



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本 (11)公開編號：TW 201730355 A

(43)公開日：中華民國 106 (2017) 年 09 月 01 日

(21)申請案號：105125140

(22)申請日：中華民國 105 (2016) 年 08 月 08 日

(51)Int. Cl. : C22C38/34 (2006.01) C22C38/58 (2006.01)
 C21C7/06 (2006.01) B21B3/02 (2006.01)

(30)優先權：2015/09/29 日本 2015-191221

(71)申請人：日新製鋼股份有限公司 (日本) NISSHIN STEEL CO., LTD. (JP)
 日本

(72)發明人：江原靖弘 EHARA, YASUHIRO (JP)；齋藤俊 SAITO, SHUN (JP)；松林弘泰
 MATSUBAYASHI, HIROYASU (JP)

(74)代理人：洪武雄；陳昭誠

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：9 項 圖式數：4 共 36 頁

(54)名稱

疲勞特性優異的高強度不銹鋼板及其製造方法

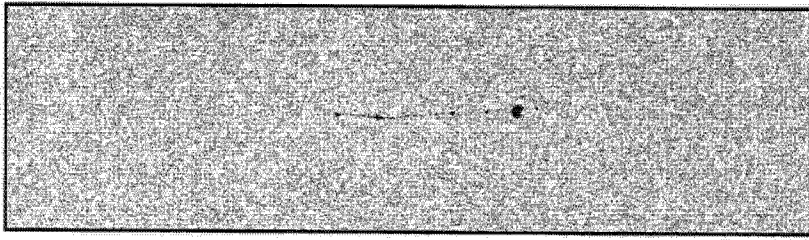
METHOD FOR PRODUCING HIGH STRENGTH STAINLESS STEEL PLATE WITH EXCELLENT
 FATIGUE PROPERTY

(57)摘要

本發明實現在矽含量高之加工誘發麻田散鐵產生型的不銹鋼中，具有對於耐疲勞特性的改善有效果的非金屬夾雜物的分佈形態之薄板材。本發明提供一種薄鋼板，其係包含：碳：0.010 至 0.200 質量%、矽：超過 2.00 質量%但在 4.00 質量%以下、錳：0.01 至 3.00 質量%、鎳：3.00 質量%以上但不到 10.00 質量%、鉻：11.00 至 20.00 質量%、氮：0.010 至 0.200 質量%、鉬：0 至 3.00 質量%、銅：0 至 1.00 質量%、鈦：0 至 0.008 質量%、鋁：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵及不可避免的雜質，而且在以軋延方向的粒子間距離 20 μ m 以下、且板厚方向的粒子間距離 10 μ m 以下之形態相連的非金屬夾雜物之中，軋延方向長度在 40 μ m 以上的非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內係在 3.0 個/mm² 以下。

This invention realizes a thin plate with a distribution of non-metal inclusion for effectively improving the fatigue property, in a high-silicon content processing-induced martensitic generation stainless steel. This invention provides a steel plate containing: carbon: 0.010 to 0.200 mass %, silicon: over 2.00 mass % but 4.00 mass % or less, manganese: 0.01 to 3.00 mass %, nickel: 3.00 mass % or more but under 10.00 mass %, chromium: 11.00 to 20.00 mass %, nitrogen: 0.010 to 0.200 mass %, molybdenum: 0 to 3.00 mass %, copper: 0 to 1.00 mass %, titanium: 0 to 0.008 mass %, aluminum: 0 to 0.008 mass %, and the other: iron and unavoidable impurities. In addition, among non-metal inclusions in which particles are connected with the distance between particles in a rolling direction is 20 μ m or less and the distance between particles in plate-thickness direction is 10 μ m or less, the number density of the non-metal inclusions having a length of 40 μ m or more in the rolling direction in L cross section is 3.0 pcs /mm² or less.

指定代表圖：



第2圖

50 μ m

發明摘要

※ 申請案號：105125140

※ 申請日：105/08/08

※IPC分類：
G22C 38/34 (2006.01)
G22C 38/58 (2006.01)
G21C 7/06 (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

疲勞特性優異的高強度不銹鋼板及其製造方法

METHOD FOR PRODUCING HIGH STRENGTH
STAINLESS STEEL PLATE WITH EXCELLENT
FATIGUE PROPERTY

【中文】

本發明實現在矽含量高之加工誘發麻田散鐵產生型的不銹鋼中，具有對於耐疲勞特性的改善有效果的非金屬夾雜物的分佈形態之薄板材。本發明提供一種薄鋼板，其係包含：碳：0.010 至 0.200 質量%、矽：超過 2.00 質量%但在 4.00 質量%以下、錳：0.01 至 3.00 質量%、鎳：3.00 質量%以上但不到 10.00 質量%、鉻：11.00 至 20.00 質量%、氮：0.010 至 0.200 質量%、鉬：0 至 3.00 質量%、銅：0 至 1.00 質量%、鈦：0 至 0.008 質量%、鋁：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵及不可避免的雜質，而且在以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之形態相連的非金屬夾雜物之中，軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內係在 3.0 個/ mm^2 以下。

【英文】

This invention realizes a thin plate with a distribution of non-metal inclusion for effectively improving the fatigue property, in a high-silicon content processing-induced martensitic generation stainless steel. This invention provides a steel plate containing: carbon: 0.010 to 0.200 mass %, silicon: over 2.00 mass % but 4.00 mass % or less, manganese: 0.01 to 3.00 mass %, nickel: 3.00 mass % or more but under 10.00 mass %, chromium: 11.00 to 20.00 mass %, nitrogen: 0.010 to 0.200 mass %, molybdenum: 0 to 3.00 mass %, copper: 0 to 1.00 mass %, titanium: 0 to 0.008 mass %, aluminum: 0 to 0.008 mass %, and the other: iron and unavoidable impurities. In addition, among non-metal inclusions in which particles are connected with the distance between particles in a rolling direction is $20\ \mu\text{m}$ or less and the distance between particles in plate-thickness direction is $10\ \mu\text{m}$ or less, the number density of the non-metal inclusions having a length of $40\ \mu\text{m}$ or more in the rolling direction in L cross section is 3.0 pcs/ mm^2 or less.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ 2 ）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

該代表圖無元件符號及其代表之意義。

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

本案無化學式

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

疲勞特性優異的高強度不銹鋼板及其製造方法

METHOD FOR PRODUCING HIGH STRENGTH
STAINLESS STEEL PLATE WITH EXCELLENT
FATIGUE PROPERTY

【技術領域】

【0001】 本發明係關於在利用加工誘發麻田散鐵(martensite)相之產生、高矽含量所促成之固溶強化(solid solution strengthening)、及時效硬化(age hardening)而可得到非常高的強度之不銹鋼種中，顯著地抑制了粗大的硬質非金屬夾雜物的產生之鋼板。以及，關於該鋼板的製造方法。

【先前技術】

【0002】 以 SUS301 為代表之介穩態沃斯田鐵系(metastable austenitic)不銹鋼，係廣泛使用作為高強度不銹鋼。但是，要利用 SUS301 獲得到高強度必須提高冷軋延(cold rolling)率，而且會隨著冷軋延率之提高而伴隨有同份量的韌性之降低。避免此問題而使高強度及高韌性都達到高水準之技術，已知的有利用加工誘發麻田散鐵相之產生、高矽含量所促成之固溶強化、及時效硬化來某求高強度化之方法，來使用於 ID 鋸片(inner diameter saw blade)基板等之用途(專利文獻 1)。

