

## 發明專利說明書

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※ 申請案號：95147048

※ 申請日期：95/12/15

※IPC 分類：

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C21D 8/12 (2006.01)

C21D 1/26 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

高強度無方向性電磁鋼板及其製造方法

二、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

杰富意鋼鐵股份有限公司

JFE Steel Corporation (JFE スチール株式会社)

代表人：(中文/英文)

馬田一 / Hajime BADA

住居所或營業所地址：(中文/英文)

日本國東京都千代田區內幸町二丁目 2 番 3 號

2-3, Uchisaiwai-cho 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-0011 Japan

國 籍：(中文/英文)

日本 / Japan

三、發明人：(共 3 人)

姓 名：(中文/英文)

(1) 河野雅昭 / Masaaki KOHNO

(2) 尾田善彦 / Yoshihiko ODA (尾田善彦)

(3) 大久保智幸 / Tomoyuki OKUBO

國 籍：(中文/英文)

(1)~(3) 日本 / Japan

#### 四、聲明事項：

主張專利法第二十二條第二項  第一款或  第二款規定之事實，其事實發生日期為： 年 月 日。

申請前已向下列國家（地區）申請專利：

【格式請依：受理國家（地區）、申請日、申請案號 順序註記】

有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1. 日本；2005/12/15；2005-361995

2. 日本；2005/12/15；2005-362020

3.

4.

5.

無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號 順序註記】

主張專利法第三十條生物材料：

須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼 順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼 順序註記】

不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

## 九、發明說明：

### 【發明所屬之技術領域】

本發明係關於高強度無方向性電磁鋼板 (high-strength non-oriented electrical steel sheet) 及其製造方法。本發明之鋼板尤以高速旋轉機之轉子 (rotor) 為典型例。適合用於承受大應力之電磁零件。此處，高速旋轉機可舉出例如：渦輪發電機、電動車及混合型 (hybrid) 汽車之驅動馬達、或機器人或工具機之伺服馬達等。

### 【先前技術】

近年來，由於馬達的驅動系統之進展，驅動電源之頻率控制亦可加以控制，故變速馬達、於商用頻率以上高速旋轉之馬達日益增加。於如此高速旋轉的馬達中，作用於旋轉體之離心力，與旋轉半徑成正比，且與旋轉速度之 2 次方成正比而增大。因此，尤其於中大型的高速馬達之轉子材必須為高強度 (尤其是高抗張力 (tensile strength)) 者。

又，近年來，於及混合型 (hybrid) 汽車之驅動馬達與壓縮機馬達等中日益受到採用之埋入磁石型 DC 變壓控制馬達 (inverter controlled brushless DC motor) 中，係於轉子中設置縫隙 (slit) 埋設磁石。因此，於馬達旋轉中，應力會集中於縫隙間之狹窄的橋部，故轉子所使用之心軸 (core) 材料必須有高的機械強度 (mechanical strength)。又，由於應力狀態會隨著馬達之加速減速運

轉與振動而變動，故轉子所使用之心軸(鐵心)以具有高疲勞強度為佳。

另一方面，由於馬達與發電機等之旋轉機器係利用電磁現象，故其心軸須要求具有優異的電磁特性(electromagnetical properties)(亦即，鐵損(iron loss)低，並以磁通密度(magnetic flux density)高為更佳)。

尤其，於高速旋轉馬達中，由於因高頻所產生之渦電流為造成馬達效率(motor efficiency)降低的原因，故高頻鐵損低(亦即高頻鐵損特性優異)至為重要。

通常，轉子用心軸係以衝壓之無方向性電磁鋼板進行積層使用，惟，於高速旋轉馬達中轉子之材料於未能滿足上述機械強度之情況，必須使用更高強度的鑄鋼製轉子。然而，由於鑄物製轉子非為積層物而為一體者，故渦電流損失(eddy current loss)較以電磁鋼板積層之轉子會大幅上昇，是其問題。

因而，以磁特性優異且高強度之電磁鋼板作為轉子用材料備受期盼。

鋼板之高強度化之方法，公知者有：固溶強化(solid solution hardening)、析出強化(precipitation hardening)、結晶粒微細化強化(fine-grain hardening)及複合組織強化(complex-phase hardening)等，惟，此等強化方法皆會造成磁特性劣化，故欲兼顧強度與磁特性通常極為困難。

於此狀況下，有關高強度之無方向性電磁鋼板曾有若干

提議被提出。

例如，於日本專利特開昭 60-238421 號公報中曾提出：提高 Si 含有量為 3.5~7.0%(質量%，以下同)，並進一步添加用以固溶強化之 Ti、W、Mo、Mn、Ni、Co、Al 等元素，以期高強度化的方法。又，於日本專利特開昭 62-112723 號公報中曾提出：於上述強化方法之外，藉由最終退火 (final annealing) 條件之控制使結晶粒徑成為 0.01~5.0mm 以改善磁特性的方法。

然而，於使用此等方法於工廠生產時，於熱軋後之軋製線上容易發生板斷裂等之問題，導致良率降低或必須停機等之問題。又，有關板斷裂，可將冷軋製改為板溫數百℃之溫軋製 (warm rolling) 以減輕。然而，為進行溫軋製，須有相應的設備，以及生產上受到較大的限制等，致增加製程管理上之負擔。

又，各種曾提出者有：於日本專利特開平 2-22442 號公報中曾提出在 Si 含有量 2.0~3.5% 的鋼中以 Mn 及 Ni 固溶強化的方法。又，於日本專利特開平 6-330255 號公報中曾提出於 Si 含有量 2.0% 以上 4.0% 未滿的鋼中利用 Nb、Zr、Ti、V 之碳氮化物 (carbonitride) 之析出強化及細粒化硬化的技術；以及於日本專利特開平 2-8346 號公報中提出之對其再進一步添加 Mn 及 Ni 以固溶強化，以期兼顧高強度及磁特性的技術。

然而，用日本專利特開平 2-22442 號公報中記載之方法並無法得到充分的強度，用日本專利特開平 6-330255 號

公報及特開平 2-8346 號公報之方法，於得到高強度的情況下，磁特性會大幅降低，尚有技術上之問題點。

再者，對藉由上述方法製作之鋼板進行疲勞特性之評估的結果，得知於可得到高強度之情況下並無法得到所期待之疲勞強度。亦即，多為可提高鋼之耐性(yield strength)與抗張力卻未能提高疲勞特性者，故現狀上考慮及疲勞特性之材料設計手法尚待確立。

有關著眼於疲勞特性之高強度電磁鋼板，於日本專利特開 2001-234303 號公報中曾提出：藉由對 Si 含有量為 3.3% 以下之電磁鋼板，依組成而異地控制結晶粒徑，可達到 350MPa 以上之疲勞限度的技術。然而，用此方法，可達成之疲勞限度水準本身尚低(實績上，最大約 430MPa)，卻無法滿足近來所要求之水準，例如，疲勞限度(fatigue limit)：500MPa 以上。

有關高強度電磁鋼板之製造方法，尚有其他曾被提出者，於日本專利特開 2005-113185 號公報中曾提出：對含有 0.2~3.5%Si 的鋼，藉由使其在鋼材內部殘存加工組織(work hardening structure)，以期達成高強度化的技術。其所揭示之具體方法為：於冷軋製後不進行熱處理，或即使進行熱處理，不要達到相當於在 750°C 以上保持 30 秒以上的程度之狀態，較佳者為，於 700°C 以下，尤以 650°C 以下、600°C 以下、550°C 以下為更佳。又，其中例示之實績為，於 750°C-30 秒退火下之加工組織率為 5%，於 700°C-30 秒為 20%，於 600°C-30 秒為 50%。

此情況下，由於退火溫度為低溫，故無法充分進行軋製鋼條(strip)之形狀矯正，是其問題。又，若鋼板形狀不良，於積層加工為馬達用心軸等之後的積層率(lamination factor)會降低，作為轉子於高速旋轉時之應力分佈會不平均等，皆為問題。

又，通常，無方向性電磁鋼板之最終退火係用連續退火爐進行，為抑制鋼板表面於爐內發生氧化，通常係調整為含有數%以上的氫氣之氬圍氣。於如此之連續退火設備中，欲施行低於700°C之低溫退火，爐溫設定之切換須費時間，且為避免氫氣爆，必須更換爐內之氬圍氣等，於操作上產生慎大的限制。

再者，於高溫最終退火或塗層塗佈-烘烤處理等後使用此技術(例如，藉由再軋製導入加工組織)的情況下，製程上須增加，致造成成本增高與設備上之限制。而且，於最終退火後塗佈並烘烤之鋼板表面的絕緣塗層，於其後的加工處理會被破壞，致發生絕緣性降低的問題。

再者，於日本專利特開平4-337050號公報中曾提出：在Si：4.0~7.0%的組成中規定冷軋製後的鋼板，藉由在與Si含有量之相關關係下所規定的特定溫度下進行熱處理，使結晶組織之再結晶率作成為95%以下，其餘則實質上作為軋製組織，以期達成強化目的的技術。於該式中，例如，於700°C下進行熱處理之情況，必須約5.9%以上的Si。用此技術可得到兼具80kgf/mm<sup>2</sup>以上的高抗張力，一定程度的伸展性，及優異的磁特性之實用的軟磁性材料。

又，於日本專利特開 2005-264315 號公報中曾提出：在含有 Si：0.2~4.0%，以鐵素體(ferrite)相為主相的電磁鋼板中，添加 Ti、Nb、Ni 等於鋼材內部生成直徑 0.050  $\mu\text{m}$  以下的金屬間化合物以期達成強化之目的的方法。用此技術，可於無損於冷軋製性下製造有 60kgf/mm<sup>2</sup> 以上的抗張力與耐磨損性，磁通密度與鐵損優異的無方向性電磁鋼板。

### 【發明內容】

#### ● (發明所欲解決之問題)

如上述般，有關高強度之無方向性電磁鋼板曾有數多提議，然而，現狀上，欲於確保必要的強度、良好的磁特性以及鋼板形狀下，迄未能使用通常之電磁鋼板製造設備進行工業上之安定的製造。

因此，本發明之目的在於，在通常的無方向性電磁鋼板之製造上實質上不須增加鋼板製造上的限制與額外的步驟下，提供高強度且為板形狀與磁特性皆優異之無方向性電磁鋼板，及其製造方法。

本發明之又一目的在於，提供高強度、有優異的磁特性及疲勞特性，且製造性亦優異的無方向性電磁鋼板，以及其有利的製造方法。

#### (解決問題之手段)

本發明之要旨如下述：

- (1) 一種高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，其成分組成為，以質量%計含有：C 及 N：C 為 0.010%

以下及 N 為 0.010% 以下，且抑制於  $C+N \leq 0.010\%$ ；Si:1.5% 以上 5.0% 以下；Mn:3.0% 以下；Al:3.0% 以下；P:0.2% 以下；S:0.01% 以下；進一步含有 Ti:0.05% 以上且 0.8% 以下，且為滿足  $Ti/(C+N) \geq 16$  之範圍；其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質；而且鋼板中未再結晶回復組織 (non-recrystallized, recovery structure) 之存在比率為面積率 50% 以上。

於此，就再結晶及未再結晶回復組織作說明。首先，所謂「再結晶」，係新形成缺陷密度低、熱力學上安定的結晶粒，一邊蠶食周圍的缺陷密度高的基質 (matrix) 而一邊成長的現象。於再結晶中，藉由結晶粒界之移動而使缺陷密度急遽地減少。

另一方面，所謂「回復」，係指非藉由粒界之通過，而是缺陷本身熱學上地消失 (sink) 而降低移位密度，結果使得變形能量降低之現象。回復係於無方向性電磁鋼板所通常使用般的短時間之連續退火下，於退火溫度  $500^{\circ}\text{C}$  以上的條件下處理之情況會明確地顯現。回復組織與再結晶組織可混合存在，而於愈高溫的退火，再結晶愈居於優勢。於通常的組成之電磁鋼板中，於  $600\sim 650^{\circ}\text{C}$  以上，再結晶會急遽地進行，於  $700^{\circ}\text{C}$  以上，則大部分成為再結晶組織。

又，於  $500^{\circ}\text{C}$  以上退火的鋼中，再結晶組織與未再結晶之回復組織，藉由使用光學顯微鏡之組織 (微視組織: microstructure) 觀察可容易地區別。此處，組織觀察，可藉由通常所用的於研磨板厚方向後以奈塔爾

(nital)(硝酸奈塔爾溶液：硝酸乙醇溶液(nitric alcohol solution))等進行蝕刻。

又，上述(1)之發明中，以 Si：1.5%以上 4.0%(皆為質量%)以下為佳。又，於上述(1)之發明中，較佳者為，更進一步含有以質量%計之選自由 Ni：0.1~5.0%、Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01%及 Co：0.2~5.0%所構成的群中之至少 1 種。此等較佳條件亦可自由地組合。

