



(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 I657152 B

(45)公告日：中華民國 108 (2019) 年 04 月 21 日

(21)申請案號：104126682

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 08 月 17 日

(51)Int. Cl. : C22C38/42 (2006.01)

(30)優先權：2014/08/19 日本

2014-166523

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

日本

(72)發明人：松林弘泰 MATSUBAYASHI, HIROYASU (JP)；中村定幸 NAKAMURA, SADAYUKI (JP)；香月淳一 KATSUKI, JUNICHI (JP)；広田龍二 HIROTA, RYOJI (JP)

(74)代理人：洪武雄；陳昭誠

(56)參考文獻：

CN 101014789A

JP 4-202643A

JP 2003-82441A

JP 2011-252208A

審查人員：簡昭莢

申請專利範圍項數：6 項 圖式數：4 共 30 頁

(54)名稱

沃斯田體系不銹鋼板及金屬墊片

AUSTENITE STAINLESS STEEL PLATE AND METAL GASKET

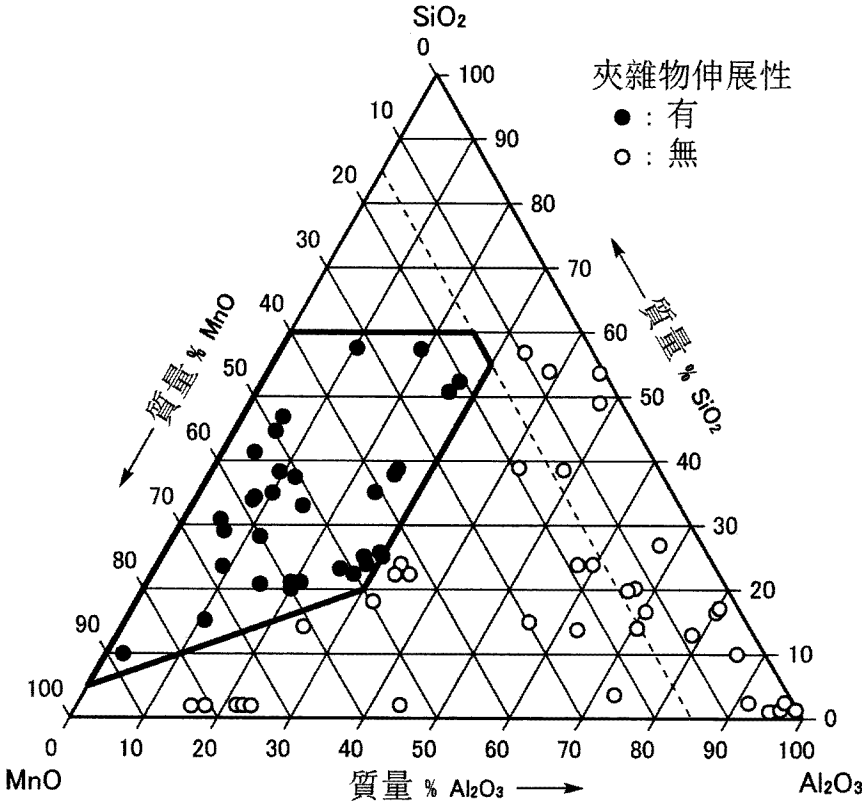
(57)摘要

本發明之課題，係減低在沃斯田體系不銹鋼板起因於氧化物系夾雜物之加工性和耐疲勞特性的異向性。本發明之解決手段，係提供一種沃斯田體系不銹鋼熱軋延鋼板，其係以質量%計，由 C：0.030 至 0.300%、Si：0.30 至 3.20%、Mn：0.90 至 17.00%、Ni：1.00 至 8.00%、Cr：14.00 至 19.00%、Cu：0.50 至 3.50%、N：0.045 至 0.250%、Al：0.0001 至 0.0300%、V：0 至 0.50%、Nb：0 至 0.50%、Ti：0 至 0.30%、B：0 至 0.010%、剩餘部分之 Fe 及不可避免的雜質所構成；氧化物系夾雜物的換算平均組成為 Al_2O_3 ：30 質量%以下、 SiO_2 ：60 質量%以下、 MnO ：15 質量%以上，且滿足 $MnO \geq -3SiO_2 + 110$ 。

An objective of this invention is to reduce anisotropic of workability and resistance to fatigue of austenite stainless steel plate due to oxide inclusion.