【0003】 專利文獻 1 中揭示的類型的不銹鋼係藉由冷軋延而得到加工誘發麻田散鐵及沃斯田鐵的複相組織，而具有高強度、高韌性，且作為 ID 鋸片等之板厚 0.1mm 以上的旋轉部件其耐疲勞特性也很良好。但是，在應用於要加工到例如板厚不到 0.1mm，尤其是 20 至 70 μ m 之薄板材，且要承受反覆的彈性變形之彈簧材用途的情況，還是希望耐疲勞特性能夠更加提高。導致鋼材的耐疲勞特性降低的主要原因，係因為例如非金屬夾雜物之存在。即使是同樣大小的夾雜物，板厚變得越薄，夾雜物的板厚方向的長度所佔板厚的比率也會越增大，越容易使得應力集中於該等夾雜物粒子的周圍而成為破裂的起點或破裂的傳播路徑。越是薄板材越難以改善由於非金屬夾雜物所造成之疲勞特性降低。

【0004】 減低鋼材的非金屬夾雜物的量(亦即提高純淨度)之方法，有探討過各種使精煉時的熔渣(slag)組成適當化之方法。但是，從防止加工破裂及疲勞破壞的觀點來看單單使純淨度提高並不一定足夠，控制非金屬夾雜物的組成才是有效的作法。在例如專利文獻 2 中揭示了：在 SUS304 等的泛用沃斯田鐵系鋼種的熔煉(smelting)中，使用具有白雲石(dolomite)系耐火物的內襯(lining)之精煉爐且將熔渣的鹼度調整在 1.4 至 2.4 之範圍內來控制非金屬夾雜物的組成，得到不會有加工破裂之沃斯田鐵系不銹鋼之方法。但是，根據本發明各發明人的調查，得知：在矽含量高的鋼種之情況，即使採用專利文獻 2 揭示的方法，也難

以改善在薄板材的疲勞特性。

【0005】 另一方面，專利文獻 3 中揭示了：在高矽沃斯田鐵系不銹鋼，藉由減低以氧化鋁(alumina)為主體之融點高的 B₁ 系夾雜物的合計量來改善在高溫高濃度硝酸中的耐蝕性之技術。其中，有：為了抑制 B₁ 系夾雜物之產生，不進行利用鋁使鉻還原之鉻還原回收，且添加鋁含量低到 0.1% 程度之鐵-矽合金之記載(段落 0052、0053)。但是，專利文獻 3 中作為對象之鋼係鎳含量在 10% 以上之沃斯田鐵單相鋼(段落 0033)，並不是希望能夠以加工誘發麻田散鐵相產生來達到高強度化之鋼種。專利文獻 3 並未教導關於改善在薄板材的彈簧用途之耐疲勞特性之方法。如後述，要改善本發明中作為對象之鋼種的耐疲勞特性，抑制氮化鈦(TiN)系夾雜物的產生很重要，但專利文獻 3 揭示的熔煉方法並無法穩定地減低氮化鈦系夾雜物。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0006】

專利文獻 1：日本專利第 3219117 號公報

專利文獻 2：日本專利第 3865853 號公報

專利文獻 3：日本專利第 5212581 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之課題)

【0007】 即便在鋼中含有的非金屬夾雜物之中融點高且硬質的種類的夾雜物，在熱軋延後也會以粒狀物的形

態殘留，在冷軋延後則是以破碎到某種程度之硬質粒子在軋延方向相連之形態殘存。因此，可想成若可顯著地抑制此種硬質的非金屬夾雜物之產生，就可使薄板材的耐疲勞特性提高。然而，要在加工誘發麻田散鐵產生型的鋼種得到非常高的強度水準，必須使之含有超過 2 質量%之多量的矽。使鋼中的矽含量如此之高，就非常難以抑制硬質的非金屬夾雜物之產生。即使採用如專利文獻 3 所揭示的不進行鋁添加，且添加鋁含量低的鐵-矽合金之方法，也不能單憑此而穩定地改善在薄板材的耐疲勞特性。

【0008】 本發明係欲在大量生產之現場實現在矽含量高之加工誘發麻田散鐵產生型的不銹鋼中，具有對於耐疲勞特性的改善有效果的非金屬夾雜物的分佈形態之板厚 20 至 500 μm 的薄板材者。

(解決課題之手段)

【0009】 本發明的各發明人進行詳細的探討後發現：在加工誘發麻田散鐵產生型之矽含量高的不銹鋼種，要改善其作為薄板彈簧材而使用時的耐疲勞特性，使存在於熱軋鋼板中的等效圓直徑(equivalent circle diameter)在 6.0 μm 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石(spinel)系夾雜物的量減低非常有效。而且，發現：如此的粗大的夾雜物之減低，可藉由嚴格管理來自熔鋼液收容容器的附著物、副原料、造渣劑之鈦、鋁的混入、以及將在矽添加後形成的最終的熔渣的鹼度控制在比通常低的狹小的範圍內，而在大量生產作業中實現。以及，利

用冷軋延步驟將該熱軋鋼板軋延成薄板時，薄板內部的夾雜物會成為對於耐疲勞特性之改善非常有利之存在形態。本發明係根據如此的見解而完成者。

【0010】 亦即，為了達成上述目的，本發明提供一種不銹鋼板，係板厚 20 至 500 μm 之不銹鋼板，具有下述化學組成：包含碳：0.010 至 0.200 質量%、矽：超過 2.00 質量%但在 4.00 質量%以下、錳：0.01 至 3.00 質量%、鎳：3.00 質量%以上但不到 10.00 質量%、鉻：11.00 至 20.00 質量%、氮：0.010 至 0.200 質量%、鉬：0 至 3.00 質量%、銅：0 至 1.00 質量%、鈦：0 至 0.008 質量%、鋁：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵及不可避免的雜質，而且在與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)中，將以軋延方向的粒子間距離 20 μm 以下(亦即 0 至 20 μm)、且板厚方向的粒子間距離 10 μm 以下(亦即 0 至 10 μm)之形態相連的一群非金屬夾雜物粒子視為一個非金屬夾雜物時，軋延方向長度在 40 μm 以上的非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內係在 3.0 個/ mm^2 以下。

【0011】 其中，關於出現在 L 剖面內的某兩個粒子的軋延方向的粒子間距離(μm)，在各粒子所存在的軋延方向範圍不重疊之情況，係為雙方之軋延方向範圍間的軋延方向間隔(μm)，在有重疊之情況則為 0 μm 。同樣的，關於出現在 L 剖面內的某兩個粒子的板厚方向的粒子間距離(μm)，在各粒子所存在的板厚方向範圍不重疊之情況，係為雙方之板厚方向範圍間的板厚方向間隔(μm)，在有重疊

之情況則為 $0\ \mu\text{m}$ 。軋延方向的粒子間距離 $20\ \mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\ \mu\text{m}$ 以下之兩個粒子係屬於相同的「一群」。

【0012】 前述的軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物之中對於特別是耐疲勞特性的影響力較大的，可舉出的例子為包含(i)氮化鈦系夾雜物粒子、(ii)含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石(spinel)系夾雜物粒子之中的上述(i)、(ii)之一種或兩種者。

【0013】 上述的鈦含量係包含作為夾雜物而存在的鈦在內之鋼中的總鈦含量。同樣的，上述的鋁含量係包含作為夾雜物而存在的鋁在內之鋼中的總鋁含量。

夾雜物的個數密度可藉由以 SEM(掃描式電子顯微鏡)觀察將 L 剖面予以鏡面研磨後的觀察面來進行量測。夾雜物的種類係為氮化鈦系夾雜物、還是含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物之判定，可藉由以例如附屬於 SEM 之 EDX(能量分散型螢光 X 射線分析裝置)做元素分析來進行。