(2)一種高強度無方向性電磁鋼板之製造方法，其特徵在於，對下述成分組成之鋼板進行熱軋製；然後，進行冷軋製或溫軋製作成為最終板厚之冷軋鋼捲(coil)；然後，於進行最終退火時，於退火溫度為 700°C 以上 850°C 以下，爐內張力(strip unit tension in furnace)為 2.5MPa 以上且 20MPa 以下進行；所述成分組成為，以質量%計含有：C 及 N：C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下，且抑制於  $C+N \leq 0.010\%$ ；Si：1.5%以上且 5.0%以下；Mn：3.0%以下；Al：3.0%以下；P：0.2 質量%以下；S：0.01 質量%以下；進一步含有 Ti：0.05 質量%以上且 0.8 質量%以下，且為滿足  $Ti/(C+N) \geq 16$  之範圍。

此處，爐內張力，為鋼帶在退火爐內之最高溫度之爐內區段(多為加熱區(heating section)後段或均熱區(soaking section))的鋼帶之單位面積之張力。

又，於上述(2)之發明中，較佳者為，與上述(1)之發明同樣地於扁鋼坯的成分組成中其餘部分為 Fe 及不可避免

之雜質。

又，於上述(2)之發明中，較佳者為，與上述發明(1)同樣地，以質量%計，含有 Si：1.5%以上 4.0%以下，及/或更進一步含有以質量%計之選自由 Ni：0.1~5.0%、Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01%及 Co：0.2~5.0%所構成的群中之至少 1 種。

上述(2)之發明，尤其適於用以製得上述(1)之發明的鋼板，亦即，未再結晶回復組織的存在比率為面積率 50%以上之鋼板。

又，發明者等為解決前述課題，就對於無方向性電磁鋼板之製造性及機械特性、疲勞特性及磁特性有影響之各種強化方法的影響深入進行探討。並且，就合金成分對於高合金電磁鋼板(使用以固溶強化之 Si 等固溶強化元素的添加量提高者)之製造性(具體而言，為熱軋板及熱軋退火板之彎曲(bending)特性及冷軋性)的影響詳加探討。

其結果，有關碳氮化物形成元素有下述發現：

(a)藉由極力降低固溶 C、N，即使於含有超過 3.5 質量%的 Si 之高合金鋼中，其軋製性亦可大幅提高。

(b)為此，於減低 C、N 量之同時，添加對 C、N 於原子比上為充分過剩量的 Ti、V、Nb、Zr 等之碳氮化物形成元素，是有效的。

基於上述發現，於製造高合金電磁鋼板時，可大幅減低板斷裂等製程上之問題，可達成高生產性化。

其次，就此等碳氮化物形成元素對電磁鋼板之機械特性、疲勞特性及磁特性的影響亦進行探討，有下述之發現：

(c)Ti、V、Nb、Zr 等之碳氮化物形成元素，藉由析出強化作用而對高抗張力化有效，而另一方面，其存在量若多，會導致疲勞特性與磁特性(鐵損及磁通密度)變差。

(d)相對於此，對 C、N 過剩地添加之 Ti、V、Nb、Zr 具有固溶強化作用，不僅提高抗張力，亦提高疲勞特性，而且磁特性之劣化與析出強化之情況相較可大幅地減輕。

再者，就主要固溶元素對於機械特性、疲勞特性及磁特性之影響進行查察之結果，有下述發現：

(e)於添加於無方向性電磁鋼板中之主要元素中，利用 Si 之固溶強化，就兼顧機械特性與磁特性的觀點考量為最有效者。然而，Si 添加量若過剩，抗拉強度(抗張力)雖提高，疲勞特性卻大幅劣化。亦即，欲均衡地改善機械特性、疲勞特性及磁特性，Si 添加量須於最適範圍內。

本發明亦為基於上述新發現而開發完成者，其要旨構成如下述：

(3)

(3-1)一種製造性優異且疲勞特性及磁特性亦優異之高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，其成分組成為，以質量%計含有：C 及 N：C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下且定為  $C+N \leq 0.010\%$ 、Si：3.5%以上 5.0%以下、Mn：3.0%以下、Al：3.0%以下、P：0.2%以下、及 S：0.01%以下，並含有 Ni：5.0%以下，且含有 Ti、V 中之任 1 種或 2 種，

其合計為 0.01%以上 0.8%以下，且為滿足 $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$ 之範圍，其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

(3-2)一種製造性優異且疲勞特性及磁特性亦優異之高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，其成分組成為，以質量%計含有：C 及 N：C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下且定為  $C+N \leq 0.010\%$ 、Si：3.5%以上 5.0%以下、Mn：3.0%以下、Al：3.0%以下、P：0.2%以下、及 S：0.01%以下，並含有 Ni：5.0%以下，且含有 Nb、Zr 中之任 1 種或 2 種，其合計為 0.01%以上 0.5%以下，且為滿足 $(Nb+Zr)/(C+N) \geq 10$ 之範圍，其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

(3-3)一種製造性優異且疲勞特性及磁特性亦優異之高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，以質量%計含有：C 及 N：C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下且定為  $C+N \leq 0.010\%$ 、Si：3.5%以上 5.0%以下、Mn：3.0%以下、Al：3.0%以下、P：0.2%以下、及 S：0.01%以下，並含有 Ni：5.0%以下，且含有 Ti、V 中之至少 1 種與 Nb、Zr 中之至少 1 種，其為滿足  $0.01\% \leq (Ti+V+Nb+Zr) \leq 0.5\%$  及  $(Ti+V+Nb+Zr)/(C+N) \geq 16$  之範圍，其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

(3-4)如上述(3-1)~(3-3)中任一發明之製造性優異且疲勞特性及磁特性亦優異之高強度無方向性電磁鋼板，其中，進一步含有選自下述所構成的群中之 1 種或 2 種以上；以質量%計之 Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01%及 Co：0.2~5.0%。

(4)一種製造性優異且疲勞特性及磁特性亦優異之高強度無方向性電磁鋼板之製造方法，其特徵在於，對上述(3-1)~(3-4)之任一發明中所示之組成的扁鋼坯進行熱軋製後，視需要施行熱軋板退火後，藉由進行一次冷軋製或溫軋製，或加入中間退火之二次以上之冷軋製或溫軋製，作成最終板厚，然後，於退火溫度：700℃以上 1050℃以下的條件下進行退火。

此處，前述最終板厚以定為 0.15mm 以上為佳。

依據本發明，尤其是上述(1)及(2)之發明，藉由規範成分組成及組織，可於不須增加鋼板製造上的限制與額外的步驟下，提供高強度且為板形狀與磁特性皆優異之無方向性電磁鋼板。

又，依據本發明，尤其是(3)((3-1)~(3-4))及(4)之發明，可安定地製得不僅高強度、磁特性優異，且疲勞特性優異，並且製造性亦優異之無方向性電磁鋼板。

#### 【實施方式】

以下，有關成分之「%」，只要未另作說明，皆為質量%。

#### [發明原理]

首先，就上述(1)及(2)之發明的原理作說明。

發明者等，就上述課題之一之在工業上安定且以良好的形狀製造兼顧高強度與磁特性的無方向性電磁鋼板的手段深入地進行探討。此處所要求之高強度，具體而言，為抗張力 600MPa 以上，以 700MPa 以上為佳，尤以 800MPa 以上為更佳。又，要求之磁特性，尤其是高頻低鐵損特性，

例如板厚 0.35mm 之無方向性電磁鋼板中以  $W_{10/400}$  值為 50W/kg 以下為佳，以 40W/kg 以下為更佳，尤以 30W/kg 以下為特佳。

前述探討之結果，發現：特別是於抗張力超過 700MPa 之高強度材中，於鋼板組織之最終退火中對再結晶加以抑制而保持於回復組織是有效的。然而，欲使用通常的鋼組成之無方向性電磁鋼板來得到回復組織，最終退火溫度必須於 600°C 以下的低溫進行最終退火。欲用如此的低溫退火於工業上安定地製造，必須解決者為鋼板之劣化、退火環境氣體之代換與爐溫條件之變更費時、以及作業負荷等問題。

因此，進行有關鋼成分之各種探討之下，發現：藉由對 C 及 N 充分過剩地添加 Ti 作為鋼組成，即使於 700°C 以上之最終退火溫度，亦可安定地得到與通常的無方向性電磁鋼板的退火同等之對高強度化有效的回復組織。

#### (實驗 1)

亦即，於圖 1 中顯示就 Ti 添加量與最終退火溫度(均熱時間 20 秒)對減低為  $C+N \leq 0.01\%$  之 2.8%Si-0.35%Al 鋼之再結晶行為的影響之結果。此處，曲線中之橫座標為 Ti 量(質量%)，縱座標為退火溫度(°C)，各圓中的數字為在該條件下之再結晶率(recrystallization ratio)(面積%)。又，再結晶率係藉由板厚方向截面的光學組織觀察結果求出，未再結晶回復組織的比例(面積%)為 100-再結晶率(面積%)。

通常，於無方向性電磁鋼板中，Ti 為使磁特性劣化之有害元素，通常係抑制於 0.005 質量%以下，由於在此 Ti 含有量下，於 650°C 以上會急遽地進行再結晶，故欲安定地得到回復組織，須在 600°C 以下的低溫進行最終退火。

另一方面，吾人發現：若添加 0.05 質量%以上的 Ti，再結晶開始溫度會上昇 100°C 以上，故即使於工業上向來所施行之 700°C 以上的退火溫度，亦可安定地得到回復組織。因此，藉由設定於最終退火溫度為 700°C 以上 850°C 以下，爐內張力為 2.5MPa 以上 20MPa 以下，可安定地得到回復組織，且亦可良好地控制鋼板形狀。高強度、磁特性、板形狀、生產性皆優異之高強度無方向性電磁鋼板及其製造方法於焉得以完成。

其次，就上述(3)及(4)之發明的原理作說明。

以下，就作為本發明之基礎的實驗結果作說明。

#### (實驗 2)

首先，為探討鋼組成對 Si 含有量超過 3.5%之高合金鋼的製造性之影響，用可製造超高純度鋼之冷坩鍋(cold crucible induction melting furnace)真空高頻熔解爐，使 Si 量控制於 4.1~4.3%的範圍，對 C、N 量作各種改變的試驗鋼塊進行熔製。然後，對得到的鋼塊進行熱軋製至板厚為 2mm 後，於 900°C 下進行退火，然後，進行冷軋製至板厚為 0.35mm。

此時，將熱軋製退火板裁切成 30mm 寬，於溫度 30°C 下以彎曲半徑 15mm、彎曲角度 90°進行反覆彎曲試驗，以進

行製造線上之鋼板通行性之模擬評估。又，於此反覆彎曲次數未達 10 次的情況，可知其於製造線上為破損頻度增加之狀況。並測定前述熱軋製退火板之端面的邊緣裂痕深度(edge crack length)作為冷軋製性之評估。

於圖 2 及圖 3 顯示其結果。此處，曲線之橫座標為鋼中之(C+N)量(質量%)，縱座標分別為製造線之鋼板通行性(彎曲次數)及冷軋製性(軋製板端面之邊緣裂痕深度)(mm)。

如圖 2 及圖 3 所示般，可知製造線之鋼板通行性(熱軋板之彎曲特性)及冷軋製性(邊緣裂痕深度)，即製造性相當地依存於 C 與 N 的合計量。亦即，只要使 C+N 之合計減低至 0.0015%以下，即使為 4.2%Si 之高合金鋼亦有充分的製造性，而 C+N 量若增加，製造性會急遽地變差。

然而，於使用轉爐精煉、脫氣二次精煉等一般的設備之現行技術中，欲經常性地維持 C+N 量於 0.0015%以下是極為困難的。

(實驗 3)

因此，吾人考量到存在鋼中之固溶 C、N 是否為此次評估之製造性降低的主要原因，乃添加碳氮化物生成元素以嘗試對 C、N 進行析出固定。

亦即，用電氣爐將 Si 量抑制於 4.1~4.3%的範圍內，並將 C+N 之合計量控制於(1) 0.0038~0.0048%的範圍、(2) 0.0074~0.0092%的範圍、(3) 0.0175~ 0.0196%的範圍、(4) 0.0353~0.0391%的範圍之 4 種水準，再使 Ti 添加量

作各種改變以製造鋼塊。然後，進行熱軋製至板厚為 2mm，再於 900°C 下進行熱軋板退火後，進行冷軋製至板厚為 0.35mm，再於 950°C 下進行最終退火。

對如此得到之試料，以前述做法及與前述同樣地進行於製造線之鋼板通行性(熱軋板之彎曲特性)及冷軋製性(邊緣裂痕深度)進行查察，其結果分別示於圖 4~7。此處，圖 4 及圖 6 之橫座標為鋼中 Ti 量(質量%)，圖 5 及圖 7 之橫座標為對 C+N 量(鋼中 C 量與鋼中 N 量之和：質量%)之鋼中 Ti 量(質量%)之比，亦即， $Ti/(C+N)$ 。又，圖 4 及圖 5 之縱座標為製造線之鋼板通行性(彎曲次數)，圖 6 及圖 7 之縱座標為冷軋製性(軋製板端面之邊緣裂痕深度)(mm)。又，圖中黑色菱形「◆」表示 C+N 之前述水準(1)，黑色四角形「■」表示前述水準(2)，黑色三角形「▲」表示前述水準(3)，「x」記號表示前述水準(4)。