The present invention provides a hot-pressed austenite stainless steel plate consisting of, in mass, C: 0.030 to 0.300%, Si: 0.30 to 3.20%, Mn: 0.90 to 17.00%, Ni: 1.00 to 8.00%, Cr: 14.00 to 19.00%, Cu: 0.50 to 3.50%, N: 0.045 to 0.250%, Al: 0.0001 to 0.0300%, V: 0 to 0.50%, Nb: 0 to 0.50%, Ti: 0 to 0.30%, B: 0 to 0.010%, Fe: the rest, and unavoidable impurities. The converted average composition of the oxide inclusion is, Al_2O_3 : 30 mass % or less, SiO_2 : 60 mass % or less, MnO : 15 mass % or more, wherein the function $MnO \geq -3SiO_2 + 110$ is satisfied.

指定代表圖：



第1圖

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)

沃斯田體系不銹鋼板及金屬墊片

AUSTENITE STAINLESS STEEL PLATE AND METAL
GASKET

【技術領域】

【0001】 本發明係有關於一種具有優異的強度、疲勞特性及耐高溫軟化特性之金屬墊片用不銹鋼板及使用該不銹鋼板之金屬墊片。

【先前技術】

【0002】 在汽車、機車等的引擎之汽缸頭墊片和排氣歧管墊片，會被暴露在引擎特有的高溫、高壓、高振動下之重複的壓力變動。尤其是汽車引擎的汽缸墊片，因為在壓縮時會施加高壓，為了維持密封性，必須以較高的接觸壓力(面壓)與雙方的接觸對象材進行接觸。在引擎和排氣體路徑所使用的金屬墊片，為了確保充分的接觸壓力，通常係藉由採用壓製之圓緣(bead)成形而形成一定高度的圓緣(連續的隆起部)。該類型的金屬墊片，因為係藉由將圓緣山部的頂部(以下稱為「圓緣頭頂部」)壓抵接觸對象材而使用，來確保較高的密封性，所以在使用時，必須具備高強度及高疲勞特性。

【0003】 以往，應用在汽車引擎和其排氣體路徑之墊片，係多使用加工硬化型的準安定沃斯田體系不銹鋼

(SUS301 系等)。此種鋼係藉由使其在冷軋延生成加工誘發麻田散鐵而謀求高強度化。但是，為了要提升強度水準，則必須提高冷軋延縮率。冷軋延縮率的增大，係成為使韌性、耐疲勞特性及加工性低落之主要原因。專利文獻 1、2 揭示一種經改善該等特性之準安定沃斯田體系不銹鋼。另一方面，作為不依靠冷軋延縮率的增大而謀求高強度化之素材，則有麻田散鐵系不銹鋼。專利文獻 3 係記載將麻田散鐵系鋼種應用在墊片。

先前技術文獻

專利文獻

【0004】

[專利文獻 1] 日本特開 2003-82441 號公報

[專利文獻 2] 日本特開 2011-252208 號公報

[專利文獻 3] 日本特開 2000-109957 號公報

【發明內容】

(發明欲解決之課題)

【0005】 準安定沃斯田體系不銹鋼，係如上述藉由冷軋延而謀求高強度化。增大冷軋延縮率用以提高強度水準時，在板材的軋延平行方向(L 方向)及軋延直角方向(C 方向)，在彎曲加工性和疲勞特性會產生異向性。在使用作為金屬墊片時，此種異向性係成為要用以均勻地維持圓緣頭頂部與接觸對象材的接觸面壓時之阻礙的主要原因，且成為金屬墊片的性能低落的原因之一。另一方面，麻田散鐵系不銹鋼時，因為不必賦予較高的冷軋延縮率而使其加_s

工硬化，所以在本質上不容易產生伴隨著加工硬化之異向性的問題。

【0006】 但是依照本案發明人們的調查，得知即便是使用避免過度的冷軋延而製成的沃斯田體系不銹鋼板、麻田散鐵系不銹鋼板進行圓緣成形而成之金屬墊片，在嚴格的試驗條件下評價性能時，被認為起因於材料的異向性之性能低落係有可能成為問題。作為其主要原因，認為在材料(鋼板)中於軋延方向成行地存在之粗大的氧化物系夾雜物，致使特定方向的加工性和耐疲勞特性低落。