【0014】 第 1 圖顯示以 SEM 觀看傳統的板厚 $120\ \mu\text{m}$ 的冷軋鋼板(後述的傳統例 1)的 L 剖面所見之夾雜物的 SEM 相片的一例。圖的橫方向與軋延方向一致，縱方向與板厚方向一致。大致沿著軋延方向相連的非金屬夾雜物粒子的群可在(A)、(B)兩處看到。(A)群與(B)群的最接近粒子相互之間的板厚方向的粒子間距離在第 1 圖中係以符號 S 加以標示。板厚方向的粒子間距離 S 超過 $10\ \mu\text{m}$ ，所以在

以(A)群及(B)群的所有的粒子為對象之情況，此等粒子並不算是「以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之形態相連的一群非金屬夾雜物粒子」。若只以(A)群的粒子為對象，則其構成粒子的任一個與其他的至少一個構成粒子的位置關係都符合「軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 在以下、且板厚方向的粒子間距離在 $10\mu\text{m}$ 以下」之條件，所以構成(A)群的各粒子算是「以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之形態相連的一群非金屬夾雜物粒子」。因此可將構成(A)群的各粒子視為一個非金屬夾雜物。同樣的，可將構成(B)群的各粒子視為一個非金屬夾雜物。第 1 圖中有兩個非金屬夾雜物存在，第 1 圖中將兩者的軋延方向長度分別表示成 L_A , L_B 。其中 L_A 係在 $40\mu\text{m}$ 以上，所以此兩個非金屬夾雜物之中軋延方向長度為 L_A 之非金屬夾雜物算是「軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物」。

EDX 分析的結果係兩個非金屬夾雜物皆為氮化鈦系夾雜物。

【0015】 第 2 圖顯示以 SEM 觀看按照本發明之板厚 $120\mu\text{m}$ 的冷軋鋼板(後述的本發明例 5)的 L 剖面中之與第 1 圖不同的視野所見之夾雜物的 SEM 相片的一例。圖的橫方向與軋延方向一致，縱方向與板厚方向一致。第 2 圖中相連而存在之各非金屬夾雜物粒子算是「以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之形態相連的一群非金屬夾雜物粒子」，所以可將該等粒

子視為一個非金屬夾雜物。此非金屬夾雜物的軋延方向長度略為超過 $40\ \mu\text{m}$ ，所以算是「軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物」。

EDX 分析的結果係該非金屬夾雜物為氮化鈦系夾雜物。

【0016】 在鋼板 L 剖面內之軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數密度可用如以下所述的方式來求出。

[軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數密度的量測方法]

以 SEM 對於將鋼板之與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)予以鏡面研磨後的觀察面進行觀察，隨意定出一個軋延方向長度在 $100\ \mu\text{m}$ 以上，板厚方向長度為板厚全長之量測區域，計數全體或一部分存在於該量測區域內之所有的「軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物」之中該夾雜物的全體都存在於前述量測區域內之夾雜物、及雖然該夾雜物的一部分超出前述量測區域之外但軋延方向長度的 $1/2$ 以上的部分係存在於量測區域內之夾雜物的數目。針對一個或不重複的兩個以上的量測區域進行此操作，直到量測區域的總面積達到 $10\ \text{mm}^2$ 以上，然後將在各量測區域的計數值的總和除以量測區域的總面積，以所得到的值作為「軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數密度(個/ mm^2)」。

【0017】 又，在熱軋鋼板的階段，在 L 剖面，等效

圓直徑在 $6.0\ \mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的總個數密度最好在 $0.05\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以下。

等效圓直徑係換算為具有與出現在觀察面之夾雜物粒子的投影面積相等的面積之圓的直徑後的粒子徑。各個夾雜物粒子的等效圓直徑可藉由例如利用電腦對於以 SEM 拍攝夾雜物所得到的圖像進行圖像處理而算出。在熱軋鋼板中的上述夾雜物的個數密度可用如以下所述的方式求出。

【0018】

[在熱軋鋼板中的夾雜物的個數密度之量測方法]

以 SEM 對於將鋼板之與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)予以鏡面研磨後的觀察面進行觀察，隨意在選擇的視野內定出一個矩形的量測區域，計數：在視野內觀察到屬於氮化鈦系夾雜物或含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物，並且等效圓直徑在 $6.0\ \mu\text{m}$ 以上之所有的夾雜物粒子之中該粒子的全體都存在於前述量測區域內之粒子、及雖然該粒子的一部分超出前述量測區域之外但粒子面積的 $1/2$ 以上的部分係存在於量測區域內之粒子的數目。針對不重複的複數個視野進行此操作，直到量測區域的總面積達到 200mm^2 以上，然後將在各視野的計數值的總和除以量測區域的總面積，以所得到的值作為「等效圓直徑在 $6.0\ \mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的總個數密度(個/ mm^2)」。

【0019】 在熱軋鋼板中呈現上述的夾雜物分佈的話，之後經過冷軋延而成為薄板材時，就會得到上述預定的夾雜物分佈，得到耐疲勞特性顯著改善之效果。如此的薄板材的特別適合應用的對象，係例如軋延方向的拉伸強度在 2000N/mm^2 以上之鋼板。對於具有上述的組成之熱軋鋼板進行冷軋延而得到的鋼板，其基質(matrix)(金屬基體材料)為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織。

【0020】 作為上述的鋼板的製造方法，提供一種不銹鋼板的製造方法，係具有：對於將氧吹入含鉻熔鐵液之脫碳過程結束後之液面上具有含有鉻氧化物的熔渣之碳含量 0.20% 以下的熔鋼液，投入副原料及造渣劑來進行成分調整之際，將所使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓熔鋼液中的鈦含量在 0.008 質量% 以下、鋁含量在 0.008 質量% 以下，且在副原料方面至少使鐵-矽合金熔解於熔鋼液中以進行脫氧、熔渣中鉻之回到熔鋼液中之還原回收、以及鋼中矽含量之調整，而且投入含鈣造渣劑將熔渣鹼度(CaO/SiO_2 質量比)調整到 1.3 至 1.5，而得到上述的化學組成的熔鋼液之步驟；

以經前述步驟而得到的熔鋼液進行鑄造而得到鑄片之步驟；

對於前述鑄片實施包含至少熱軋延之熱加工，得到熱軋鋼板之步驟；以及

對於前述熱軋鋼板進行一次以上的退火及冷軋延使之成為板厚 20 至 $500\ \mu\text{m}$ 的冷軋鋼板之步驟。

【0021】 此處，所謂的「將使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓熔鋼液中的鈦含量在 0.008 質量%以下、鋁含量在 0.008 質量%以下者」，係指使用附著物較少或沒有附著物之熔鋼液收容容器，且使用經過管理而雜質含量低之副原料及造渣劑，來確保不會因為有鈦、鋁從熔鋼液收容容器的附著物、從副原料及造渣劑混入到熔鋼液中而使得熔鋼液中的鈦含量超過 0.008 質量%、或使得鋁含量超過 0.008 質量%之意。將氧吹入含鉻熔鐵液之脫碳過程結束後的階段的熔鋼液，可視為鈦、鋁的含量幾近為零。因此，可藉由防止或儘可能地減低來自外部之混入，而得到鈦含量 0 至 0.008 質量%、鋁含量 0 至 0.008 質量%之鋼。

將使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓熔鋼液中的鈦含量在 0.006 質量%以下、鋁含量在 0.006 質量%以下的話更好。