由此等結果可知：藉由添加對 C+N 量以原子比計約 4 倍以上(以質量%計為 16 倍以上)的 Ti 之過剩添加，熱軋板之彎曲特性及冷軋製性可大幅改善，即使於可工業上大量生產的純度水準之 C+N 量下，亦可安定地製造高合金鋼。

然而，C+N 量若過多，因添加 Ti 所致之製造性改善效果變小，熱軋板彎曲次數及冷軋邊緣裂痕深度皆達到工業生產上有問題之水準(彎曲次數：未滿 10 次，邊緣裂痕深度：超過 3mm)。

又可知：即使為藉由 Ti 之添加可充分改善製造性的 C+N 量水準，Ti 添加量若超過 0.8%，製造性亦會變差。再者，

於 C+N 量高且 Ti 添加量少的組成者，及 Ti 添加量過剩者之中，亦可發現冷軋時之邊緣裂痕深度達 10mm 以上，與發生斷裂之情形。

(實驗 4)

其次，用自得到的鋼板以與軋製方向平行地裁切成之試驗片，就機械特性及疲勞特性進行查察。此處，機械特性，係用 JIS5 號拉伸試驗片(平行部份長 25mm)，以拉伸試驗中之抗張力進行評估。又，疲勞特性，係用平行部分長 15mm 之疲勞試驗片，以應力比：0.1、頻率：20Hz 之部分拉伸(拉伸-拉伸)疲勞試驗進行查察，求出經 1000 萬(10<sup>7</sup>)循環後亦未發生板斷裂之最大應力，以其作為疲勞極限強度。

得到之結果示於圖 8 及圖 9。此處，曲線之橫座標為鋼中 Ti 量(質量%)，圖 8 之縱座標為抗張力(TS)(MPa)，圖 9 之縱座標為疲勞限度(MPa)。又，點描之記號與 C+N 量之水平的關係為與圖 4~7 相同。

如圖 8 所述般，抗張力 TS 隨著 Ti 添加量增加而上昇，其效果隨著 C+N 量愈高而愈顯著。其理由，吾人認為係 C+N 量愈高的鋼，其因 Ti 之碳氮化物析出所致之析出強化而高強度化；另一方面，C+N 量低的鋼及 Ti 添加量為對 C+N 量為充分地過剩的鋼，係以因固溶 Ti 所致之高強度化為主體之故。

又，如圖 9 所示般，疲勞限度，若以同一 Ti 添加量水準作比較，係與抗張力的結果相反，C+N 量低的組別顯示

出較高的疲勞特性。其理由，吾人認為係：於 C+N 量高的組別中，析出之碳氮化物容易生成為較大，且存在量多，而成為疲勞破壞的起因。

再者，用自軋製方向與軋製之垂直方向裁切同數量之磁測定用試驗片，藉由艾普士他因法進行磁特性評估之結果示於圖 10。此處，曲線之橫座標為鋼中 Ti 量(質量%)，縱座標為高頻鐵損( $W_{10/1000}$ )(W/kg)，C+N 水準之記號係與圖 4~9 相同。

如同圖中所示般，C+N 量高的組別，於添加少量的 Ti 時，鐵損特性急遽地變差，相對於此，C+N 量經抑制之組別，因添加 Ti 所致之鐵損劣化則輕微。

由上述之探討結果，可得知：為得到可高水平地滿足工業上充分良好的製造性乃至於疲勞特性之相反要求的無方向性電磁鋼板，須於使 C+N 量於工業上儘量降低之高合金鋼，活用 Ti 作為使固溶的 C、N 析出固定之元素及作為固溶強化元素，是至為重要者。

依據上述發現，對使 C+N 量於工業上儘量降低之高合金鋼，適量地添加 Ti 等之適量的碳氮化物形成元素(V、Nb、Zr)，以此種鋼為基礎，就 Si、Mn、Al、Ni、P 等合金元素添加之影響進行系統性的評估，以使最適之鋼組成條件明確化。

#### [鋼組成]

以下，就依據上述發現而訂定之本發明之成分組成範圍的限定理由作說明。

\* C : 0.010%以下及 N : 0.010%以下，且  $C+N \leq 0.010\%$

本發明中，C 及 N 為於固溶狀態下存在會顯著地降低鋼的製造性之有害元素，惟，藉由適量地添加 Ti 或後述(發明(3)、(4)中)之 Nb、V、Zr 等碳氮化物形成元素，可減低對製造性之不良影響至工業規模生產上無妨礙的水準。然而，碳氮化物之生成會導致磁特性乃至疲勞特性之劣化，故 C 及 N 以儘量減低為佳。因而，較佳者定為，C : 0.010%以下、N : 0.010%以下，且抑制於  $C+N \leq 0.010\%$ 。

更佳者為，C : 0.005%以下及 N : 0.005%以下，特佳者為，C : 0.003%以下、N : 0.003%。C 與 N 並無必要含有，惟，工業上可降低之下限分別為 0.0001%的程度。

\* Si : 1.5%以上 5.0%以下：

Si 除了通常作為脫氧劑使用之外，亦有提高鋼之電阻與減低鐵損之效果，為構成無方向性電磁鋼板之主要元素。並且具有高固溶強化能。亦即，與添加於無方向性電磁鋼板中之 Mn、Al 及 Ni 等其他固溶強化元素相較，為最能均衡地兼顧高抗張力化、高疲勞強度化及低鐵損化之元素，故於本發明(1)、(2)中添加 1.5%以上。以 2.0%以上為更佳。於本發明(3)、(4)中更積極地添加超過 3.5%，係應用因 Si 量增加之提高抗張力、疲勞極限強度及降低鐵損而達成高特性化。

另一方面，Si 量若超過 5.0%，則抗張力增加，然而，疲勞極限強度會急遽地降低，而且於冷軋製中會發生龜裂而降低製造性。其原因，吾人認為係因高 Si 化導致生成

規則相之故。又，Si 量若超過 3.0%，韌性會開始降低，而若超過 4.0%，會明確地顯現韌性劣化。再者，若超過 5.0%，韌性劣化變得顯著，於鋼板通行及軋製時須較高度的控制致生產性降低。因而，Si 之上限定為 5.0%。以定為 4.0%以下為佳。於發明(1)、(2)中重視韌性的情況，以定為 3.5%以下為更佳。

\* Ti：0.05%以上 0.8%以下，且  $Ti/(C+N) \geq 16$  (發明(1)、(2))

● \* 下述之任一條件(發明(3)、(4))

(3-1) Ti+V：0.01%以上 0.8%以下，且  $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$ 、

(3-2) Nb+Zr：0.01%以上 0.5%以下，且  $(Nb+Zr)/(C+N) \geq 10$ 、或

(3-3)  $0.01\% \leq (Ti+V+Nb+Zr) \leq 0.5\%$ 、且  $(Ti+V+Nb+Zr)/(C+N) \geq 16$

● Ti 為本發明中之重要元素。亦即，Ti 具有提高鋼的再結晶溫度之效果，並具有即使鋼板之最終退火溫度提高至 750°C 以上，於本發明(1)、(2)中亦可充分地殘存未再結晶組織之效果。再者，Ti 可發揮作為固溶強化元素之作用而有益於高抗張力化。為使此等效果安定地發揮，必須為 Ti：0.05%以上且  $Ti/(C+N) \geq 16$ 。另一方面，Ti 若超過 0.8%，易於產生稱為「斑痕」的缺陷，致製造性及良率降低，故上限定為 0.8%。

又，Ti 會形成碳氮化物，將存在於鋼中之固溶 C、N 析

出固定，有改善高合金鋼的製造性之效果。又，可發揮作為固溶強化元素之作用，對高抗張力化、高疲勞特性強度化甚有效。尤其在 Si 添加超過 3.5% 使固溶強化利用到最大限度之本發明(3)、(4)中，係充分利用此等效果。亦即，含有量定為，與同樣的碳氮化物形成元素-固溶強化元素之 V 合計為 0.01% 以上 0.8% 以下，且  $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$ 。為使 C、N 於製造步驟中途開始安定地析出固定之目的，最低須含有 Ti 與 V 之合計 Ti+V 為 0.01%，又，由於須對 C、N 為充分地過剩添加，故以質量%計，含有量須滿足  $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$  的範圍。較佳者為，Ti+V 定為 0.05% 以上。另一方面，Ti+V 若超過 0.8%，製造性會降低，故 Ti+V 之上限定為 0.8%。

Nb 與 Zr 亦與上述之 Ti 與 V 同樣地會形成碳氮化物，使存在於鋼中之固溶 C、N 析出固定，具有改善高合金鋼的製造性之效果。又，可發揮作為固溶強化元素之作用，於高抗張力化、高疲勞強度化甚有效果。因此，本發明(3)、(4)中亦可用此等元素代替 Ti 與 V。為使 C、N 於製造步驟中途開始安定地析出固定之目的，最低須含有 Nb 與 Zr 之合計 Nb+Zr 為 0.01%，又，由於須對 C、N 為充分地過剩添加，故以質量%計，含有量須滿足  $(Nb+Zr)/(C+N) \geq 10$  的範圍。另一方面，若 Nb+Zr 超過 0.5% 則製造性會降低，故 Nb+Zr 之上限定為 0.5%。

如上述般，Ti 與 V、及 Nb 與 Zr，於作為碳氮化物形成元素與作為固溶強化元素皆有相同效果，故亦可複合含有

此 4 種。此情況下，為使 C、N 於製造步驟中途開始安定地析出固定之目的，最低須含有 Ti、V、Nb、Zr 之合計  $Ti+V+Nb+Zr$  為 0.01%，又，由於須對 C、N 為充分地過剩添加，故以質量%計，含有量須滿足  $(Ti+V+Nb+Zr)/(C+N) \geq 16$  的範圍。然而， $Ti+V+Nb+Zr$  若超過 0.5%，會降低製造性，故  $Ti+V+Nb+Zr$  之上限定為 0.5%。

又，確保未再結晶回復組織以兼顧高強度與磁特性之效果，Ti 遠較 Nb、V、Zr 優異，故本發明(1)、(2)中以添加 Ti 為必須者。

\* Mn：3.0%以下

Mn 為藉由固溶強化以提高強度的有效元素，並且亦為改善熱脆性的有效元素，以添加 0.03%以上為佳。然而，由於過剩添加會導致鐵損之劣化，故其添加量限制於 3.0%以下。

\* Al：3.0%以下

Al 可發揮作為強力脫氧劑之效果，並有提高鋼之電阻、降低鐵損之作用。又，於藉由固溶強化以提高強度方面亦有效。然而，過剩添加會導致軋製性降低，故其上限定為 3.0%。以定為 2.0%以下為更佳。於以用藉由未再結晶組織來強化為主之本發明(1)、(2)中，以定為  $Si+Al \leq 4.0\%$  為佳。

又，此 Al 並非必須含有者。例如，Al 之添加亦可抑制於 0.005%以下。亦即，例如藉由 Si 脫氧而減低 Al 之另一面，由於 AlN 等之析出物減低亦可減低鐵損。惟，於工

業上鋼中之 Al 量所可減低之下限為 0.0001% 的程度。

\*P：0.2% 以下

由於 P 於比較少的添加量下亦可得到大幅度的固溶強化能，故對高強度化極有效，以添加 0.005% 以上為佳。然而，會因偏析而脆化，導致粒界裂痕與軋製性降低，故其添加量宜限制於 0.2% 以下，以 0.20% 以下為更佳。惟，於工業上鋼中之 P 量之可減低的下限為 0.001% 的程度。

\*S：0.01% 以下

S 若過剩存在會形成 MnS 等之硫化物，致降低磁特性。再者，MnS 有成為疲勞破壞的起點之顧慮。因此，鋼中 S 量以儘量減低為佳，惟，含有 0.01% 以內為可容許的，故其添加量定為 0.01% 以下。惟，工業上鋼中 S 量之可減低的下限為約 0.0003% 的程度。

\*其他

本發明之無方向性電磁鋼板之基本組成如上述，惟，於上述成分之外亦可單獨或複合地添加習知可改善磁特性的元素之 Ni、Sb、Sn、B、Ca、稀土族元素(Rem)及 Co。然而，此等之添加量必須為無害於本發明之目的之程度。具體而言，定為下述範圍。Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01% 及 Co：0.2~5.0% 及 Ni：5.0% 以下(以 0.1~5.0% 為佳)。

尤其以添加 Ni 為佳。亦即，有益於固溶強化及高電阻化之多數元素，因其添加會導致飽和磁通密度降低，相對

於此，Ni 於不會降低飽和磁通密度下藉由固溶強化來提高強度，並可因高電阻而減低鐵損方面為極有效的元素。然而，Ni 為昂貴的元素，過剩添加會造成成本增加，故以含有 5.0% 以下為佳。

又，鋼之其餘部分組成為 Fe 及不可避免之雜質。不可避免之雜質，於上述舉出之元素(於因成本的理由而不可避免地含有之情況)之外，尚可舉出 Cu(於使用回收鋼作為原料使用的情況下會混入)等。

