm)	拉伸試驗			等向性			脆性				
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ Δr	λ (%)	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)				
31	6.1	1.6	6.0	3.8	4.5	400	18	373	491	30.5	3.5	81	-93	-50				
32	5.8	1.6	7.0	4.0	4.8	400	22	321	422	35.5	3.5	95	-58	-15				
33	6.0	1.6	7.0	3.8	4.6	400	24	417	549	27.3	3.5	73	-68	-10				
34	6.4	2.0	7.0	3.7	4.5	400	20	411	541	27.7	3.5	74	-68	-41				
35	12.0	2.0	6.5	3.7	4.4	375	17	423	556	27.0	3.5	72	-80	-67				
36	11.0	1.8	6.0	3.8	4.6	375	16	385	506	29.6	3.5	74	-93	-78				
37	6.1	1.8	5.5	3.9	4.7	375	19	373	491	30.5	3.6	81	-108	-40				
38	5.4	1.8	5.5	3.9	4.7	400	22	333	438	34.2	3.5	91	-108	-18				
39	2.0	0.5	4.0	3.6	4.4	425	26	528	695	21.6	3.7	72	-127	-19				
40	6.1	0.5	4.5	3.7	4.5	425	20	487	641	23.4	3.5	71	-122	-50				
41	13.0	1.8	6.0	3.6	4.4	400	17	378	488	30.1	3.6	70	-93	-40				
42	6.3	1.8	6.5	3.9	4.7	350	18	335	441	34.0	3.5	91	-80	-40				
43	6.2	1.8	4.5	7.0	6.2	350	18	353	464	32.0	2.9	68	-136	-84				
44	5.7	1.8	7.0	3.9	4.7	350	24	324	426	35.2	3.5	94	-68	-10				
45	7.0	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	377	496	24.0	3.5	55	-18	5				
46	7.1	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	371	488	21.0	3.5	42	-16	10				
47	4.0	1.8	7.0	4.0	4.7	450	27	389	512	29.3	3.5	78	-68	-5				
48	14.0	1.8	11.0	3.5	4.3	300	8	388	510	29.4	3.5	71	-5	0				
49	5.8	1.0	7.5	1.9	2.7	500	21	663	872	17.2	7.5	79	-58	-18				
50	5.9	1.0	8.0	1.9	2.7	500	21	630	829	18.1	7.5	80	-48	-19				
51	5.6	0.8	8.0	2.0	2.9	475	21	571	751	20.0	6.5	81	-48	-18				
52	3.0	0.8	7.0	1.9	2.7	500	24	560	736	20.4	7.5	82	-68	-10				
53	3.6	0.8	9.0	2.0	3.0	450	23	574	755	19.9	6.5	82	-31	-12				
54	3.6	0.8	8.0	2.0	3.0	450	23	426	561	26.7	6.5	71	-46	-13				
55	7.5	0.8	9.5	2.0	3.0	300	19	340	448	33.5	6.5	89	-24	-20				
56	15.2	1.1	8.0	2.0	2.9	450	12	362	476	31.5	6.5	84	-46	-48				
57	13.5	1.1	12.5	2.0	3.0	450	13	346	455	33.0	6.5	76	10	15				
58	14.0	1.1	12.5	2.1	3.2	450	13	335	441	34.0	5.9	79	10	15				
59	15.2	1.1	12.0	4.2	4.9	450	12	368	484	31.0	3.2	60	6	10				
60	15.1	1.1	5.0	5.3	5.4	450	12	386	499	26.0	3.0	63	-125	-67				