【0022】 熔鋼液收容容器的具體的例子，舉例來說係內襯有耐火物之精煉容器或盛鋼鍋(ladle)。亦可直接將盛鋼鍋使用作為精煉容器。最好使用構成容器的內面之耐火物尚未使用於熔鋼液的收容之容器(新鍋)來作為熔鋼液收容容器。

前述鐵-矽合金最好使用鋁含量在 0.05 質量%以下、鈦含量在 0.05 質量%以下者。

另外，關於尖晶石系夾雜物形成元素鎂，雖未特別規定其在鋼中的含量，但已確認如上述選擇對於減低鈦、鋁

的含量有效的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑，就可將之減低到沒有問題之水準。在此情況，鋼中的總鎂含量在 0.002 質量 % 以下。

【0023】 對於前述冷軋鋼板實施時效處理 (aging treatment)，可得到基質(matrix)(金屬基體材料)為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織，且軋延方向的拉伸強度在例如 2000N/mm^2 以上之鋼板。
(發明之效果)

【0024】 根據本發明，就可在大量生產作業實現在加工誘發麻田散鐵產生型的矽含量高的不銹鋼種中顯著地減低了軋延方向長度長的硬質的非金屬夾雜物的數目之薄板。此種高矽鋼種係即使在不銹鋼之中也可發現高水準的強度之鋼，至今主要使用於 ID 鋸片等之用途。透過依照本發明之夾雜物控制會改善在薄板材之耐疲勞特性，所以可應用於薄板彈簧材之用途。因此，本發明可利用此鋼種特有的高強度特性，而有助於電子機器等所使用的薄板彈簧部件的進一步的小型化。

【圖式簡單說明】

【0025】

第 1 圖係顯示觀看傳統例 1 之冷軋鋼板的 L 剖面所見之非金屬夾雜物的 SEM 相片。

第 2 圖係顯示觀看本發明例 5 之冷軋鋼板的 L 剖面所見之非金屬夾雜物的 SEM 相片。

第 3 圖係顯示在傳統例 4 之熱軋鋼板 L 剖面觀察到的

典型的氮化鈦系夾雜物的 SEM 相片。

第 4 圖係顯示在本發明例 5 之熱軋鋼板 L 剖面觀察到的典型的氮化鈦系夾雜物的 SEM 相片。

【實施方式】

【0026】

[化學組成]

以下，與化學組成有關之「%」若沒有特別限定都是指「質量%」。

本發明係以下述(A)所示的化學組成之鋼為對象。

(A) 碳(C)：0.010 至 0.200 質量%、矽(Si)：超過 2.00 質量%但在 4.00 質量%以下、錳(Mn)：0.01 至 3.00 質量%、鎳(Ni)：3.00 質量%以上但不到 10.00 質量%、鉻(Cr)：11.00 至 20.00 質量%、氮(N)：0.010 至 0.200 質量%、鉬(Mo)：0 至 3.00 質量%、銅(Cu)：0 至 1.00 質量%、鈦(Ti)：0 至 0.008 質量%、鋁(Al)：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵(Fe)及不可避免的雜質。

具有此組成之鋼種，在冷軋延時會產生加工誘發麻田散鐵所以強度會升高。而且，利用隨後的時效處理使以碳、氮等的溶質原子為主之原子在麻田散鐵相中形成柯瑞爾氣氛(Cottrell atmosphere)而將差排(dislocation)固定，產生使強度提高之作用(應變時效)。再者，存在於鋼中之大量的矽會促成麻田散鐵相及殘留的沃斯田鐵相之固溶強化，有助於強度提高。

【0027】 本發明係特別為了充分享受上述的矽所促

成的強度提高作用，而以矽含量超過 2.00%之鋼為對象。但是，矽含量過多，容易發生熱加工破裂等之弊害就會顯現出來。此處將矽含量限制在 4.00%以下。

【0028】 碳係沃斯田鐵相形成元素，且為使鋼強化所必須的元素。但是含有過剩的碳卻會招致耐蝕性及韌性之降低。本發明雖以碳含量 0.010 至 0.200%之鋼為對象，但在特別是想要得到高強度之情況使碳含量在 0.050 至 0.100%的範圍內較有利。

【0029】 氮係沃斯田鐵相形成元素，且為使鋼強化所必須的元素。但是含有過剩的氮卻是助長氮化鈦系夾雜物形成的原因。本發明係以氮含量 0.010 至 0.200%之鋼為對象。在此範圍內的話，就可利用如後述之抑制鈦混入的製造方法，而適切地使氮化鈦系夾雜物的粒徑分佈在本發明的規定範圍內。氮含量的更好的範圍係 0.050 至 0.085%。

【0030】 錳係容易藉由調整其含量而控制沃斯田鐵相穩定度之元素，其含量係調整在 0.01 至 3.00%之範圍內。使錳的含有量很多會難以誘使加工誘發麻田散鐵相產生。錳含量調整在 1.00%以下的範圍內更好，亦可將之管理在 0.50%以下之範圍內。

【0031】 鎳係沃斯田鐵相形成元素，且為了在常溫下形成介穩態沃斯田鐵相要確保有 3.00%以上的含量。鎳含量太多會難以誘使加工誘發麻田散鐵相產生，所以使鎳含量小於 10.00%。使鎳含量在 7.00 至 9.50%之範圍內更好。

【0032】 鉻係確保耐蝕性所必須的元素。本發明係

以鉻含量 11.00 至 20.00%之鋼為對象。鉻係肥粒鐵相形成元素，若含有超過上述範圍之太多的鉻，會有在高溫下無法得到沃斯田鐵單相組織之情形。鉻含量之更好的範圍係 12.00 至 15.00%。

【0033】 鉬除了具有使耐蝕性提高的作用之外，還具有不僅會在時效處理下形成鉬系析出物而有助於強化，而且使經冷軋延加工而硬化的組織不易因時效處理而軟化之作用，所以可視需要而使鋼中含有鉬。為了使上述作用充分發揮最好確保有 1.0%以上的鉬。另外，在想要有軋延方向的拉伸強度在 2000N/mm^2 以上這樣的強度水準之情況，使鉬含量在 2.00%以上具有很好的效果。但是，含有多量的鉬會招致在高溫下之 δ 肥粒鐵相之產生，所以在要使鋼中含有鉬之情況係使鉬含量在 3.00%以下的範圍內。亦可將之管理在 2.50%以下之範圍內。

【0034】 銅具有在時效處理時與矽相互作用而使強度上升之作用，所以可視需要而使鋼中含有銅。在此情況，使銅含量在 0.01%以上更好。含有太多量的銅會成為使熱加工性降低的原因。在使鋼中含有銅之情況係使銅含量在 1.00%以下之範圍內。

【0035】 鈦係形成氮化鈦系夾雜物之元素，且在特別是矽含量高之鋼容易形成氮化鈦，所以必須壓低鈦含量。經種種探討後得到如下之結果：鈦含量必須在 0.008%以下，且在 0.006 質量%以下更好。雖然鈦含量越低越好，但在大量生產作業的情況考慮到成本因素使鈦含量在

0.001%以上的範圍算是合理的。

【0036】 鋁係形成 Al_2O_3 而使尖晶石系夾雜物產生的原因，且在特別是矽含量高的鋼之情況容易在熔鋼液中形成 Al_2O_3 ，所以必須壓低鋁含量。本發明中鋁含量越低越好。經種種探討後得到如下之結果：鋁含量必須在 0.008% 以下，且在 0.006 質量%以下更好。雖然鋁含量越低越好，但在大量生產作業的情況考慮到成本因素使鋁含量在 0.001%以上的範圍算是合理的。但是，即使鋁含量在上述範圍，若不能如後述使矽添加後的熔渣鹼度適當化，也難以使尖晶石系夾雜物的粒徑分佈穩定地收斂到本發明的規定範圍內。