#### [鋼組織]

其次，就本發明(1)、(2)中之鋼板組織之限定理由作說明。

為達成兼顧高強度與磁特性之本發明之目的，鋼板組織以回復組織為佳。若為軋製後的狀態之加工組織，磁特性顯著地變差。另一方面，若藉由最終退火進行再結晶，磁特性雖良好，強度卻大幅降低。相對於此，回復組織可藉由在約 500°C 以上的退火形成，此回復組織有高的強度，且可得到比較良好的磁特性。於本發明(1)、(2)中，有效地利用此回復組織是重要的，為兼顧強度與磁特性，此未再結晶之回復組織必須於鋼板之截面觀察中之面積率為 50% 以上。

又，於本發明(3)、(4)中，由於固溶強化為主要的強化機構，未再結晶回復組織之確保並非必要。因而，只要可確保強度，以再結晶組織為 100%，並確保安定的工業生產性亦可。惟，並不排除併用未再結晶回復組織之強化之

應用。

[製造方法]

最後，就依循本發明之製造方法作說明，茲述明其限定理由。

本發明中，自鋼熔製至冷軋製之製造步驟，可依照通常的無方向性電磁鋼板通常所採用的方法來施行。尤其，本發明藉由添加適當的 C、N 量控制及碳氮化物形成之元素，即使於熱軋鋼捲之鋼板通行性及冷軋製性會有問題之 Si 超過 3.5% 的高合金鋼之情況，亦可大幅改善製造性，故可適用於通常的無方向性電磁鋼板之製造步驟。

以下舉出代表性的製造方法之例。

首先，將用轉爐及 2 次精煉、或電氣爐等熔製成既定成分之熔鋼，藉由連續鑄造法或造塊-分塊法作成為扁鋼坯。

然後，對扁鋼坯施行熱軋製，該熱軋製中之最終溫度與捲繞溫度不須特別規定，可用一般的條件，例如：最終軋製溫度：700°C~900°C 及捲繞溫度：400°C~800°C 的程度。

然後，視需要，為鋼板之軟化或提高最終製品的磁特性之目的，可於 600~1100°C 的程度施行熱軋板退火。

於熱軋板退火後（於未施行熱軋板退火的情況為捲繞後）施行冷軋製或溫軋製，作成既定的製品板厚（最終板厚）。又，可藉由一次的冷軋製或溫軋製作成為最終板厚，亦可施行夾以中間退火之二次以上的冷軋製或溫軋製作成為最終板厚。又，溫軋製通常係於板溫 100~300°C 下進行軋製。

又，最終板厚以作成為 0.15mm 以上為佳。

亦即，板厚對於製品之磁特性，尤其於作為高速旋轉的轉子材使用的情況，對於在重要的數百 Hz 以上的高頻域的鐵損特性有大的影響，就此點而言，板厚以較薄為佳。另一方面，就製品板厚對機械特性、疲勞特性及磁特性的影響進行探討之結果，於拉伸試驗中之機械特性幾乎不受板厚的影響，而疲勞特性則於較 0.15mm 薄時會急遽地降低。又，若過度薄化，於馬達製造步驟中，衝壓的步驟數之增加或積層數之增加會導致生產性上較為不利。因而，於尤其重視疲勞強度的情況，板厚之下限以定為 0.15mm 為佳。又，有關板厚之上限，可依所需之磁特性的水準而適當地決定，通常作為電磁鋼板使用者為 0.65mm 以下。又，本發明中，隨著高強度化所致之磁特性劣化，由於較習知的高強度電磁鋼板有較佳的抑制，故於作成為同等強度水準與板厚的情況，可得到較以往的鋼更優異之磁特性。

然後，以連續退火爐施行最終退火，退火條件，於發明(1)、(2)與發明(3)、(4)有個別的規定。

於發明(1)、(2)中，使鋼帶之每單位面積(與鋼板通行垂直的方向(所謂 TD 方向)截面的截面積)之爐內張力保持於 2.5MPa 以上 20MPa 以下，且於 700°C 以上 850°C 以下的溫度範圍進行是最重要者。藉由對由本發明的鋼組成所構成之軋製鋼捲於上述條件下進行最終退火，使未再結晶回復組織殘存於鋼板內，可期兼顧磁特性與高強度化，且

可發揮充分的鋼捲形狀矯正效果。

亦即，若退火溫度未滿 700°C 或張力未滿 2.5MPa，則無法充分進行形狀矯正。另一方面，若超過 850°C，由於再結晶之進行而導致強度降低。又，爐內張力若超過 20MPa，於鋼捲會產生局部的變形，致形狀反而劣化，或發生爐內斷裂，故以 20MPa 作為上限。就鋼板形狀改善之觀點考量，更佳的操作範圍為最終退火溫度 750°C 以上 850°C 以下，爐內張力 5MPa 以上 15MPa 以下。

又，最終退火溫度等之退火條件，以控制使未再結晶回復組織之面積率確保為 50% 以上為佳。於上述退火條件實質上滿足該要求，而鋼中 Ti 量未滿 0.3% 的情況，最終退火溫度  $T(^{\circ}\text{C})$ ，基於可更確實地確保未再結晶回復組織為 50% 以上的觀點考量，以由圖 1 概算大致可滿足下式

$$T \leq 850 - 160(0.3 - x) \quad (\text{其中, } x = \text{鋼中 Ti 量: 質量}\%)$$

的溫度為佳。

另一方面，於本發明(3)、(4)中，最終退火溫度係於退火溫度 700°C 以上 1050°C 以下的範圍進行。若最終退火溫度未滿 700°C，再結晶無法充分進行，未再結晶粒會非必要地過多，致形狀矯正不充分。又，磁特性以於 700°C 以上可安定而良好。隨著退火溫度之上昇，鐵損特性亦會提高，然而，機械特性(耐性、抗張力)及疲勞特性有降低的傾向，故退火溫度可依所需之磁特性水準及強度水準而適當地決定。就於商用頻率(50~60Hz)至數 kHz 之高頻域下之鐵損特性的觀點考量，以 900~1050°C 為更佳，以

925~1025°C 為特佳。然而，最終退火溫度若超過 1050°C，不僅無法看到磁特性之改善，機械特性也會降低，且亦耗費能源，故上限限定為 1050°C。

緊接著前述最終退火，進行處理液之塗佈及烘烤處理，藉此賦予鋼板被膜，作成最終製品。絕緣被膜的種類、膜厚與賦予條件等，於通常的範圍即可。例如，較佳者可使用磷酸鹽系被膜。

[實施例]

(實施例 1：發明(1)、(2))

對表 1 所示之組成的扁鋼坯進行熱軋製至 2.5mm 後，進行於 900°C 下保持 60 秒之熱軋板退火後，進行酸洗及冷軋製至板厚 0.35mm。此處，由於 Ti 量超過本發明的範圍之鋼 G 於冷軋製後產生多處斑痕缺陷，故未再進行其後之處理。又，Si 量高達 4.3%、幾乎不含 Ti 之鋼 N、與 Si 量超過本發明範圍之鋼 P，由於在冷軋製中鋼板斷裂，故未再進行其後之處理。然後，以表 2 所示之條件進行均熱時間 20 秒之最終退火。又，爐內張力之測定，係藉由將荷重單元(load cell)安裝於軸承下部之張力測定輥(tension meter roller)方式之爐內張力計測定。

[表1]

鋼	化學成分(質量%)									Ti/(C+N)
	Si	Mn	Al	P	S	C	N	Ti	C+N	
A	2.8	0.45	0.35	0.01	0.001	0.0025	0.0023	0.0009	0.0048	0.2
B	2.8	0.44	0.36	0.01	0.002	0.0012	0.0018	0.056	0.0030	18.7
C	2.9	0.42	0.35	0.02	0.005	0.0017	0.0019	0.14	0.0036	38.9
D	2.9	0.44	0.36	0.01	0.001	0.0045	0.0033	0.35	0.0078	44.9
E	2.8	0.52	0.35	0.02	0.002	0.0008	0.0015	0.55	0.0023	239.1
F	3.4	0.05	0.001	0.01	0.0004	0.0023	0.0031	0.75	0.0054	138.9
G	2.9	0.05	0.001	0.01	0.0015	0.0018	0.0022	0.88	0.0040	220.0
H	2.9	0.05	0.001	0.01	0.0015	0.0020	0.0020	0.73	0.0040	182.5
I	2.8	0.42	0.36	0.02	0.002	0.0021	0.0022	0.062	0.0043	14.4
J	2.8	0.40	0.36	0.02	0.002	0.0048	0.0076	0.55	0.0124	44.4
K	2.9	0.06	0.001	0.01	0.001	0.0025	0.0026	0.41	0.0051	80.4
L	3.8	0.07	0.001	0.01	0.001	0.0023	0.0028	0.40	0.0051	78.4
M	4.3	0.05	0.001	0.01	0.0005	0.0024	0.0026	0.41	0.0050	82.0
N	4.2	0.05	0.001	0.01	0.0008	0.0025	0.0025	0.0005	0.0050	0.1
O	3.3	0.45	1.0	0.02	0.001	0.0032	0.0023	0.42	0.0055	76.4
P	5.2	0.05	0.001	0.01	0.0005	0.0028	0.0022	0.41	0.0050	82.0
Q	1.8	2.0	1.0	0.12	0.001	0.0013	0.0015	0.20	0.0028	71.4
R	1.8	2.0	1.0	0.12	0.001	0.0012	0.0016	0.03	0.0028	10.7

就如此得到的鋼板之機械特性，用與軋製方向平行地裁切之 JIS5 號拉伸試驗片進行評估，並就磁特性，採取於軋製方向及垂直於軋製方向為同數量的艾普士他因試驗片 (Epstein test pieces) 進行評估。

再將鋼板沿軋製方向裁切，研磨其厚度截面進行組織觀察，求出再結晶組織面積比例。於最終退火溫度 500°C 以上之組織，以再結晶部除外的面積視為回復組織比例。

再者，依據 JISC2550 測定退火前後的鋼板之平坦度 (flatness)。

以上之測定及評估結果併記於表 2。

[表2]

No.	鋼 No.	最終退火溫度 (°C)	爐內張力 (MPa)	鐵損 W <sub>10/400</sub> (W/kg)	拉伸強度 TS (MPa)	回復組織比例 (%)	再結晶組織比例 (%)	退火前平坦度 (%)	退火後平坦度 (%)	備註
1	A	0	5	105	990	0	0	3.6	3.6	比較例
2	A	400	5	92	958	0	0	3.6	3.6	比較例
3	A	600	5	53.5	832	100	0	3.6	3.4	比較例
4	A	650	5	40	704	64	36	3.6	3.1	比較例
5	A	800	5	22.5	550	0	100	3.5	1.9	比較例
6	B	700	5	38	784	100	0	3.4	2.7	發明例
7	B	800	5	32	635	58	42	3.4	1.9	發明例
8	C	700	5	43	830	100	0	3.5	2.4	發明例
9	C	800	5	32.5	667	65	35	3.6	1.9	發明例
10	D	700	5	48	930	100	0	3.4	2.8	發明例
11	D	800	5	32.1	688	77	23	3.3	2.0	發明例
12	E	700	5	39	875	100	0	4.0	2.5	發明例
13	E	750	5	37	852	100	0	4.0	2.3	發明例
14	E	800	5	36	758	85	15	4.0	1.9	發明例
15	E	850	5	30	714	67	33	4.0	1.8	發明例
15b	E	870	5	31	588	43	57	4.0	1.8	比較例
16	E	1000	5	18	578	0	100	4.0	1.8	比較例
17	F	750	5	45	939	100	0	4.2	2.1	發明例
18	F	800	5	38	821	84	16	4.0	1.8	發明例
19	F	850	5	31	745	70	30	3.9	1.7	發明例
32	H	800	5	37	810	75	25	4.2	2.1	發明例
33	I	800	5	29.2	562	32	68	4.2	1.9	比較例
34	J	800	5	53	766	75	25	4.7	2.5	比較例
35	K	800	5	44	751	73	27	4.1	2.0	發明例
36	L	800	5	39	830	70	30	4.6	2.1	發明例
37	M	800	5	35	866	78	22	4.4	2.1	發明例
38	O	800	5	39	818	75	25	4.2	1.9	發明例
39	Q	800	5	31.4	642	68	32	3.9	1.9	發明例
40	R	800	5	23.7	495	0	100	3.8	1.8	比較例

註) 鋼 G：於冷軋製時多處產生斑痕，未進行其後之處理

鋼 N、P：由於冷軋製時已斷裂，故未進行其後之處理

表 2 中，用以往之組成的鋼 A 作為材料於軋製後之狀態的 No.1 與退火溫度於未達鋼的回復溫度(400°C)下進行退火的 No.2，係由 100%加工組織所構成，雖拉伸强度高，鐵損卻顯著地變差。又，於 600°C~650°C 下進行退火之殘存有回復組織的 No.3 及 No.4，具有高強度，鐵損亦有改善的傾向，惟，平坦度於退火前後幾乎無改善，於鋼板形狀方面亦不佳。另一方面，未再結晶粒之面積率未滿 50% 而以再結晶粒為主體的 No.5 與 15b，其強度降低顯著。又，鋼中 Ti 量未達 C+N 的 16 倍的 No.33 及 No.41，未能得到充分的強度；C+N 超過 0.010% 的 No.34 之鐵損高。