【0007】 本發明係揭示一種技術，其減低在沃斯田體系不銹鋼板中起因於氧化物系夾雜物之加工性和耐疲勞特性的「異向性」。又，同時揭示一種手法，在被使用在高溫之金屬墊片的用途，該手法係賦予能夠維持較高的耐久性之「耐高溫軟化特性」，而且防止在熱軋延時產生「熱軋延裂紋」。

(用以解決課題之手段)

【0008】 得知減低上述的「異向性」，係能夠藉由將在鋼板中所存在的氧化物系夾雜物軟質化而解決。又，設為加工誘發麻田散鐵相不容易過度地生成之化學組成，對減低異向性和維持加工性係有效的。得知為了提升「耐高溫軟化特性」，設成為擔負著應變時效之侵入型固溶元素(C、N)的差排固定作用不容易被打破之組成係重要的，而且為了該目的，將 Mn 含量增量來充分地確保 N 含量之手法係有效的。而且，為了防止「熱軋延裂紋」，將 δ 肥粒鐵₅

相的生成量適當化係有效的。

【0009】 亦即在本發明，係提供一種沃斯田體系不銹鋼熱軋延鋼板，其具有下述表示的鋼組成：以質量%計，由 C: 0.030 至 0.300%、Si: 0.30 至 3.20%、Mn: 0.90 至 17.00%、Ni: 1.00 至 8.00%、Cr: 14.00 至 19.00%、Cu: 0.50 至 3.50%、N: 0.045 至 0.250%、Al: 0.0001 至 0.0300%、V: 0 至 0.50%、Nb: 0 至 0.50%、Ti: 0 至 0.30%、B: 0 至 0.010%、剩餘部分之 Fe 及不可避免的雜質所構成，而且依照下述(1)式而決定之 Md_{30} 值為 50.0 以下，依照下述(2)式決定之 δ_{1230} 值為 8.0 以下；在金屬組織中能夠觀察到的氧化物系夾雜物之平均組成係以 Al_2O_3 、 SiO_2 及 MnO 的質量比率換算計， Al_2O_3 : 30 質量%以下、 SiO_2 : 60 質量%以下、 MnO : 15 質量%以上，而且滿足下述(3)式，

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

$$\delta_{1230}=-101.5-78.6C+3.1Si+0.4Mn-2.4Ni+7.7Cr-1.5Cu-51.4N...(2)$$

$$MnO \geq -3SiO_2+110...(3)$$

在此，係於(1)式及(2)式的元素記號的位置代入鋼組成中之該元素的質量%值，於(3)式的 MnO 及 SiO_2 的位置各自代入在前述氧化物系夾雜物的平均組成之 MnO 及 SiO_2 的換算質量%值。

【0010】 上述鋼成分元素之中 V、Nb、Ti、B 係任意添加的元素。鋼成分元素的 Al 含量係總 Al 含量。所謂「 Al_2O_3 、 SiO_2 及 MnO 的質量比率換算」，係意味著將氧化物系夾雜物之 Al、Si 及 Mn 的含有率各自換算成為 Al_2O_3 、 S

SiO₂ 及 MnO 的單獨氧化物之質量比率。

【0011】 作為在金屬墊片的加工素材之適合的鋼板，能夠舉出來自上述熱軋延鋼板之沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板。該沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板，其板面(軋延面)的維氏硬度係被調整成為例如 400 至 500HV。其板厚係例如能夠設為 0.05 至 0.5mm，亦可控制在 0.1 至 0.3mm。

【0012】 又，在本發明，係提供一種金屬墊片，其係將上述的冷軋延鋼板成形而成之金屬墊片，具有藉由壓製成形之圓緣且將圓緣頭頂部壓抵在接觸對象材而使用。圓緣成形後，視需要而例如在 100 至 500℃ 施行時效處理。「圓緣頭頂部」係意味著與接觸對象材接觸之圓緣山部的頂部。

[發明效果]