【0037】 在不可避免的雜質方面，最好使磷含量在 0.040%以下、使硫含量在 0.002%以下、使鎂含量在 0 至 0.002%之範圍內。

【0038】 為了調整在冷軋延之加工誘發麻田散鐵相的產生容易度，最好使以下(1)式定義的 Md_{30} 值在 -50 至 0 之範圍內。

$$Md_{30} = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 29(Ni+Cu) - 18.5Mo \dots (1)$$

其中，(1)式中的元素符號之處係要代入以質量%表示之該元素的含量的值。

【0039】

[非金屬夾雜物]

存在於鋼中之非金屬夾雜物可大致區分為融點低之

軟質類的及融點高之硬質類的。在本發明的對象鋼之情況，前者之軟質類的主要是 CaO-SiO_2 系的夾雜物。此軟質類的夾雜物在熱軋延溫度下為液體所以在熱軋延時會在軋延方向伸展，然後在之後的冷軋延中被壓碎而分散地更細。此種軟質夾雜物幾乎不會對於薄板材的耐疲勞特性造成不良的影響。

【0040】 有問題的是後者之硬質類的夾雜物。此種夾雜物在熱軋延後也為粒狀物而殘留下來，在冷軋延後則是破碎到某一程度之硬質粒子以在軋延方向相連之形態殘存。板厚變得越薄，夾雜物的板厚方向的長度所佔板厚的比率也會越增大，越容易使得應力集中於該等夾雜物粒子的周圍而成為破裂的起點或破裂的傳播路徑。在本發明的對象鋼中會產生問題之硬質類的夾雜物，已知係氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物。其中特別是氮化鈦系夾雜物在鑄造時有會在熔鋼液溫度下降的過程中隨著鈦溶解度減少而成長之傾向，較容易成為問題。

【0041】 根據本發明各發明人的探討，在熱軋鋼板的階段，只要使上述的氮化鈦系夾雜物及尖晶石系夾雜物之中等效圓直徑在 $6.0\mu\text{m}$ 以上的夾雜物的個數比率減小，就可在使鋼板薄到例如板厚 20 至 $500\mu\text{m}$ 之薄板材時，得到用來改善受到反覆的彈性變形之際的耐疲勞特性很有利之夾雜物分佈形態。具體而言，在熱軋鋼板的階段，形成為在與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)，等

效圓直徑在 $6.0\mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的個數密度在 $0.05\text{個}/\text{mm}^2$ 以下之組織狀態會有很好的效果。

【0042】 更好的熱軋鋼板的組織狀態，可舉出的例子為：除了上述的個數密度的規定之外，還有在前述 L 剖面，依氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的等效圓直徑而決定之最大粒子徑在 $10.0\mu\text{m}$ 以下之金屬組織。在此情況，用來決定出最大粒子徑之 L 剖面量測面積只要在 200mm^2 以上即可。

【0043】 已知：在板厚 20 至 $500\mu\text{m}$ 之薄板，軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內在 $3.0\text{個}/\text{mm}^2$ 以下，用來改善受到反覆的彈性變形之際的耐疲勞特性很有效。在此，如上述將以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之形態相連的一群非金屬夾雜物粒子視為一個非金屬夾雜物。

【0044】 關於耐疲勞特性，以某程度相接近而相連之鄰接夾雜物，與成為連續的一個粒子而存在的情況一樣，會成為破裂發生的起點。經過各種探討得知：由軋延方向的粒子間距離維持在 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離維持在 $10\mu\text{m}$ 以下而相連的複數個非金屬夾雜物粒子所構成之粒子群(將之視為一個非金屬夾雜物之粒子群)，特別是軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上之粒子群，在本發明以之作為對象之高強度鋼中容易成為施加反覆的彈性變

形時之破裂發生的起點。但是，即使是如此的非金屬夾雜物，當將其在 L 剖面中的個數密度減低到 3.0 個/mm^2 以下，耐疲勞特性就會得到改善。推測其原因可能是因為：在軋延方向長度在 $40 \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物的存在密度充分減低之情況，該等非金屬夾雜物就不易發揮作為破裂的傳播路徑的角色之緣故。

【0045】 軋延方向長度在 $40 \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物在 L 剖面中的個數密度越低，越有利於薄板的耐疲勞特性之提升。可考慮若不使用廢鐵只使用高純度的原料，且使用例如實驗用的熔解爐等來熔煉鋼的話，就可製作出非金屬夾雜物非常少之薄板材。但是，要在大量生產的現場製造厚度 20 至 $500 \mu\text{m}$ 的鋼板，想要完全防止軋延方向長度在 $40 \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物產生，勢必會增大製鋼工程的負荷使成本增加。因此，在板厚 20 至 $500 \mu\text{m}$ 的薄板中，使軋延方向長度在 $40 \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物之在 L 剖面內的個數密度在 0.1 至 3.0 個/mm^2 的範圍內為合理的作法。

【0046】

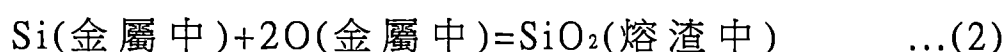
[製造方法]

上述的硬質非金屬夾雜物的粒度分佈經過適當化之不銹鋼板，可利用一般的不銹鋼的熔煉設備來製造。代表性的製造方法可舉出的有 VOD 法(真空吹氧脫碳法)及 AOD 法(氬氧脫碳法)。兩者都是首先製造出在將氧吹入含鉻熔鐵液之脫碳過程結束後之在液面上具有含有鉻氧化物的熔

渣之碳含量 0.20%以下之熔鋼液。一直到此階段，除了所使用的熔鋼液收容容器係選用幾乎不會有鈦或鋁從附著物等混入之容器之外，可按照常用的方法進行製鋼過程。

【0047】 此階段之熔鋼液係完成吹入氧之脫碳後的熔鋼液，所以易氧化性元素鈦、鋁、鎂、矽幾乎全部氧化而從熔鋼液中去除掉。亦即，熔鋼液中幾乎沒有鈦、鋁、鎂、矽存在。另外，熔鋼液中含有很多之鉻的一部分也會氧化，成為鉻氧化物而在熔鋼液的液面上形成熔渣。此鉻氧化物主體之熔渣中也存在有從熔鋼液中去除之前述鈦、鋁、鎂、矽的氧化物。另一方面，熔鋼液中溶入有大量的為了脫碳而吹入的氧。因此，必須在鑄造前進行脫氧。而且，本發明為了製造矽含量超過 2.00%之高矽鋼，必須使鋼中含有矽。另外，希望能夠進行使脫碳時從熔鋼液中脫出之鉻再從熔渣中回到鋼中之處理(鉻還原回收)。因此，本發明在熔鋼液中投入鐵-矽合金而一舉進行上述的「脫氧」、「矽含量調整」、「鉻還原回收」。此外，還視需要而投入其他的副材料來進行成分調整。

【0048】 在熔鋼液中投入鐵-矽合金而將矽含量調整成超過 2.00%，就藉由添加很大量之矽源而進行鋼中之脫氧。此脫氧後之鋼中的氧濃度係依據以下的(2)式之化學反應的化學平衡而決定。

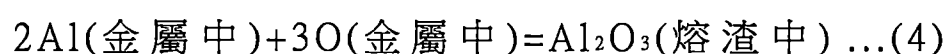


其平衡常數 K 係表示成如下之(3)式。

$$K = \text{A}(\text{SiO}_2) / \text{A}(\text{Si}) / \text{A}(\text{O})^2 \quad \dots(3)$$