相對於此，用由本發明之鋼組成所構成的鋼之發明例 No.6~15、17~19、32、35~38 及 40，顯示高強度與低鐵損性，且於鋼板形狀亦優。

又，鋼中 Si 量超過 4.0% 的 No.37 及 Si+Al 量超過 4.0% 的 No.38，熱軋板退火後之彎曲特性分別為 27 次及 23 次。相對於此，於其他發明例皆為 40 次以上，製造性更優異。此處，彎曲特性，係於溫度 30°C 下以彎曲半徑 15mm、彎曲角度 90° 進行反覆彎曲試驗，以至鋼板發生裂痕止之次數作評估。

(實施例 2：發明(1)、(2))

對表 1 之鋼 A 及 D 之扁鋼坯進行熱軋製至 2mm 後，進行於 800°C 下保持 60 秒之熱軋板退火後，進行酸洗並進行冷軋製至板厚 0.35mm，製作成鋼捲。對得到之鋼捲以表 3 所示之條件以連續退火爐進行最終退火，進行與實施例 1

同樣之評估。

其結果一併記於表 3。由表 3 可知：鋼 A 及 D，於較低退火溫度之 650°C 下，即使提高爐內張力，鋼板形狀之改善程度亦小。另一方面，退火溫度提高至 800°C，並使爐內張力控制於本發明之範圍內之鋼捲的鋼板形狀得到顯著的改善。於以往的鋼 A 由於強度大幅降低而無法作為高強度材使用，相對於此，藉由此退火，本發明例之鋼 D 則可兼顧高強度與優異的鋼板形狀。

又，於爐內張力超過適當範圍之上限 20MPa 的情況，鐵損增加，鋼板形狀亦變差。

[表3]

No.	鋼 No.	最終退 火溫度 (°C)	爐內 張力 (MPa)	鐵損 W <sub>10/400</sub> (W/kg)	拉伸 強度 TS (MPa)	回復 組織 比例 (%)	再結晶 組織 比例 (%)	退火前 平坦度 (%)	退火後 平坦度 (%)	備註
20	A	650	5	40.1	704	65	35	3.6	3.1	比較例
21	A	650	15	39.5	701	63	37	3.6	2.8	比較例
22	A	800	5	22.5	550	0	100	3.5	1.9	比較例
23	A	800	15	21.7	548	0	100	3.6	1.4	比較例
24	D	650	5	61.3	998	100	0	3.4	3.1	發明例
25	D	650	20	62.3	1009	100	0	3.4	2.6	發明例
26	D	800	1.5	32.3	681	78	22	3.4	2.8	發明例 (製法不適 合)
27	D	800	5	32.1	688	77	23	3.3	2.0	發明例
28	D	800	10	31.9	685	75	25	3.4	1-7	發明例
29	D	800	15	31.9	679	78	22	3.4	1.6	發明例
30	D	800	20	32.5	682	78	22	3.4	1.6	發明例
31	D	800	23	37.8	680	78	22	3.4	2.2	發明例 (製法不適 合)

(實施例 3：發明(1)、(2))

對表 4 所示之組成之扁鋼坯以下述 a~c 中之條件進行冷軋製至最終板厚。

a：熱軋製至板厚 2.0mm 後，不施行熱軋板退火，進行溫軋製至最終板厚 0.35mm(板溫 250°C)

b：熱軋製至板厚 3.8mm 後，不施行熱軋板退火，進行冷軋製至 1.5mm，然後，進行於 1000°C 保持 30 秒之中間退火後，進行冷軋製至最終板厚 0.35mm

c：熱軋製至板厚 2.5mm 後，進行於 1050°C 保持 30 秒之熱軋板退火後，進行冷軋製至 1.01mm，然後，進行於 1000°C 保持 30 秒之中間退火後，進行溫軋製(板溫 200°C)至最終板厚 0.20mm

然後，以表 5 所示之條件進行均熱時間 10 秒之最終退火，進行與實施例 1 同樣的評估，結果一併記於表 5。各本發明鋼皆兼顧優異的強度及磁特性。

[表4]

鋼	化學成分(質量%)										Ti/(C+N)
	Si	Mn	Al	P	S	C	N	Ti	C+N	其他	
S	2.8	0.45	0.35	0.01	0.001	0.0020	0.0018	0.35	0.0038	Ni: 3.4	92.1
T	2.8	0.44	0.35	0.01	0.001	0.0021	0.0020	0.36	0.0041	Sb: 0.08	87.8
U	2.8	0.45	0.34	0.02	0.001	0.0022	0.0017	0.35	0.0039	Sn: 0.03	89.7
V	2.8	0.46	0.34	0.01	0.002	0.0019	0.0022	0.33	0.0041	B: 0.002 Ca: 0.002	80.5
W	2.8	0.45	0.36	0.01	0.001	0.0023	0.0018	0.35	0.0041	Sb: 0.05 REM: 0.004	85.4
X	2.8	0.45	0.35	0.01	0.001	0.0022	0.0019	0.34	0.0041	Co: 2.5	82.9
Y	2.8	0.43	0.35	0.01	0.001	0.0020	0.0019	0.35	0.0039	Ni: 4.3 Sn: 0.08 B: 0.003	89.7

[表5]

No.	鋼 No.	軋製條件	最終退火溫度(°C)	爐內張力(MPa)	鐵損 W <sub>10/400</sub> (W/kg)	拉伸強度 TS(MPa)	回復組織比例(%)	再結晶組織比例(%)	退火前平坦度(%)	退火後平坦度(%)	備註
42	S	a	800	10	33.5	768	77	23	3.8	2.0	發明例
43	T	a	770	10	35	785	89	11	3.9	2.2	發明例
44	U	a	850	10	32	707	60	40	3.9	1.8	發明例
45	V	b	800	15	33	772	74	26	3.9	2.0	發明例
46	W	b	720	15	42	840	100	0	3.6	2.0	發明例
47	X	C	780	15	28	855	88	12	4.1	1.9	發明例
48	Y	C	720	15	25	924	100	0	4.2	2.1	發明例

(實施例 4：發明(3)、(4))

對表 6 所示之成分組成之扁鋼坯進行熱軋製至 2mm 後，進行於 900°C 下保持 60 秒之熱軋板退火後，進行酸洗並進行冷軋製至板厚 0.35mm，然後，進行於 950°C 下保持 30 秒之最終退火。

此時，將熱軋退火板裁切成 30mm 寬，於溫度 30°C 下以彎曲半徑 15mm、彎曲角度 90° 進行反覆彎曲試驗 (repetition bending test)，以進行製造線上之鋼板通行性之模擬評估。並測定前述熱軋製退火板之端面的邊緣裂痕深度作為冷軋製性之評估。

對如此得到之電磁鋼板之機械特性(抗張力 TS)、疲勞特性(疲勞極限強度 FS)及磁特性(磁通密度  $B_{50}$ 、高頻鐵損  $W_{10/1000}$ ) 進行查察，其結果記於表 7。

又，各特性之評估方法如下述。

機械特性係用 JIS5 號拉伸試驗片進行評估。

疲勞特性之評估，係與軋製方向平行地裁切出試驗片，對平行部端面以 800 號砂紙研磨後，進行應力比：0.1、頻率：20Hz 之部分拉伸(拉伸-拉伸)，以經 1000 萬(10<sup>7</sup>) 循環後亦未發生板斷裂之最大應力(疲勞極限強度 FS)作評估。

磁特性，係採取於軋製方向及垂直於軋製方向為同數量的艾普士他因試驗片(Epstein test pieces)進行評估。

[表6]

鋼	化學成分(質量%)											(Ti+V) /(C+N)
	Si	Mn	Al	Ni	P	S	C	N	C+N	Ti	V	
1	4.21	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0018	0.0023	0.0041	<u>0.001</u>	0	<u>0.2</u>
2	4.18	0.05	0	0	0.01	0.002	0.0019	0.0025	0.0044	0.01	0	<u>2.3</u>
3	4.20	0.04	0	0	0.02	0.002	0.0017	0.0022	0.0039	0.05	0	<u>12.8</u>
4	4.20	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0015	0.0023	0.0038	0.071	0	18.7
5	4.11	0.04	0	0	0.02	0.002	0.0019	0.0028	0.0047	0.15	0	31.9
6	4.29	0.04	0	0	0.01	0.002	0.0022	0.0026	0.0048	0.31	0	64.6
7	4.11	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0024	0.0022	0.0046	0.49	0	106.5
8	4.10	0.06	0	0	0.01	0.002	0.0022	0.0024	0.0046	0.75	0	163.0
9	4.21	0.06	0	0	0.01	0.001	0.0019	0.0021	0.0040	<u>1.19</u>	0	297.5
10	4.19	0.05	0	0	0.01	0.002	0.0042	0.0035	0.0077	<u>0.0005</u>	0	<u>0.1</u>
11	4.10	0.04	0	0	0.02	0.002	0.0044	0.0036	0.0080	0.04	0	<u>5.0</u>
12	4.20	0.04	0	0	0.01	0.001	0.0038	0.0038	0.0076	0.08	0	<u>10.5</u>
13	4.11	0.04	0	0	0.02	0.002	0.0041	0.0040	0.0081	0.12	0	<u>14.8</u>
14	4.10	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0048	0.0044	0.0092	0.198	0	21.5
15	4.21	0.06	0	0	0.01	0.002	0.0047	0.0039	0.0086	0.31	0	36.0
16	4.10	0.05	0	0	0.01	0.002	0.0048	0.0033	0.0081	0.7	0	86.4
17	4.31	0.06	0	0	0.01	0.001	0.0044	0.0030	0.0074	<u>0.92</u>	0	124.3
18	4.11	0.06	0	0	0.01	0.002	0.0042	0.0034	0.0076	<u>1.48</u>	0	194.7
19	4.21	0.06	0	0	0.01	0.002	<u>0.0153</u>	0.0035	<u>0.0188</u>	<u>0.0007</u>	0	<u>0.0</u>
20	4.10	0.04	0	0	0.02	0.001	<u>0.0148</u>	0.0038	<u>0.0186</u>	0.04	0	<u>2.2</u>
21	4.29	0.04	0	0	0.01	0.002	<u>0.0155</u>	0.0041	<u>0.0196</u>	0.11	0	<u>5.6</u>
22	4.10	0.05	0	0	0.02	0.002	<u>0.0152</u>	0.0045	<u>0.0197</u>	0.195	0	<u>9.9</u>
23	4.19	0.05	0	0	0.01	0.001	<u>0.0151</u>	0.0046	<u>0.0197</u>	0.35	0	17.8
24	4.10	0.04	0	0	0.01	0.002	<u>0.0148</u>	0.0049	<u>0.0197</u>	0.77	0	39.1
25	4.12	0.04	0	0	0.01	0.001	<u>0.0152</u>	0.0038	<u>0.0190</u>	<u>0.95</u>	0	50.0
26	4.28	0.05	0	0	0.01	0.002	<u>0.0144</u>	0.0031	<u>0.0175</u>	<u>1.25</u>	0	71.4
27	4.12	0.06	0	0	0.01	0.002	<u>0.032</u>	0.0033	<u>0.0353</u>	<u>0.0008</u>	0	<u>0.0</u>
28	4.20	0.04	0	0	0.02	0.001	<u>0.033</u>	0.0028	<u>0.0358</u>	<u>0.098</u>	0	<u>2.7</u>
29	4.20	0.05	0	0	0.01	0.002	<u>0.035</u>	0.0041	<u>0.0391</u>	0.22	0	<u>5.6</u>
30	4.28	0.06	0	0	0.01	0.002	<u>0.032</u>	0.0044	<u>0.0364</u>	0.43	0	<u>11.8</u>
31	4.11	0.05	0	0	0.02	0.001	<u>0.033</u>	0.0041	<u>0.0371</u>	0.62	0	16.7
32	4.19	0.04	0	0	0.01	0.002	<u>0.033</u>	0.0036	<u>0.0366</u>	<u>0.82</u>	0	22.4
33	4.11	0.04	0	0	0.02	0.002	<u>0.031</u>	0.0046	<u>0.0356</u>	<u>1.03</u>	0	28.9
58	<u>3.22</u>	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0025	0.0022	0.0047	0.48	0	102.1
59	3.71	0.05	0	0	0.01	0.001	0.0024	0.0024	0.0048	0.48	0	100.0

[表7]