表 10

鋼編號	顯微組織										氫化處理前機械特性					氫化處理後	
	波來鐵分率(%)	層間隔(μm)	平均結晶粒徑(μm)	[100]<011>~[223]<110>方位的平均極密度	{332}<113>結晶方位的極密度	深層淨化後0-5μm範圍的平均硬度Hv(0.005kgf)	氣體滲透氮化後化合物層深度(μm)	拉伸試驗			等向性		脆性				
								YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/Δd	λ (μ)	vTrs (°C)	vTrs (°C)			
61	12.2	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	334	440	34.1	7.5	91	-25	-20			
62	14.9	1.1	13.0	5.5	5.5	450	12	370	486	30.8	3.0	64	15	20			
63	11.9	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	358	471	31.9	7.5	85	-26	-20			
64	11.3	1.1	7.5	2.0	3.0	450	16	341	449	33.4	6.3	89	-40	-30			
65	12.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	14	338	445	33.7	6.5	90	10	15			
66	11.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	15	351	451	32.5	6.5	87	10	13			
67	0.0	-	6.5	5.6	5.6	375	27	354	486	32.2	6.0	86	-80	-19			
68	0.4	-	8.5	2.0	3.0	450	25	404	531	28.2	6.1	75	-39	-15			
69	1.8	1.0	8.5	2.0	3.0	350	27	306	403	37.3	6.1	99	-5	0			
70	0.2	-	11.0	2.0	3.0	300	7	356	471	31.9	6.0	85	-24	-20			
71	28.5	1.0	9.5	1.9	3.0	400	19	356	469	32.0	6.0	85	-80	-50			
72	7.6	0.8	6.5	2.0	3.0	400	18	351	482	32.4	6.1	87	-58	-38			
73	8.4	0.8	7.5	2.0	3.0	400	20	375	494	30.4	6.0	81	-68	-48			
74	6.8	0.8	7.0	2.0	3.0	400	19	380	474	31.6	6.2	84	-48	-38			
75	7.6	0.8	8.0	2.0	3.0	400	20	370	486	30.8	6.0	82	-58	-48			
76	7.3	0.8	7.5	2.0	3.0	400	10	402	529	28.4	5.4	48	-53	-20			
77	20.9	1.6	6.0	2.2	3.4	450	15	383	478	31.4	6.0	84	-58	-48			
78	10.3	1.6	7.5	2.0	3.0	400	18	348	458	32.8	6.5	87	-48	-30			
79	6.1	1.6	8.0	2.0	2.9	400	22	300	394	38.0	6.3	101	-24	-10			
80	5.7	1.6	9.5	1.9	3.0	400	24	388	511	29.3	6.5	78	-31	-5			
81	5.9	1.6	9.0	2.0	2.9	400	20	383	504	29.8	7.5	79	-31	-25			
82	6.3	2.0	9.0	1.9	2.7	375	17	393	518	29.0	7.5	77	-09	-30			
83	11.9	2.0	8.5	1.9	2.9	375	16	358	472	31.8	6.5	85	-48	-30			
84	10.9	1.8	8.0	2.0	2.9	375	19	348	458	32.8	6.1	87	-58	-40			
85	6.1	1.8	7.5	2.0	3.0	400	22	311	409	36.7	6.0	98	-56	-18			
86	5.3	1.8	7.5	2.0	2.6	425	26	491	645	23.2	9.2	84	-93	-19			
87	1.9	0.5	6.0	1.8	2.6	425	20	453	596	25.2	7.5	70	-80	-50			
88	6.1	0.5	6.5	1.9	2.7	425	17	353	484	32.3	9.2	86	-48	-40			
89	12.9	1.8	8.0	1.8	2.6	400	18	344	440	34.0	6.1	91	-39	-35			
90	6.2	1.8	8.5	2.0	3.0	350	18	348	457	33.0	2.9	88	-90	-60			
91	6.2	1.8	6.0	6.0	5.7	350	18	650	441	32.0	15.0	91	-10	15			
92	6.2	1.8	14.0	1.4	2.1	350	24	334	440	34.1	6.0	91	-31	-10			
93	5.8	1.8	9.0	2.0	3.0	350	17	351	462	24.0	6.5	48	-18	-5			
94	6.9	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	346	455	26.0	6.5	61	-16	-7			
95	7.0	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	363	477	31.4	6.1	84	-31	-5			
96	4.2	1.8	9.0	2.0	3.0	450	25	361	475	31.6	12.5	84	15	20			
97	13.9	1.8	13.0	1.7	2.4	300	8										

產業上之可利用性

依據本發明，可獲得可適用於要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之構件的等向加工性優異之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板。以本發明所製造之鋼板為高強度的同時，可作為要求延性及加工後準確的板厚均勻性、正圓度及耐衝擊性之內板構件、結構構件、懸吊構件、及變速器等汽車構件，還可使用於造船、建築、橋梁、海洋結構物、壓力容器、線管、機械零件等各種用途。因此，本發明的工業價值相當高。