其中， $A(X)$ 係成分 X 的活度(activity)。如從(3)式可知道的，熔鋼液中的矽活度(亦即矽濃度)越高越會在熔鋼液中的氧活度(亦即氧濃度)低之狀態平衡。因此，添加大量的矽源之本發明的對象的熔鋼液，熔鋼液中的氧濃度會比低矽含量鋼(例如 SUS304 等之一般的鋼)的情況低。

另一方面，在熔渣中的鋁氧化物與熔鋼液中的氧之間也會成立以下之(4)式所表示之化學平衡。



根據此化學平衡，在熔鋼液中的氧濃度低之情況，熔鋼液中的鋁濃度會變高而保持平衡。此關係在鈦及鎂方面也一樣。亦即，熔鋼液中的氧濃度低，熔鋼液中的鋁濃度、鈦濃度及鎂濃度會變高。

【0049】 熔鋼液中的鋁濃度、鎂濃度越高，尖晶石系的夾雜物越容易產生或成長。熔鋼液中的鈦濃度越高，氮化鈦系夾雜物越容易產生或成長。因此，要抑制此等夾雜物之產生及成長，必須儘可能地抑制隨著熔鋼液中之矽濃度的提高所造成之熔鋼液中氧濃度之降低。想要抑制熔鋼液中的氧濃度之降低，熔渣中的 SiO_2 濃度越高越有利。因此本發明採取將熔渣鹼度(CaO/SiO_2 質量比)控制得較低之作法。具體而言係調整添加來作為造渣劑之含有 Ca 的物質的投入量。造渣劑可使用生石灰(CaO)。另外，也可從作為助熔劑(flux)而視需要添加之 CaF_2 供給鈣至熔渣中。從 CaF_2 供給之鈣也要換算為 CaO 量而加到要算出鹼度之際的 CaO 值。經過種種的研究探討得知：使在完成鐵-矽合

金的投入後存在於液面之熔渣的鹼度在 1.3 以上 1.5 以下之範圍內較有效果。在 1.3 以上 1.45 以下更好，在 1.3 以上 1.4 以下更加好。熔渣鹼度越低越可抑制熔鋼液中的氧濃度降低，鈦、鋁、鎂越難以從熔渣進入到熔鋼液中。但是，熔渣鹼度變得過低就會產生大量的 Cr_2O_3 等別種的夾雜物。脫硫能力也會降低。因此將最終的熔渣鹼度控制在不低於 1.3 之狹窄的範圍內的效果最好。

【0050】 如上述，使在將氧吹入之脫碳結束後的熔鋼液中幾乎不含有鈦、鋁、鎂，該等元素會以氧化物的形態存在於以鉻氧化物為主體之熔渣中。此熔渣中的鈦、鋁、鎂係從原料或耐火物混入者、以及從附著於電爐及轉爐等的設備之前爐次(charge)的熔渣、金屬等混入者。藉由上述的熔渣鹼度之控制來使鋼板中的硬質夾雜物的粒徑分佈如前述般適當化之時，必須儘可能地防止新的鈦、鋁、鎂在將氧吹入之脫碳結束的時點以後，亦即在投入鐵-矽合金的時點以後混入。已經確認特別是在熔鋼液收容容器殘留有前爐次(charge)附著上的熔渣等，就容易因為從該附著物混入的少量的鈦或鋁而產生粗大的硬質夾雜物。為了防止來自熔鋼液收容容器之混入，最好使用構成容器的內面之耐火物尚未使用於熔鋼液的收容之熔鋼液收容容器(新鍋)。另外，已經確認一般在不銹鋼的製造現場使用之鐵-矽合金中會含有鋁、鈦等之雜質，從該合金混入之鋁、鈦也是造成粗大的硬質夾雜物產生之原因。因此，本發明必須採用高純度的鐵-矽合金。具體而言，最好採用鋁含量在 0.05

質量%以下，鈦含量在 0.05 質量%以下之鐵-矽合金。至於其他的副原料及造渣劑也希望能夠儘可能地注意不要讓其中的鈦、鋁混入到熔鋼液中。

【0051】 將所使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓最終之熔鋼液中的鈦含量在 0.008 質量%以下，鋁含量在 0.008 質量%以下者很重要。最終的熔鋼液中的鈦含量、鋁含量超過上述範圍之情況，即使進行前述的熔渣鹼度的控制，也難以穩定地實現上述的期望的硬質夾雜物粒徑分佈。又，關於鎂雖然希望將最終的熔鋼液中的鎂含量控制在 0.002 質量%以下，但已經確認：只要將所使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓鈦含量及鋁含量收斂到上述範圍內，即使不特別規定鋼中的鎂含量，尖晶石系夾雜物的粒徑分佈也會成為前述的期望的狀態，不會產生問題。

使熔鋼液中的鈦含量在 0.006 質量%以下，鋁含量在 0.006 質量%以下更好。

【0052】 鑄造可採用常用的方法而進行。通常係以連續鑄造法得到鑄片。本發明書中，將鑄造得到的鋼材(具有凝固組織者)稱為鑄片。因此，以造塊法得到鋼塊(ingot)，為求方便也包含在此處所謂的鑄片中。

對於得到的鑄片實施包含至少熱軋延之熱加工，得到熱軋鋼板。造塊法之情況，係在經過分塊軋延及熱鍛造後才實施熱軋延。熱軋延的加熱溫度為 1100 至 1250℃，熱軋鋼板的板厚可為例如 2.5 至 6.0mm。如此實施之後，得

到：在與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)，等效圓直徑在 $6.0\mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的總個數密度在 $0.05\text{個}/\text{mm}^2$ 以下之不銹鋼熱軋鋼板。

【0053】 接著，對該熱軋鋼板實施退火、冷軋延、時效處理，就可得到高強度不銹鋼之薄板材。冷軋延之步驟可包含中間退火步驟而進行複數次。在各熱處理步驟後可視需要而實施酸洗。對於熱軋鋼板實施之退火(熱軋板退火)的條件可為例如 $1000\text{至}1100^{\circ}\text{C}\times40\text{至}120\text{秒}$ ，最終的冷軋延率(實施中間退火之情況為最終的中間退火後的冷軋延率)可為例如 $40\text{至}70\%$ ，時效處理條件可為例如 $400\text{至}600^{\circ}\text{C}\times10\text{至}60\text{分鐘}$ 。在要用於薄板彈簧材之用途，最好使例如最終板厚在 $150\mu\text{m}$ 以下，使之小於 $100\mu\text{m}$ 則更好。也可做成為例如厚度 $20\text{至}70\mu\text{m}$ 之薄板材。如此實施，就可得到基質(金屬基體材料)為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織之高強度不銹鋼之薄板材。加工誘發麻田散鐵相的面積率 M 與沃斯田鐵相的面積率 A 之比率 M:A 通常在 $30:70\text{至}50:50$ 之範圍內。含有例如 2.00% 以上的鋁之鋼，可得到軋延方向的拉伸強度在 $2000\text{N}/\text{mm}^2$ 以上之高強度。在薄板材中，得到：將以軋延方向的粒子間距離 $20\mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\mu\text{m}$ 以下之狀態相連的一群非金屬夾雜物粒子視為一個非金屬夾雜物時，軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內係在 $3.0\text{個}/\text{mm}^2$ 以下之組織狀

態，且該薄鋼板在會受到反覆的彈性應力之彈簧材用途表現出良好的耐疲勞特性。

[實施例]