鋼	熱軋板 彎曲次數 (次)	冷軋板邊緣 裂痕深度 (mm)	TS (MPa)	FS (MPa)	B <sub>50</sub> (T)	W <sub>10/1k</sub> (W/kg)	備註
1	4.0	3.7	621	528	1.69	78	比較例
2	3.8	1.4	630	529	1.69	79	比較例
3	8.2	1.1	671	570	1.67	83	比較例
4	24.5	0.4	669	575	1.67	84	發明例
5	28.8	0.2	697	599	1.66	86	發明例
6	29.0	0.3	756	643	1.64	92	發明例
7	31.0	0.4	825	701	1.63	96	發明例
8	28.0	0.4	919	772	1.60	104	發明例
9	8.5	5.0	1090	850	1.56	122	比較例
10	3.0	5.4	632	525	1.69	83	比較例
11	3.0	4.1	635	545	1.67	88	比較例
12	5.5	3.5	695	570	1.66	95	比較例
13	10.4	1.3	735	610	1.66	96	比較例
14	23.9	0.7	755	634	1.65	99	發明例
15	24.8	0.5	799	687	1.64	106	發明例
16	26.5	0.7	950	808	1.60	119	發明例
17	9.0	0.6	1050	872	1.58	129	比較例
18	7.0	5.6	1220	1000	1.52	159	比較例
19	1.0	9.0	638	523	1.68	95	比較例
20	0.5	9.0	680	537	1.67	117	比較例
21	2.0	6.2	715	551	1.64	144	比較例
22	2.6	5.0	791	593	1.61	153	比較例
23	7.2	3.5	853	631	1.59	161	比較例
24	11.9	3.1	1006	734	1.55	180	比較例
25	6.2	4.8	1080	778	1.53	182	比較例
26	3.9	6.8	1195	848	1.50	191	比較例
27	1.0	9.0	651	508	1.67	118	比較例
28	0.5	9.0	733	535	1.64	159	比較例
29	1.4	9.0	855	581	1.61	190	比較例
30	0.5	5.8	1000	610	1.59	224	比較例
31	3.4	4.5	1065	660	1.57	229	比較例
32	7.2	4.3	1138	694	1.55	239	比較例
33	1.5	6.7	1218	706	1.53	243	比較例
58	76	0.1	587	464	1.66	117	比較例
59	43	0.3	762	609	1.65	101	發明例

如表 7 所示，可知：依照本發明使 Si 超過 3.5%，對 C、N 量加以控制，且添加適量的 Ti 之發明例，皆有優異的製造性、高抗張力與疲勞限度，且可得到良好的磁特性。(實施例 5：發明(3)、(4))

對表 8 所示之成分組成之扁鋼坯進行熱軋製至板厚 2mm 後，進行於 900°C 下保持 60 秒之熱軋板退火後，進行酸洗，然後進行冷軋製至板厚 0.25mm，然後，進行於 950°C 下保持 30 秒之最終退火。

此時，將熱軋退火板裁切成 30mm 寬，於溫度 30°C 下以彎曲半徑 15mm、彎曲角度 90° 進行反覆彎曲試驗，以進行製造線上之鋼板通行性之模擬評估。並測定軋製端面的邊緣裂痕深度作為冷軋製性之評估。

對如此得到之電磁鋼板之機械特性(抗張力 TS)、疲勞特性(疲勞極限強度 FS)及磁特性(磁通密度  $B_{50}$ 、高頻鐵損  $W_{10/1000}$ )進行查察，其結果示於表 9。

[表8]

鋼	化學成分(質量%)												(Ti+V) /(C+N)	備註
	Si	Mn	Al	Ni	P	S	C	N	C+N	Ti	V	其他		
34	3.62	0.12	0	0	0.01	0.001	<u>0.0111</u>	0.0028	<u>0.0139</u>	0.058	0.045	-	7.4	比較例
35	3.68	0.11	0	0	0.01	0.002	0.0015	0.0023	0.0038	0.52	0	Sn: 0.025	136.8	發明例
36	3.90	0.13	0	0	0.02	0.002	0.0019	0.0028	0.0047	0.52	0	-	110.6	發明例
37	4.11	0.14	0	0	0.01	0.001	0.0024	0.0022	0.0046	0.49	0	-	106.5	發明例
38	4.62	0.13	0	0	0.02	0.002	0.0022	0.0015	0.0037	0.50	0	Ca: 0.0018	135.1	發明例
39	4.89	0.11	0	0	0.01	0.002	0.0022	0.0019	0.0041	0.51	0	-	124.4	發明例
40	<u>5.20</u>	0.14	0	0	0.01	0.001	0.0024	0.0022	0.0046	0.52	0	-	113.0	比較例
41	<u>5.62</u>	0.12	0	0	0.01	0.002	0.0022	0.0024	0.0046	0.75	0	-	163.0	比較例
42	3.71	2.10	0	0	0.01	0.001	0.0019	0.0021	0.0040	0.35	0	B:0.0012	87.5	發明例
43	3.69	0.05	1.82	0	0.01	0.002	0.0015	0.0035	0.0050	0.35	0	-	70.0	發明例
44	3.68	0.04	0	1.91	0.02	0.002	0.0019	0.0015	0.0034	0	0.55	-	161.8	發明例
45	3.71	0.04	0	3.22	0.01	0.001	0.0024	0.0019	0.0043	0.25	0.34	Sb: 0.095	137.2	發明例
46	3.70	0.04	0	4.89	0.02	0.002	0.0011	0.0024	0.0035	0.73	0	Co: 1.21	208.6	發明例
60	4.11	0.14	0	0	0.01	0.001	0.0033	0.0035	0.0068	0.04	0.05	-	<u>13.2</u>	比較例
61	4.11	0.14	0	0	0.01	0.001	0.0034	0.0033	0.0067	0.04	0.30	-	50.7	發明例
62	4.11	0.14	0	0	0.01	0.001	0.0033	0.0034	0.0067	0.40*	0.50*	-	134.3	比較例

\*) Ti+V&gt;0.8%

[表9]

鋼	熱軋板 彎曲次數 (次)	冷軋板邊緣 裂痕深度 (mm)	TS (MPa)	FS (MPa)	B <sub>50</sub> (T)	W <sub>10/1k</sub> (W/kg)	備註
34	6.4	4.7	602	457	1.69	115	比較例
35	37	0.2	765	650	1.65	71	發明例
36	34	0.6	790	672	1.64	72	發明例
37	32.5	0.7	795	684	1.64	72	發明例
38	27.5	0.9	843	717	1.62	72	發明例
39	19	0.9	870	731	1.61	77	發明例
40	5.3	2.9	910	564	1.60	81	比較例
41	2.2	5.4	1025	574	1.57	85	比較例
42	15.2	0.6	764	634	1.65	102	發明例
43	22.2	0.5	778	661	1.59	63	發明例
44	26	0.7	769	661	1.65	61	發明例
45	23.3	0.5	840	772	1.64	69	發明例
46	20.5	0.4	957	818	1.63	72	發明例
60	5.5	6.4	631	538	1.68	74	比較例
61	28.3	0.8	736	604	1.65	72	發明例
62	3.5	5.1	1010	688	1.51	86	比較例

如表 9 所示般，可知：使鋼板成分控制於滿足本發明之 C、N 量加以控制，且添加適量的 Ti、V 之發明例，皆有優異的製造性、高抗張力與疲勞限度，且可得到良好的磁特性。

另一方面，Si 添加量若超過 5%，熱軋板之彎曲性、冷軋製性會大幅降低，且儘管有高抗張力，疲勞極限強度卻有降低之傾向。

(實施例 6：發明(3)、(4))

對表 10 所示之成分組成之扁鋼坯進行熱軋製至板厚 2.2mm 後，進行於 800°C 下保持 90 秒之熱軋板退火後，進行酸洗，然後進行冷軋製至板厚 0.30mm，然後，進行於 1000°C 下保持 30 秒之最終退火。僅 No. 67 省略熱軋退火，採用熱軋製至板厚 3.0mm→無熱軋板退火→溫軋製至板厚 1.5mm(板溫 280°C)→900°C-30 秒中間退火→冷軋製至最終板厚 0.30mm 之軋製步驟。

又，將熱軋退火板(No. 67 為熱軋板)裁切成 30mm 寬，於溫度 30°C 下以彎曲半徑 15mm、彎曲角度 90°進行反覆彎曲試驗，以進行製造線上之鋼板通行性之模擬評估。並測定軋製端面的邊緣裂痕深度作為冷軋製性之評估。

對如此得到之電磁鋼板之機械特性(抗張力 TS)、疲勞特性(疲勞極限強度 FS)及磁特性(磁通密度  $B_{50}$ 、高頻鐵損  $W_{10/1000}$ )進行查察，其結果示於表 11。

[表10]

鋼	化學成分(質量%)														(Nb+Zr)/(C+N)	備註
	Si	Mn	Al	Ni	P	S	C	N	C+N	Nb	Zr	Ti	V	其他		
47	4.51	0.11	0.32	0	0.02	0.002	0.0008	0.0015	0.0023	0.014	0	0	0	-	6.1	比較例
48	4.62	0.12	0.32	0	0.01	0.002	0.0009	0.0013	0.0022	0.076	0.008	0	0	Ca: 0.0030	38.2	發明例
49	4.53	0.11	0.34	0	0.02	0.001	0.0015	0.0025	0.0040	0.16	0.05	0	0	-	52.5	發明例
50	4.51	0.14	0.35	0	0.01	0.001	0.0019	0.0025	0.0044	0.42	0	0	0	Sn: 0.082	95.5	發明例
51	4.58	0.15	0.33	0	0.02	0.002	0.0022	0.0019	0.0041	0.68	0.15	0	0	-	202.4	比較例
52	4.43	0.10	0.28	0.5	0.01	0.002	0.0031	0.0010	0.0041	0.03	0	0.17	0	-	48.8**	發明例
53	4.43	0.13	0.32	0	0.01	0.001	0.0021	0.0025	0.0046	0	0.15	0.10	0.10	-	76.1**	發明例
63	4.20	0.10	0.28	0.2	0.01	0.001	0.0022	0.0023	0.0045	0.10	0.10	0.10	0.10	Sn:0.05 REM: 0.002 Ca: 0.002	88.9**	發明例
64	4.20	0.10	0.28	0.2	0.01	0.001	0.0036	0.0040	0.0076	0.04	0.03	0	0	-	9.2	比較例
65	4.20	0.10	0.28	0.2	0.01	0.001	0.0035	0.0038	0.0073	0.05	0.04	0	0	-	12.3	發明例
66	4.20	0.10	0.28	0.2	0.01	0.001	0.0036	0.0039	0.0075	0.30*	0.30*	0	0	-	80.0	比較例
67	4.43	0.10	0.28	0.5	0.01	0.002	0.0031	0.0010	0.0041	0.03	0	0.17	0	-	48.8**	發明例

\*) Nb+Zr&gt;0.5%

\*\*) (Ti+V+Nb+Zr)/(C+N)

[表11]

鋼	熱軋板 彎曲次數 (次)	冷軋板邊緣 裂痕深度 (mm)	TS (MPa)	FS (MPa)	B <sub>50</sub> (T)	W <sub>10/1k</sub> (W/kg)	備註
47	2.5	5.0	678	502	1.66	71	比較例
48	23.6	1.2	706	551	1.65	73	發明例
49	22.1	0.9	758	599	1.64	74	發明例
50	17.1	1.7	862	672	1.61	74	發明例
51	6.2	6.3	1055	749	1.55	82	比較例
52	16.5	0.9	855	668	1.61	76	發明例
53	12.0	0.9	887	691	1.60	77	發明例
63	26.5	0.4	808	701	1.62	76	發明例
64	1.0	12.5	576	389	1.62	78	比較例
65	18.3	0.6	723	586	1.62	74	發明例
66	6.5	4.5	660	461	1.55	83	比較例
67*	43.5	0.4	903	710	1.58	78	發明例

\*)熱軋至板厚 3.0mm→無熱軋板退火→溫軋製至板厚 1.5mm(板溫 280°C)

→ 900°C-30 秒中間退火 → 冷軋至最終板厚 0.30mm

如表 11 所示般，使鋼板成分控制於滿足本發明之 C、N 量，且添加最適之 Nb、Zr 或更添加 Ti、V 的發明例，皆有優異的製造性、高抗張力與疲勞限度，且有良好的磁特性。

(實施例 7：發明(3)、(4))

對作成為本發明的鋼組成之組成為 3.9%Si、0.14%Mn、0.33%Al、2.67%Ni、0.02%P、0.002%S、0.0009%C、0.0018%N、0.28%Ti 及 0.055Sn 組成( $Ti/(C+N)=103.7$ )之扁鋼坯，進行熱軋製至板厚為 2mm 後，進行於 1000°C 下保持 60 秒之熱軋板退火，然後，進行酸洗，接著進行冷軋製成各種板厚，然後，進行於 950°C 下保持 30 秒之最終退火，就板厚對各特性的影響進行查察。

得到之結果示於表 12。

[表12]

鋼	板厚(mm)	TS(MPa)	FS(MPa)	B <sub>50</sub> (T)	W <sub>10/1k</sub> (W/kg)	備註
54	0.35	776	667	1.65	91.0	發明例
55	0.20	781	656	1.65	52.4	發明例
56	0.15	769	638	1.65	44.2	發明例
57	<u>0.11</u>	782	555	1.65	39.4	發明例(適用範圍外)