【圖式簡單說明】

第1圖係顯示 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的平均極密度與等向性之關係之圖。

第2圖係顯示 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的極密度與等向性之關係之圖。

第3圖係顯示本實施形態之熱軋鋼板之製造方法的流程圖。

【主要元件符號說明】

(無)

七、申請專利範圍：**双面影印**

1. 一種氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其特徵在於：

以質量%計含有：

C含量[C]超過0.07%且在0.2%以下之C；

Si含量[Si]在0.001%以上且在2.5%以下之Si；

Mn含量[Mn]在0.01%以上且在4%以下之Mn；及

Al含量[Al]在0.001%以上且在2%以下之Al；且

將P含量[P]限制在0.15%以下，

將S含量[S]限制在0.03%以下，

將N含量[N]限制在0.01%以下；

更含有Ti含量[Ti]滿足下述式1之Ti，且

殘餘部分由Fe及無法避免之雜質所構成；

又，從鋼板表面起算在5/8～3/8板厚範圍的板厚中央部中，{100}<011>～{223}<110>方位群的平均極密度係在1.0以上且在4.0以下，{332}<113>結晶方位的極密度則在1.0以上且在4.8以下，並且前述{100}<011>～{223}<110>方位群的平均極密度係以{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>及{223}<110>各方位之極密度算術平均表示者；

此外，板厚中心之平均結晶粒徑在10μm以下；

顯微組織係由組織分率超過6%之波來鐵及殘餘部分之肥粒鐵所構成；

$$0.005+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32 \leq Ti \leq 0.015+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32 \dots (1)。$$

第 101113229 號專利申請案申請專利範圍修替換

103 年 3 月 12 日

2. 如申請專利範圍第 1 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其中前述 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群的前述平均極密度在 2.0 以下，且前述 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位的前述極密度在 3.0 以下。
3. 如申請專利範圍第 1 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其中前述平均結晶粒徑在 $7\mu\text{m}$ 以下。
4. 如申請專利範圍第 1 至 3 項中任一項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板，其以質量%計還含有下述任一種或二種以上元素：

Nb 含量 [Nb] 在 0.005% 以上且在 0.06% 以下之 Nb；

Cu 含量 [Cu]：在 0.02% 以上且在 1.2% 以下之 Cu；

Ni 含量 [Ni]：在 0.01% 以上且在 0.6% 以下之 Ni；

Mo 含量 [Mo]：在 0.01% 以上且在 1% 以下之 Mo；

V 含量 [V]：在 0.01% 以上且在 0.2% 以下之 V；

Cr 含量 [Cr]：在 0.01% 以上且在 2% 以下之 Cr；

Mg 含量 [Mg]：在 0.0005% 以上且在 0.01% 以下之 Mg；

Ca 含量 [Ca]：在 0.0005% 以上且在 0.01% 以下之 Ca；

REM 含量 [REM]：在 0.0005% 以上且在 0.1% 以下之 REM；及

B 含量 [B]：在 0.0002% 以上且在 0.002% 以下之 B。

5. 一種氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其特徵在於將鋼塊或扁胚進行：

第 1 熱軋，係以 1000°C 以上且 1200°C 以下的溫度區

域進行軋縮率40%以上之軋縮達1次以上；

第2熱軋，係在前述第1熱軋完成後起150秒以內，以1000°C以上的溫度區域開始進行；

在前述第2熱軋延中，令下述式2中依鋼板成分而決定之溫度為 $T1^{\circ}\text{C}$ 時，在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且在 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍下進行至少有1次為1道次30%以上的軋延，且進行軋縮率合計為50%以上之軋縮；及

第3熱軋，係以 Ar3 變態點溫度以上且低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 的溫度範圍進行，軋縮率合計為30%以下；且

於 Ar3 變態點以上之溫度結束熱軋延；

於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上且 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下的溫度範圍下，令軋縮率30%以上的道次為大軋縮道次時，以 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的冷卻速度進行冷卻溫度變化在 40°C 以上且在 140°C 以下並且冷卻結束溫度在 $T1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之冷卻，以使前述大軋縮道次中之最終道次完成起至冷卻開始的等待時間 t 秒滿足下述式3；以及