【0054】 以 VOD 法熔煉製造第 1 表所示之鋼。第 1 表所示的各種鋼都是利用 VOD 設備完成將氧吹入含鉻熔鐵液之最終的脫碳過程，得到在液面上具有含鉻氧化物的熔渣之碳含量 0.10%以下之熔鋼液。在此階段的碳含量係與第 1 表所示的最終的碳含量大致相等。

【0055】 [第 1 表]

分類	編號	化學組成 (質量%)												Md ₃₀
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Ti	Al	
傳統例	1	0.080	2.64	0.25	0.020	0.001	8.32	13.42	2.22	0.10	0.068	0.023	0.010	-12.8
	2	0.086	2.74	0.23	0.020	0.001	8.25	13.43	2.22	0.10	0.066	0.018	0.010	-13.5
	3	0.086	2.65	0.42	0.029	0.001	8.34	13.57	2.23	0.18	0.066	0.010	0.009	-21.3
	4	0.072	2.60	0.28	0.030	0.001	8.28	13.71	2.14	0.07	0.073	0.010	0.006	-11.7
本發明例	5	0.086	2.73	0.22	0.028	0.001	8.32	13.73	2.23	0.28	0.069	0.004	0.004	-26.3

【0056】 在利用 VOD 設備進行的最終的脫碳中使用盛鋼鍋來作為熔鋼液收容容器，然後用同一個盛鋼鍋進行鑄造前的各步驟。該盛鋼鍋在編號 1、2 之傳統例係使用前爐次中用於含鈦不銹鋼的熔煉之盛鋼鍋，編號 3、4 之傳統例係使用前爐次中用於無添加鈦不銹鋼的熔煉之盛鋼鍋，編號 5 之本發明例係使用構成盛鋼鍋的內面之耐火物尚未用於熔鋼液的收容之盛鋼鍋(新鍋)。

【0057】 在上述的最終脫碳結束後之熔鋼液投入鐵-矽合金，將熔鋼液中的矽含量調整到目標值，同時進行脫氧、及熔渣中鉻的還原回收。在此階段的熔鋼液中矽含量係與第 1 表所示的最終的矽含量大致相等。編號 1 至 4 之

傳統例係使用相當於 JISG2302：1998 所規定的矽鐵(ferro silicon)2 號來作為鐵-矽合金。分析的結果顯示：該矽鐵 2 號品雖會隨著製品的批號而有若干變動，但都含有：1.0 質量%程度的鋁、0.07 質量%程度的鎂、0.08 質量%程度的鈦。另一方面，編號 5 之本發明例係使用鋁含量減到非常低之高品質的鐵-矽合金。分析的結果顯示：該高品質的鐵-矽合金的鋁、鎂、鈦含量分別為鋁：0.009 質量%、鎂：0.001 質量%、鈦：0.012 質量%。

【0058】 在投入鐵-矽合金之後，接著在熔渣中投入工業用生石灰(CaO)來作為造渣劑。然後，採集熔渣來進行成分分析。分析的結果顯示：熔渣的鹼度在編號 1 至 4 之傳統例為 1.60 至 1.65，在編號 5 之本發明例為 1.33。

【0059】 各例(傳統例及本發明例)接著都是以如上述得到之熔鋼液進行連續鑄造，然後經過熱軋延而得到板厚 3.8mm 之熱軋鋼板。熱軋延的加熱溫度係設定在 1230℃。針對得到的熱軋鋼板，利用 SEM 觀察 L 剖面，按照前述的「熱軋鋼板中的夾雜物的個數密度的量測方法」，量測出等效圓直徑在 $6.0\mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物的總個數密度。結果，在編號 1 至 4 之傳統例，上述總個數密度係為 0.20 至 0.45 個/ mm^2 ，在編號 5 之本發明例則為 0.02 個/ mm^2 。由此結果可知：利用依照本發明之熔煉方法，可顯著抑制粗大硬質夾雜物之產生。

【0060】 第 3 圖顯示在傳統例 4 之熱軋鋼板 L 剖面

觀察到的典型的氮化鈦系夾雜物的 SEM 相片，第 4 圖顯示在本發明例 5 之熱軋鋼板 L 剖面觀察到的典型的氮化鈦系夾雜物的 SEM 相片。兩相片的橫方向都是軋延方向。另外，相片中看到的十字游標係表示 EDX 分析的射束 (beam) 照射位置。

【0061】 接著，使用從熱軋鋼板採到的樣本 (sample)，實施 $1050^{\circ}\text{C} \times 60$ 秒之熱軋板退火、冷軋延、 $1050^{\circ}\text{C} \times 60$ 秒之中間退火、冷軋延、 $500^{\circ}\text{C} \times 30$ 分鐘之時效處理，製作出基質 (金屬基體材料) 為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織之板厚 $120\ \mu\text{m}$ 之薄板材。得到的薄板材的軋延方向的拉伸強度都超過 2000N/mm^2 。

【0062】 針對此等薄板材的 L 剖面，按照前述的「軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物的個數密度的量測方法」，量測出軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物的個數密度。其中，如上述，將以軋延方向的粒子間距離 $20\ \mu\text{m}$ 以下、且板厚方向的粒子間距離 $10\ \mu\text{m}$ 以下之狀態相連的一群非金屬夾雜物粒子視為一個非金屬夾雜物。量測的結果：上述軋延方向長度在 $40\ \mu\text{m}$ 以上之非金屬夾雜物的個數密度，在編號 1 至 4 之傳統例為 8.2 至 33.2 個/ mm^2 ，在編號 5 之本發明例則為 2.4 個/ mm^2 。EDX 分析的結果為：所計數的對象之非金屬夾雜物係由氮化鈦系夾雜物粒子、或含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物粒子所構成。

本發明例與傳統例相比較，成為耐疲勞特性降低的主

要原因之軋延方向長度在 $40\mu\text{m}$ 以上的非金屬夾雜物的個數大幅減少了。

【0063】 作為參考，在此說明針對 SUS304(矽含量 0.55%)進行利用鐵-矽合金所做的脫氧之情況的製造例。使用前爐次中用於含鈦不銹鋼的熔煉之盛鋼鍋作為熔鋼液收容容器，利用 VOD 設備完成將氧吹入含鉻熔鐵液之脫碳過程，得到在液面上具有含鉻氧化物的熔渣之碳含量約 0.05%之熔鋼液。在此熔鋼液中添加相當於前述矽鐵 2 號之鐵-矽合金，來調整矽含量。另外，投入作為造渣劑之工業用生石灰(CaO)。然後，投入氮化鉻而完成成分調整。採集最終的熔渣進行分析，得到的熔渣鹼度為 1.65。以此熔鋼液進行連續鑄造，然後以常用的方法進行熱軋延而得到板厚 3.5mm 之熱軋鋼板。針對此熱軋鋼板，與上述編號 1 至 5 之情況一樣調查非金屬夾雜物的存在狀況。結果，找不到等效圓直徑在 $6.0\mu\text{m}$ 以上之氮化鈦系夾雜物及含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物。將此 SUS304 之例與上述編號 1 至 4 之傳統例做對比，可知要在矽含量高之不銹鋼種抑制硬質夾雜物之產生非常困難。