如表 12 所示般，藉由使板厚作成為較薄，可大幅改善高頻鐵損特性。又，抗張力於各種板厚下皆大致相同。

然而，疲勞限度於板厚 0.15mm 以上有顯著地改善。  
(產業上之可利用性)

依據本發明，藉由限定成分組成或更進一步限定組織類型，可於不增加鋼板製造上的限制與額外步驟下，安定地製得疲勞特性優異、且板形狀及磁特性皆優異之無方向性電磁鋼板。

#### 【圖式簡單說明】

圖 1 為表示 Ti 量(橫座標：單位=質量%)及退火溫度(縱座標：單位= $^{\circ}\text{C}$ )與再結晶率(圓內的數字：單位=面積%)的關係之圖。

圖 2 為表示鋼中之(C+N)量(橫座標：單位=質量%)對製造線之鋼板通行性(彎曲次數)(縱座標：單位=次數)的影響之曲線圖。

圖 3 為表示鋼中之(C+N)量(橫座標：單位=質量%)對冷軋製性(軋製板端面之邊緣裂痕深度)(縱座標：單位=mm)的影響之曲線圖。

圖 4 為表示於 4 種水準的鋼中(C+N)量下之鋼中 Ti 量(橫座標：單位=質量%)對製造線之鋼板通行性(彎曲次數)(縱座標：單位=次數)的影響之曲線圖。

圖 5 為表示於 4 種水準的鋼中(C+N)量下之 Ti/(C+N)比(橫座標)對製造線之鋼板通行性(彎曲次數)(縱座標：單位=次數)的影響之曲線圖。

圖 6 為表示於 4 種水準的鋼中 (C+N) 量下之鋼中 Ti 量 (橫座標：單位=質量%) 對冷軋製性 (軋製板端面之邊緣裂痕深度) (縱座標：單位=mm) 的影響之曲線圖。

圖 7 為表示於 4 種水準的鋼中 (C+N) 量下之 Ti/(C+N) 比對冷軋製性 (軋製板端面之邊緣裂痕深度) (縱座標：單位=mm) 的影響之曲線圖。

圖 8 為表示於 4 種水準的鋼中 (C+N) 量下之鋼中 Ti 量 (橫座標：單位=質量%) 對抗張力 (TS) (橫座標：單位=MPa) 的影響之曲線圖。

圖 9 為表示於 4 種水準的鋼中 (C+N) 量下之鋼中 Ti 量 (橫座標：單位=質量%) 對疲勞限度 (FS) (橫座標：單位=MPa) 的影響之曲線圖。

圖 10 為表示於 4 種水準的鋼中 (C+N) 量下之鋼中 Ti 量 (橫座標：單位=質量%) 對高頻鐵損 ( $W_{10/1000}$ ) (縱座標：單位=W/kg) 的影響之曲線圖。

又，於圖 4~10 中，◆為 C+N：0.0038~0.0048 質量%、■為 C+N：0.0074~0.0092 質量%、▲為 C+N：0.0175~0.0196 質量%、×為 C+N：0.0353~0.0391 質量%。

### 五、中文發明摘要：

本發明提供一種高強度且磁特性優異，製造性亦優異之無方向性電磁鋼板，其成分組成為，以質量%計含有：C及N，C為0.010%以下及N為0.010%以下，且抑制於 $C+N \leq 0.010\%$ ；Si：1.5~5.0%；Ti或Ti+V合計為0.8%以下，且滿足 $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$ 之條件；或更進一步，未再結晶回復組織之存在比率為50%以上。

### 六、英文發明摘要：

## 十、申請專利範圍：

1. 一種高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，其成分組成為，以質量%計含有：

C及N：C為0.010%以下及N為0.010%以下，且抑制於 $C+N \leq 0.010\%$ ；

Si：1.5%以上且5.0%以下；

Mn：3.0%以下；

Al：3.0%以下；

P：0.2%以下；以及

S：0.01%以下；進一步，

含有Ti：0.05%以上且0.8%以下，且為滿足 $Ti/(C+N) \geq 16$ 之範圍；

其餘部分為Fe及不可避免之雜質；

而且鋼板中未再結晶回復組織之存在比率為面積率50%以上。

2. 如申請專利範圍第1項之高強度無方向性電磁鋼板，其中，以質量%計含有Si：1.5%以上且4.0%以下。

3. 如申請專利範圍第1或2項之高強度無方向性電磁鋼板，其中，更進一步含有選自下述所構成的群中之至少1種；以質量%計之Ni：0.1~5.0%、Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01%及Co：0.2~5.0%。

4. 一種高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，其成分組成為，以質量%計含有：

C 及 N : C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下，且定為  $C+N \leq 0.010\%$ ；

Si : 超過 3.5%且 5.0%以下；

Mn : 3.0%以下；

Al : 3.0%以下；

P : 0.2%以下；以及

S : 0.01%以下，或者進一步含有 Ni : 5.0%以下；

此外，含有 Ti、V 中之任 1 種或 2 種，其合計為 0.01% 以上且 0.8%以下，且為滿足  $(Ti+V)/(C+N) \geq 16$  之範圍；

其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

5. 一種高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，

其成分組成為，以質量%計含有：

C 及 N : C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下，且定為  $C+N \leq 0.010\%$ ；

Si : 超過 3.5%且 5.0%以下；

Mn : 3.0%以下；

Al : 3.0%以下；

P : 0.2%以下；以及

S : 0.01%以下，或者進一步含有 Ni : 5.0%以下；

此外，含有 Nb、Zr 中之任 1 種或 2 種，其合計為 0.01% 以上且 0.5%以下，且為滿足  $(Nb+Zr)/(C+N) \geq 10$  之範圍；

其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

6. 一種高強度無方向性電磁鋼板，其特徵在於，

其成分組成為，以質量%計含有：

C 及 N：C 為 0.010%以下及 N 為 0.010%以下，且定為  $C+N \leq 0.010\%$ ；

Si：超過 3.5%且 5.0%以下；

Mn：3.0%以下；

Al：3.0%以下；

P：0.2%以下；以及

S：0.01%以下，或者進一步含有 Ni：5.0%以下；

此外，含有 Ti、V 中之至少 1 種與 Nb、Zr 中之至少 1 種，其為滿足  $0.01\% \leq (Ti+V+Nb+Zr) \leq 0.5\%$  且  $(Ti+V+Nb+Zr)/(C+N) \geq 16$  之範圍；

其餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

7. 如申請專利範圍第 4 至 6 項中任一項之高強度無方向性電磁鋼板，其中，進一步含有選自下述所構成的群中之 1 種或 2 種以上；以質量%計之 Sb：0.002~0.1%、Sn：0.002~0.1%、B：0.001~0.01%、Ca：0.001~0.01%、Rem：0.001~0.01%及 Co：0.2~5.0%。