以超過 550°C 的溫度進行捲取；

又，前述鋼塊或扁胚以質量%計含有：

C含量[C]超過0.07%且在0.2%以下之C；

Si含量[Si]在0.001%以上且在2.5%以下之Si；

Mn含量[Mn]：在0.01%以上且在4%以下之Mn；及

Al含量[Al]：在0.001%以上且在2%以下之Al；且

將P含量[P]限制在0.15%以下，

將S含量[S]限制在0.03%以下，

將 N 含量 [N] 限制在 0.01% 以下；

還含有 Ti 含量 [Ti] 滿足以下述式 1 之 Ti，且

殘餘部分由 Fe 及無法避免之雜質所構成；

$$0.005 + [N] \times 48/14 + [S] \times 48/32 \leq Ti \leq 0.015 + [N] \times 48/14 + [S] \times 48/32 \dots (1) ;$$

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (2) ;$$

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots (3) ;$$

在此，t1 係以下述式 4 表示：

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100) + 3.1 \dots (4) ;$$

在此，Tf 為大軋縮道次之最終道次軋縮後的溫度 (°C)，P1 為大軋縮道次之最終道次的軋縮率 (%)。

6. 如申請專利範圍第 5 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其中前述冷卻係在軋台間進行冷卻。

7. 如申請專利範圍第 5 或 6 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其中前述等待時間 t 秒更滿足下述式 5：

$$t1 \leq t \leq 2.5 \times t1 \dots (5)。$$

8. 如申請專利範圍第 5 或 6 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其中前述等待時間 t 秒更滿足下述式 6：

$$t < t1 \dots (6)。$$

9. 如申請專利範圍第 5 或 6 項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其係令前述第 2 熱軋延之各道次間的溫度上升在 18°C 以下。

10. 如申請專利範圍第9項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其中前述扁胚或鋼塊以質量%計還含有下述任一種或二種以上元素：

Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下之Nb；

Cu含量[Cu]在0.02%以上且在1.2%以下之Cu；

Ni含量[Ni]在0.01%以上且在0.6%以下之Ni；

Mo含量[Mo]在0.01%以上且在1%以下之Mo；

V含量[V]在0.01%以上且在0.2%以下之V；

Cr含量[Cr]在0.01%以上且在2%以下之Cr；

Mg含量[Mg]在0.0005%以上且在0.01%以下之Mg；

Ca含量[Ca]在0.0005%以上且在0.01%以下之Ca；

REM含量[REM]在0.0005%以上且在0.1%以下之

REM；及

B含量[B]在0.0002%以上且在0.002%以下之B。

11. 如申請專利範圍第5或6項之氣體滲碳氮化用熱軋鋼板之製造方法，其中前述扁胚或鋼塊以質量%計還含有下述任一種或二種以上元素：

Nb含量[Nb]在0.005%以上且在0.06%以下之Nb；

Cu含量[Cu]在0.02%以上且在1.2%以下之Cu；

Ni含量[Ni]在0.01%以上且在0.6%以下之Ni；

Mo含量[Mo]在0.01%以上且在1%以下之Mo；

V含量[V]在0.01%以上且在0.2%以下之V；

Cr含量[Cr]在0.01%以上且在2%以下之Cr；

Mg含量[Mg]在0.0005%以上且在0.01%以下之Mg；

第 101113229 號專利申請案申請專利範圍修替換

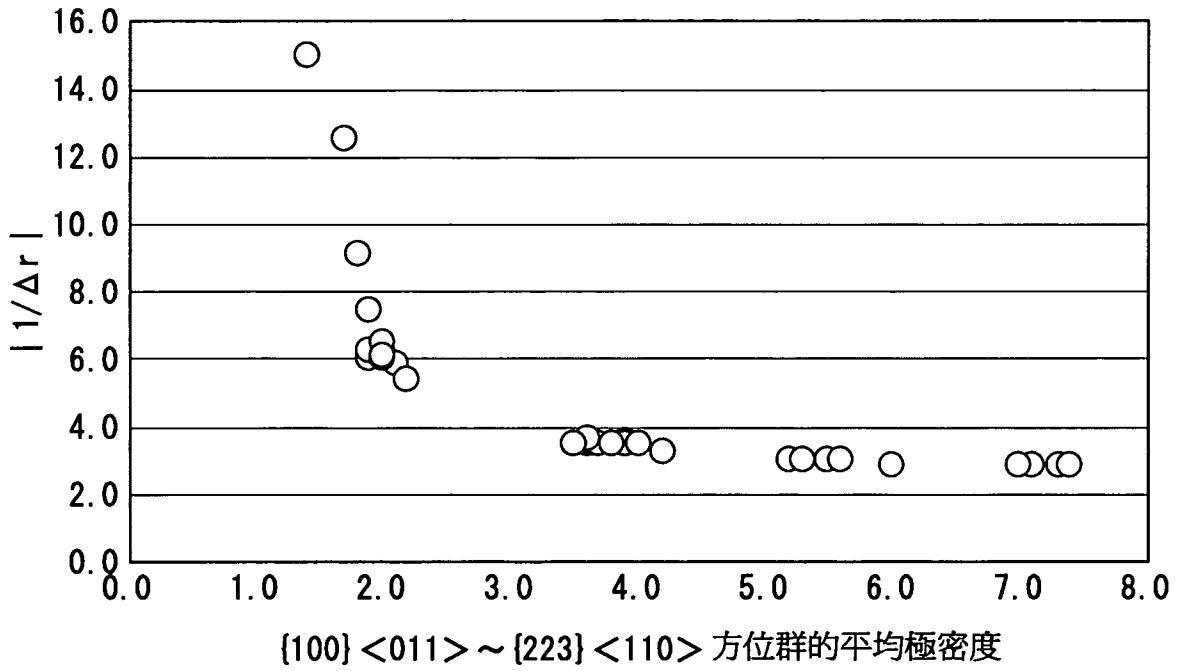
Ca含量[Ca]在0.0005%以上且在0.01%以下之Ca；

REM含量[REM]在0.0005%以上且在0.1%以下之

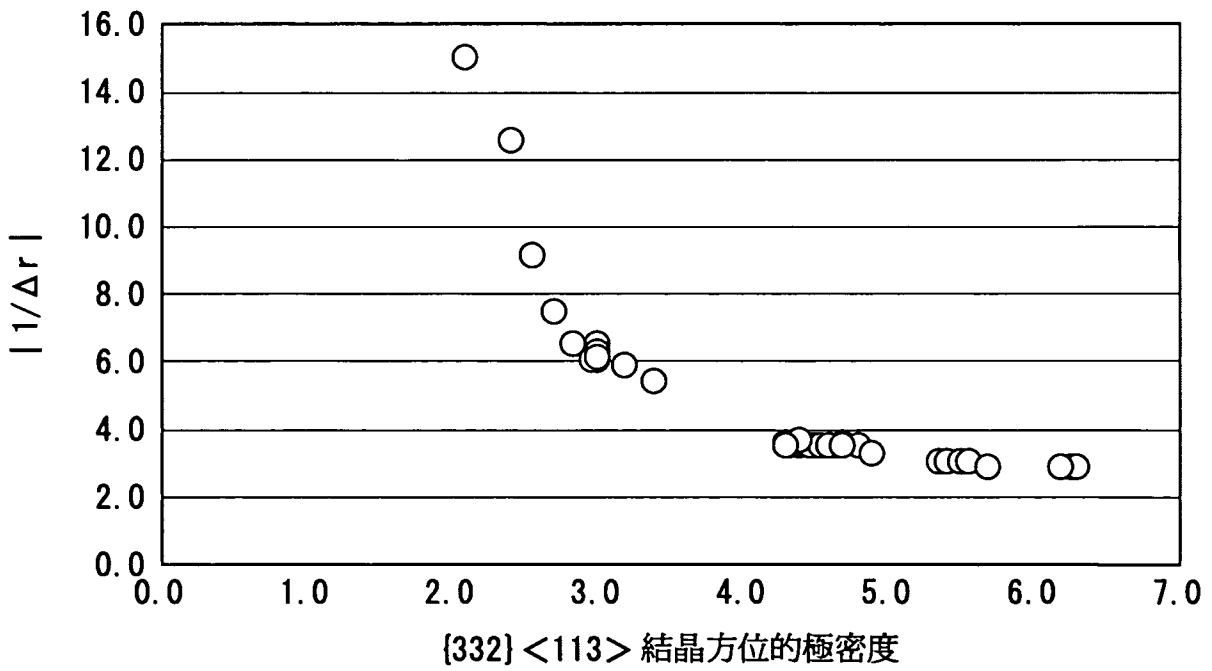
REM；及

B含量[B]在0.0002%以上且在0.002%以下之B。

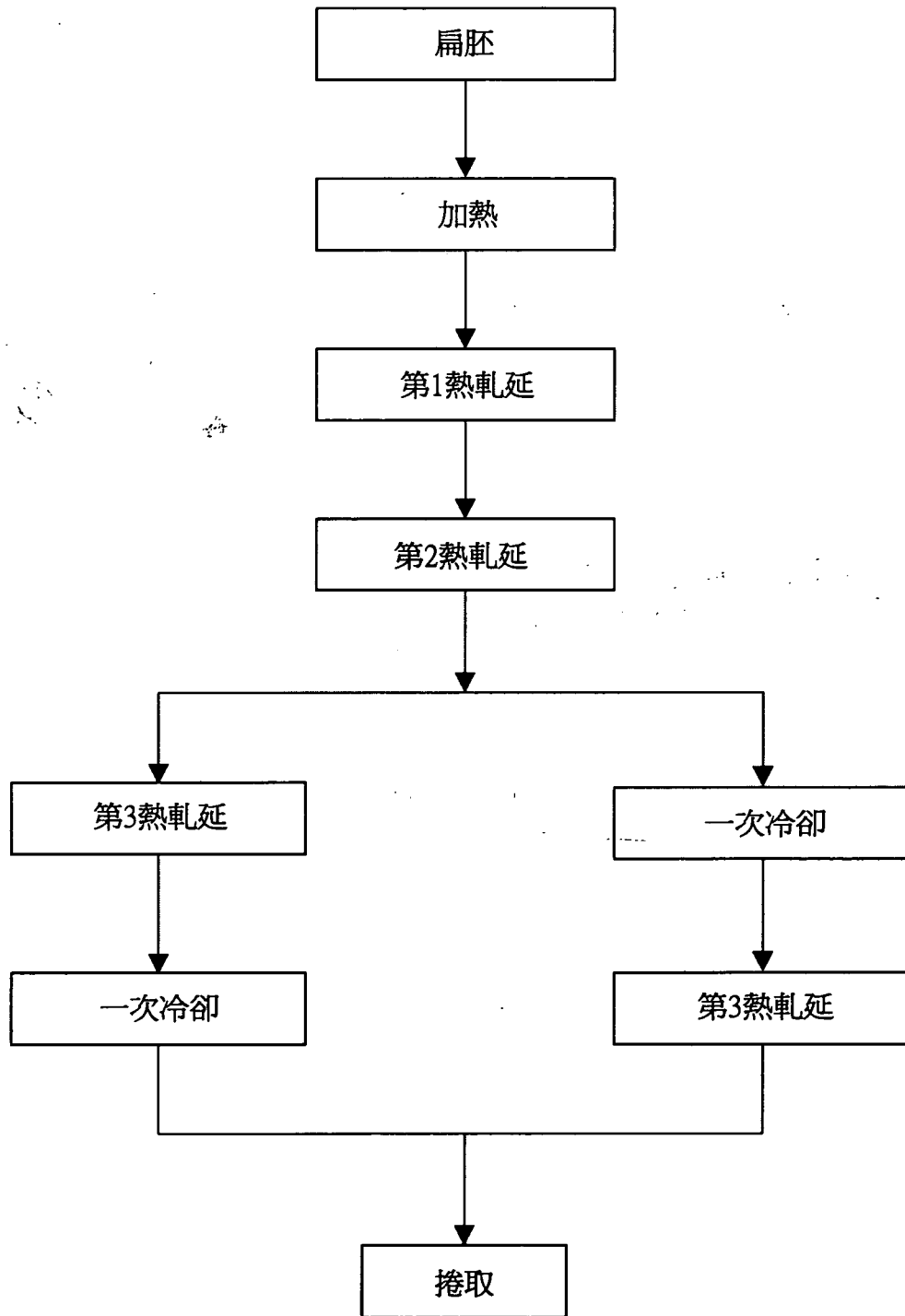
八、圖式：



第1圖



第2圖



第3圖