【符號說明】

無

申請專利範圍

1. 一種不銹鋼板，係板厚 20 至 500 μm 之不銹鋼板，具有下述化學組成：包含碳：0.010 至 0.200 質量%、矽：超過 2.00 質量%但在 4.00 質量%以下、錳：0.01 至 3.00 質量%、鎳：3.00 質量%以上但不到 10.00 質量%、鉻：11.00 至 20.00 質量%、氮：0.010 至 0.200 質量%、鉬：0 至 3.00 質量%、銅：0 至 1.00 質量%、鈦：0 至 0.008 質量%、鋁：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵及不可避免的雜質，而且在與軋延方向及板厚方向平行之剖面(L 剖面)中，將以軋延方向的粒子間距離 20 μm 以下、且板厚方向的粒子間距離 10 μm 以下之狀態相連的一群非金屬夾雜物粒子視為一個非金屬夾雜物時，軋延方向長度在 40 μm 以上的非金屬夾雜物的個數密度在 L 剖面內係在 3.0 個/ mm^2 以下。
2. 如申請專利範圍第 1 項所述之不銹鋼板，其中，前述軋延方向長度在 40 μm 以上的非金屬夾雜物係包含：(i) 氮化鈦系夾雜物粒子、(ii) 含有鋁、鎂之中一者以上之尖晶石系夾雜物粒子之中之上述(i)、(ii)之一種或兩種。
3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項所述之不銹鋼板，其中，軋延方向的拉伸強度係在 2000N/ mm^2 以上。
4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項所述之不銹鋼板，其中，基質(金屬基體材料)為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織。
5. 一種不銹鋼板的製造方法，具有：

對於將氧吹入含鉻熔鐵液之脫碳過程結束後之液面上具有含有鉻氧化物的熔渣之碳含量 0.20% 以下的熔鋼液，投入副原料及造渣劑來進行成分調整之際，將所使用的熔鋼液收容容器、副原料及造渣劑選擇成會讓熔鋼液中的鈦含量在 0.008 質量% 以下、鋁含量在 0.008 質量% 以下，且在副原料方面至少使鐵-矽合金熔解於熔鋼液中以進行脫氧、熔渣中鉻之回到熔鋼液中之還原回收、以及鋼中矽含量之調整，而且投入含鈣造渣劑將熔渣鹼度 (CaO/SiO_2 質量比) 調整到 1.3 至 1.5，而得到下述 (A) 所示的化學組成的熔鋼液之步驟；

以經前述步驟而得到的熔鋼液進行鑄造而得到鑄片之步驟；

對於前述鑄片實施包含至少熱軋延之熱加工，得到熱軋鋼板之步驟；以及

對於前述熱軋鋼板進行一次以上的退火及冷軋延使之成為板厚 20 至 500 μm 的冷軋鋼板之步驟；

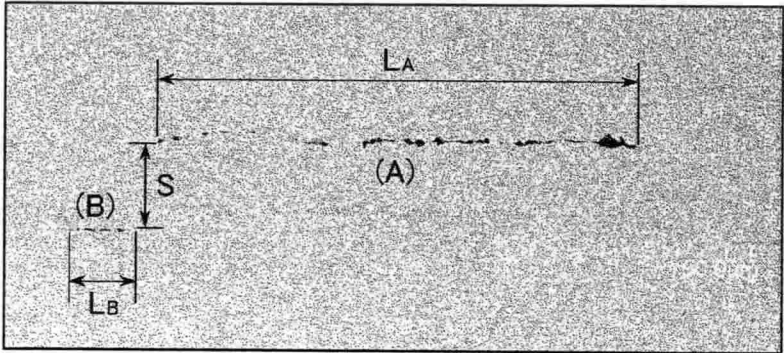
(A) 碳：0.010 至 0.200 質量%、矽：超過 2.00 質量% 但在 4.00 質量% 以下、錳：0.01 至 3.00 質量%、鎳：3.00 質量% 以上但不到 10.00 質量%、鉻：11.00 至 20.00 質量%、氮：0.010 至 0.200 質量%、鉬：0 至 3.00 質量%、銅：0 至 1.00 質量%、鈦：0 至 0.008 質量%、鋁：0 至 0.008 質量%、以及剩餘者為鐵及不可避免的雜質。

6. 如申請專利範圍第 5 項所述之不銹鋼板的製造方法，其中，使用構成容器的內面之耐火物尚未使用於熔鋼液的

收容之容器(新鍋)來作為熔鋼液收容容器。

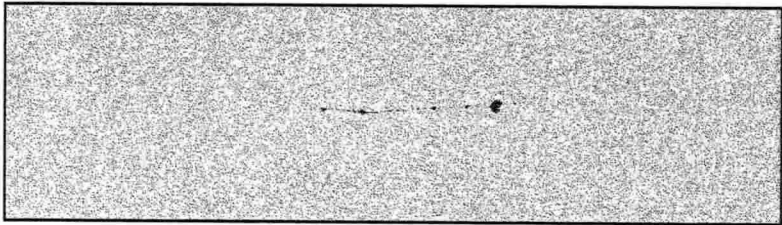
7. 如申請專利範圍第 5 項所述之不銹鋼板的製造方法，其中，使用鋁含量在 0.05 質量%以下、鈦含量在 0.05 質量%以下者來作為前述鐵-矽合金。
8. 如申請專利範圍第 5 項所述之不銹鋼板的製造方法，更具有：對前述冷軋鋼板實施時效處理之步驟。
9. 如申請專利範圍第 8 項所述之不銹鋼板的製造方法，其係得到基質(金屬基體材料)為加工誘發麻田散鐵相及沃斯田鐵相之混合組織，且軋延方向的拉伸強度在 2000N/mm^2 以上的鋼板。

圖式



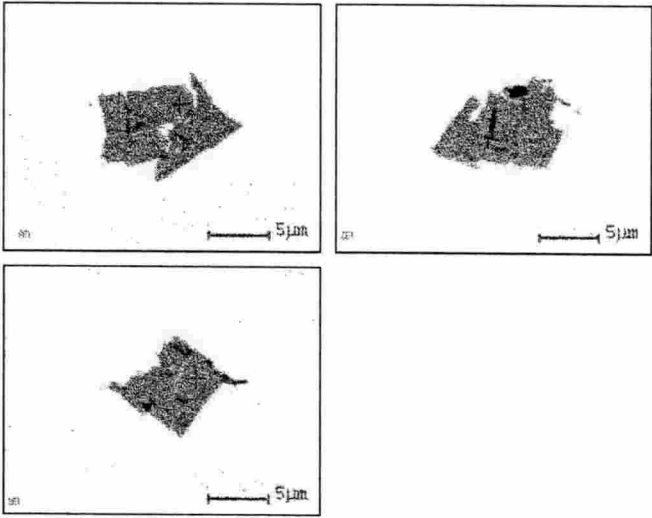
第1圖

50 μ m

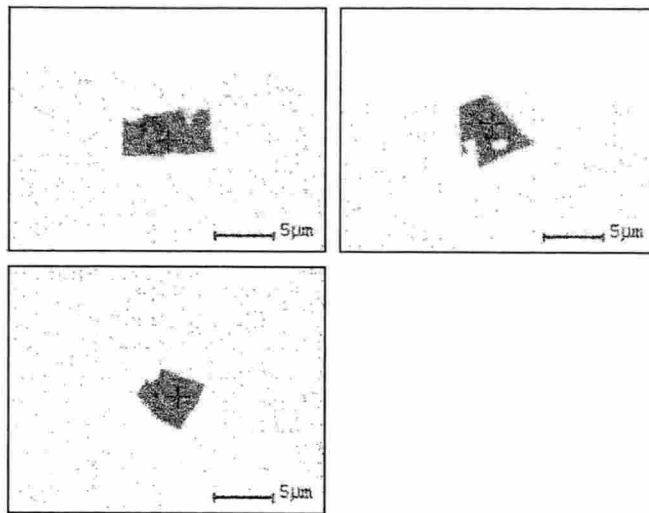


第2圖

50 μ m



第3圖



第4圖