8. 一種高強度無方向性電磁鋼板之製造方法，其特徵在於，

對具有下述成分組成之扁鋼坯進行熱軋製，

然後，進行冷軋製或溫軋製，作成最終板厚之冷軋鋼捲後，

於進行最終退火時，於退火溫度為 700℃ 以上且 850℃ 以下、爐內張力為 2.5MPa 以上且 20MPa 以下進行該最終退火；

上述成分組成係以質量%計含有：

C 及 N: C 為 0.010% 以下及 N 為 0.010% 以下，且抑制於  $C+N \leq 0.010\%$ ；

Si：1.5% 以上且 5.0% 以下；

Mn：3.0% 以下；

Al：3.0% 以下；

P：0.2 質量% 以下；

S：0.01 質量% 以下；進一步

含有 Ti：0.05 質量% 以上且 0.8 質量% 以下，且為滿足  $Ti/(C+N) \geq 16$  之範圍。

9. 一種高強度無方向性電磁鋼板之製造方法，其特徵在於，

對申請專利範圍第 4 至 7 項中任一項所示之組成的扁鋼坯進行熱軋製後，視需要施行熱軋板退火，

然後，藉由進行一次冷軋製或溫軋製，或夾入中間退火之二次以上之冷軋製或溫軋製，藉以作成最終板厚，

然後，於退火溫度：700°C 以上且 1050°C 以下的條件下進行最終退火。

10. 如申請專利範圍第 9 項之高強度無方向性電磁鋼板之製造方法，其中，上述最終板厚度定為 0.15mm 以上。

圖 1

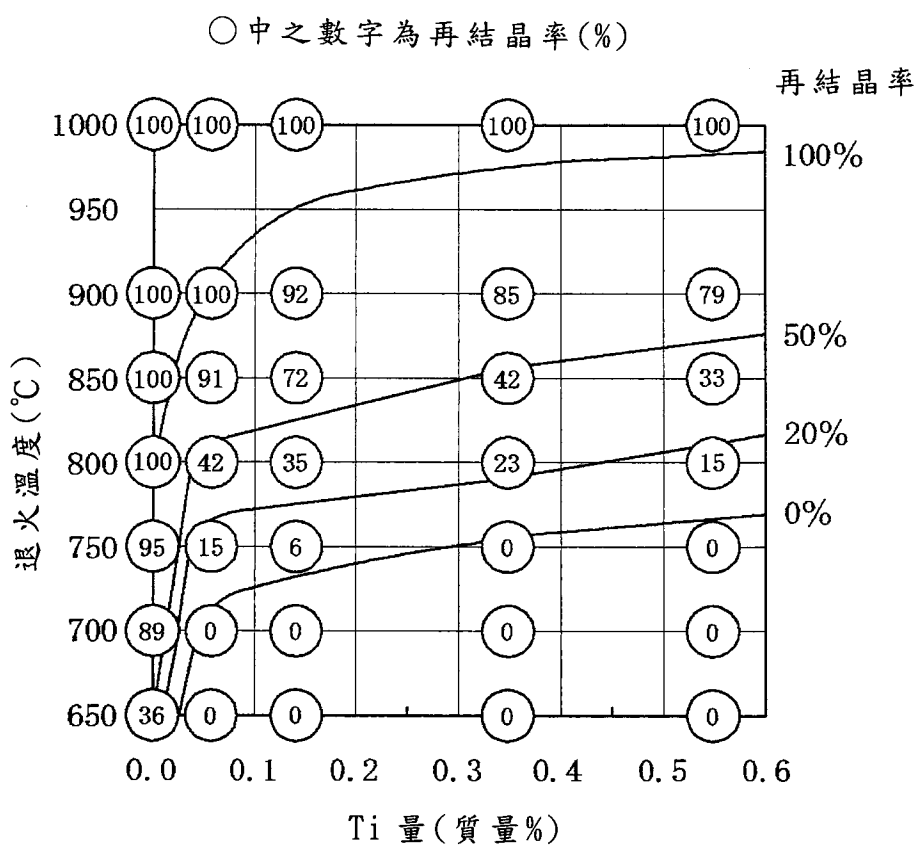


圖 2

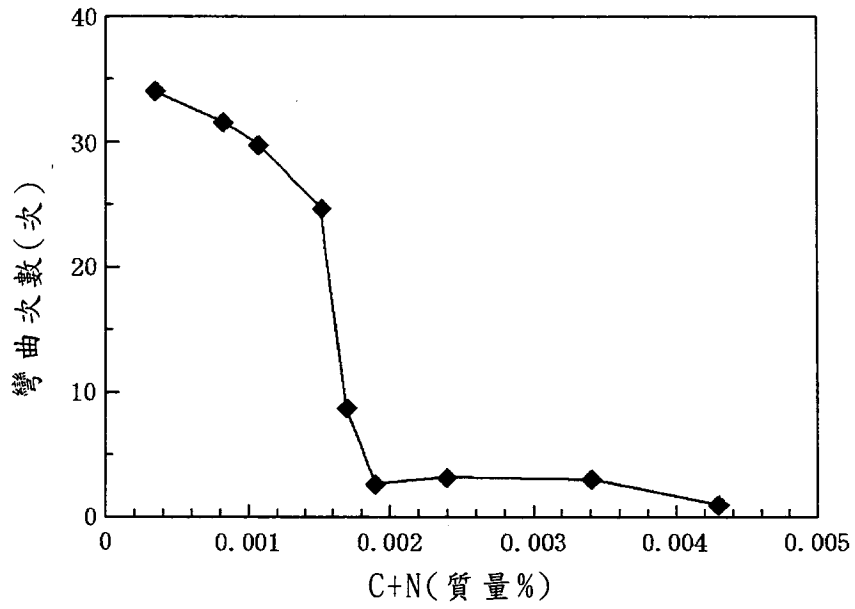


圖 3

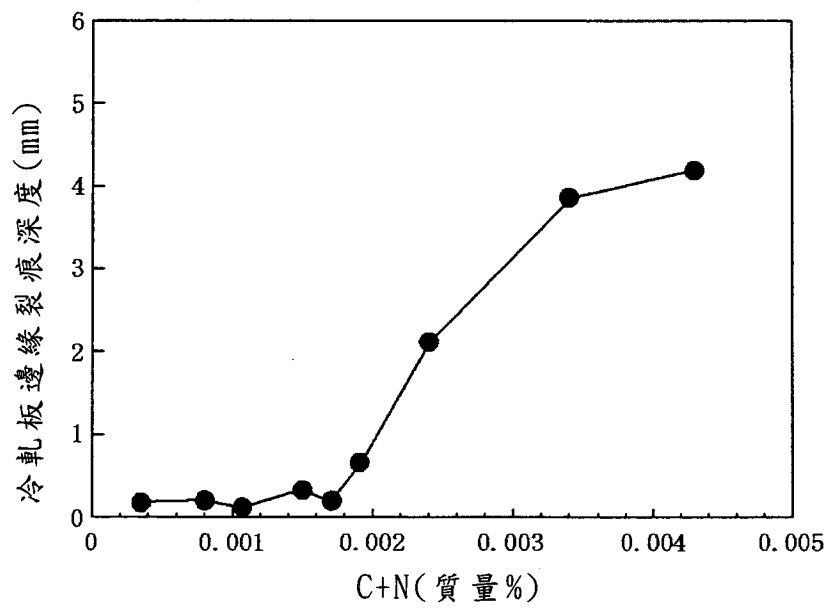


圖 4

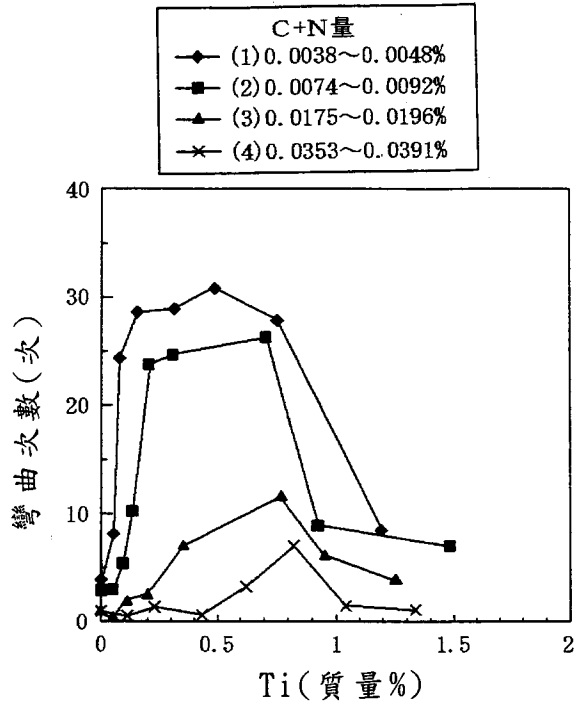


圖 5

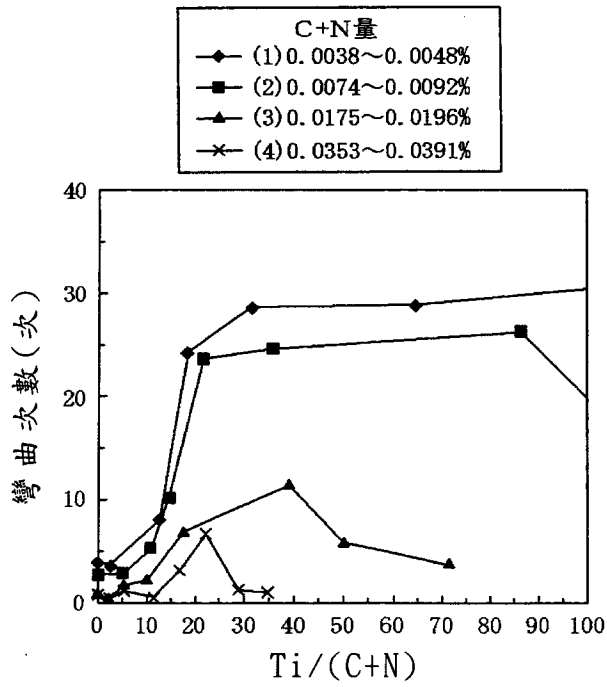


圖 6

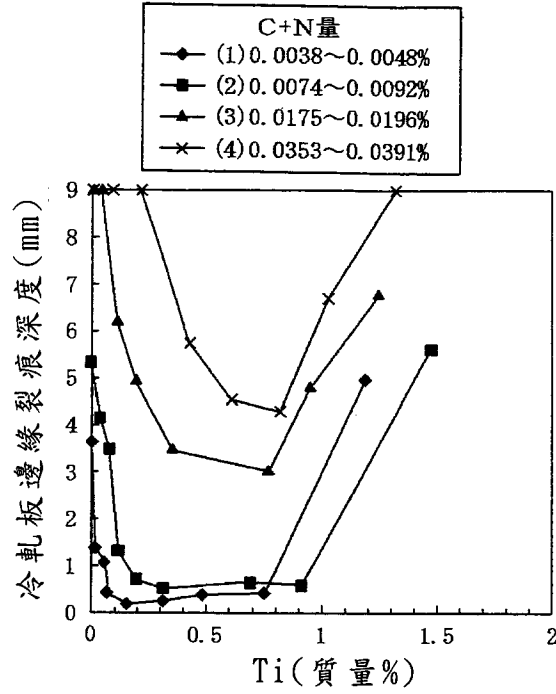


圖 7

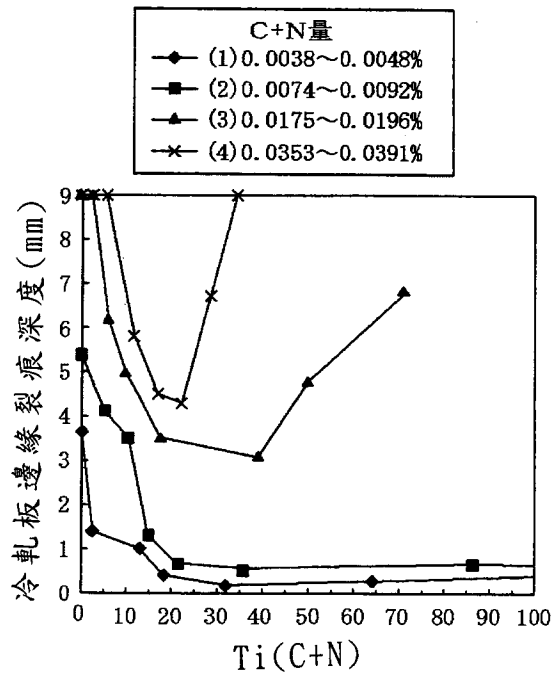


圖 8

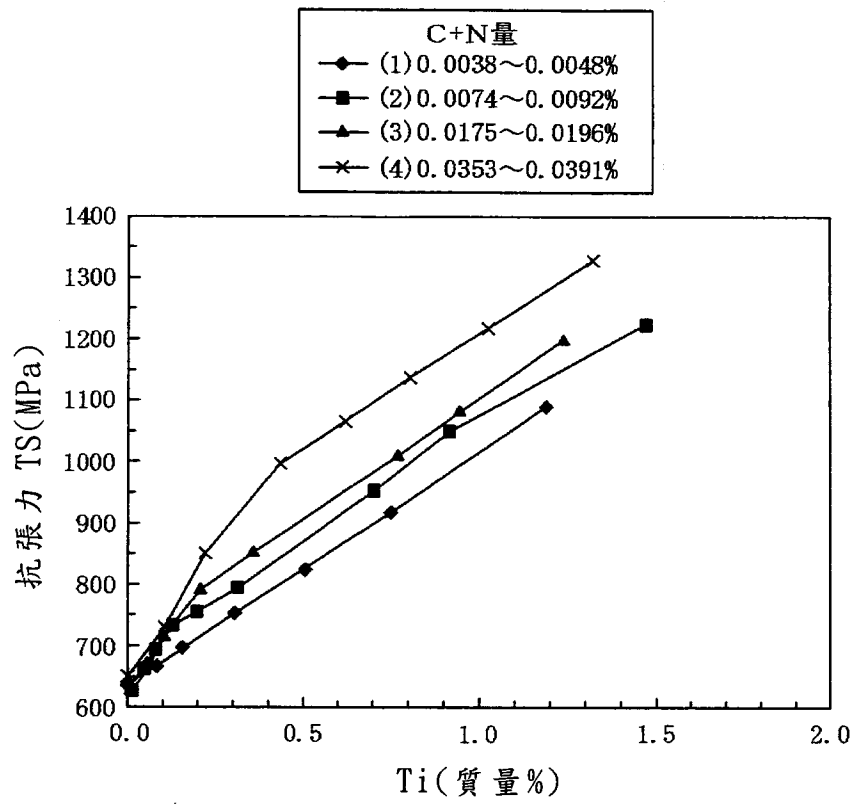


圖 9

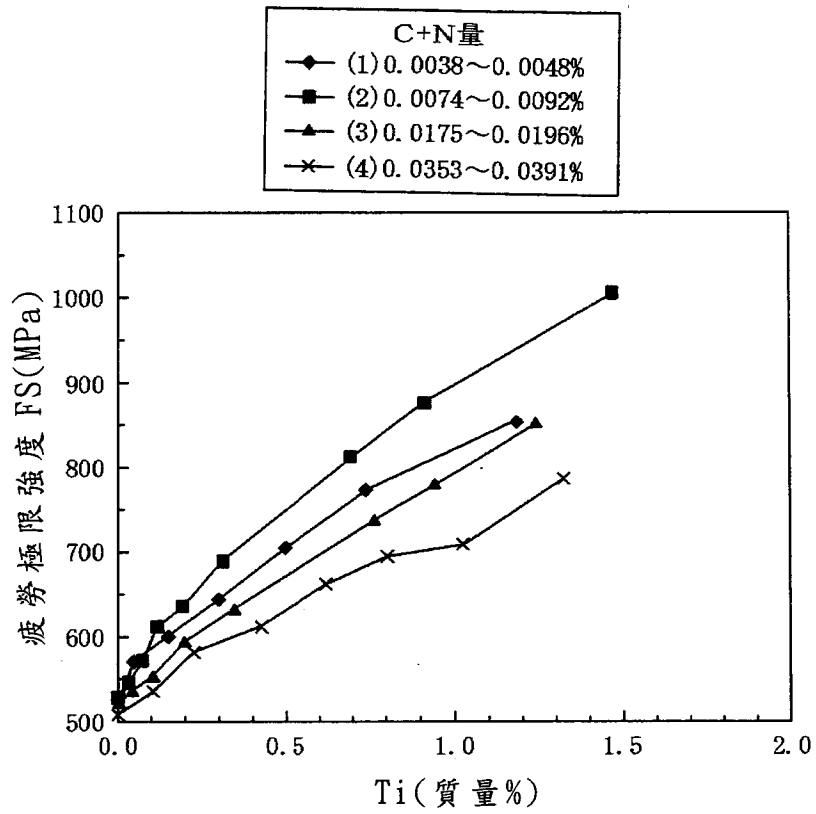
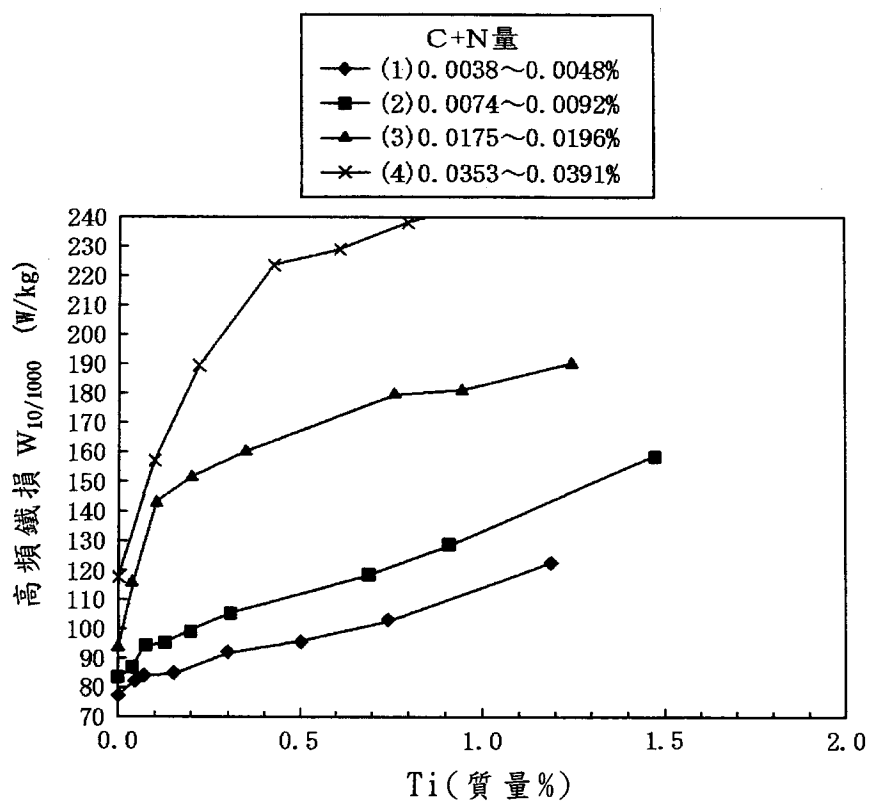


圖 10



**七、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

**八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：**

無