【0013】 依照本發明，因為將在材料中所存在的氧化物系夾雜物已低熔點化/軟質化，所以在熱軋延時及其後的冷軋延時，氧化物系夾雜物係追隨鋼基質(matrix)的變形且在軋延方向被伸展，而能夠避免粗大粒子直接殘留在經薄壁化的冷軋延鋼板中。因此，能夠顯著地改善以氧化物系夾雜物作為起因之加工性和耐疲勞特性低落。以往，因為氧化物系夾雜物係由於熱軋延引起被某種程度分割後的粗大粒子接近軋延方向而分布，所以彎曲稜線係使如成為軋延方向的彎曲，使加工性和耐疲勞特性變差，且這種情形係成為使加工性和耐疲勞特性產生異向性之主要原因。依照本發明之冷軋延鋼板，能夠輕減此種異向性，在施行 s

圓緣成形之後能夠得到尺寸精確度較高的墊片。又，在墊片使用時，因為耐疲勞特性的異向性較少，所以在圓緣頭頂部均等地維持此種接觸面壓。其結果，能夠實現具有優異的耐洩漏性之金屬墊片。而且，本發明的冷軋延鋼板，因為具有優異的耐高溫軟化特性，所以被使用在高溫之金屬墊片用途係非常有用的。

【圖式簡單說明】

【0014】

第 1 圖係顯示 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系氧化物組成與氧化物系夾雜物的伸展性之關係之圖。

第 2 圖(a)及(b)係在 L 剖面能夠觀察到氧化物系夾雜物之光學顯微鏡照相。

第 3 圖(a)至(c)係示意性地顯示疲勞試片的圓緣部附近之形狀之圖。

第 4 圖係例示關於在調質軋延材後，經施行 120h 加熱試驗的材料之加熱溫度與硬度的關係之圖表。

【實施方式】

【0015】

[氧化物系夾雜物]

在鋼中存在的夾雜物，係大致能夠區分為高延伸性類型及難變形性類型。前者主要是硫化物系，後者主要是氧化物系。其中，難變形性類型的氧化物系夾雜物，即便在冷軋延時亦不容易被伸展而以粗大的粒子之方式殘留在鋼板中。粗大的氧化物系夾雜物粒子係成為使加工性和耐疲

勞特性劣化之主要原因。通常，製鋼階段時係進行意圖使夾雜物的減少量減低(高清潔度化)和小直徑化之精煉和鑄造。但是，過度的高清潔度化係造成製鋼步驟負荷增大並造成製品成本增大。因此在本發明，作為在一般的清潔度水準之沃斯田體系不銹鋼的熔製之能夠實現的技術，係採用只能夠使氧化物系夾雜物低熔點化/軟質化之手法。

【0016】 認為氧化物系夾雜物係實際上將 Al、Si、Mn 作為主成分之複合氧化物。依照本案發明人們的詳細研討，得知將氧化物系夾雜物的 Al、Si、Mn 的含量以換算成為 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 的單獨氧化物之組成表示時，能夠特定有效的夾雜物組成範圍，用以對氧化物系夾雜物賦予展神性。其組成範圍係與在 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系氧化物平衡狀態圖之成為比較低熔點的組成之範圍為大略一致。

【0017】 在第 1 圖，係顯示 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系氧化物組成、與氧化物系夾雜物的伸展性之關係。圖中的標繪，係表示針對許多的不銹鋼，將在冷軋延鋼板之與軋延方向及板厚方向平行的剖面(L 剖面)之該氧化物系夾雜物的伸展狀態，以一定的基準進行評價之結果。具體而言，將冷軋延引起各個氧化物系夾雜物粒子被壓碎且清楚明白地在軋延方向被伸長時，以●記號(伸展性；有)顯示。各標繪的座標，係表示將氧化物系夾雜物的 Al、Si 及 Mn 含有率，各自以換算成為 Al_2O_3 、 SiO_2 及 MnO 的質量比率時之「氧化物系夾雜物的平均組成」。該換算平均組成為₅

Al_2O_3 ：30 質量%以下、 SiO_2 ：60 質量%以下、 MnO ：15 質量%以上，且氧化物系夾雜物在滿足下述(3)式之區域(在第1圖中以粗框表示)時，係具有伸展性。

$$\text{MnO} \geq -3\text{SiO}_2 + 110 \quad \dots (3)$$

如後述實施例所表示，氧化物系夾雜物的組成在該區域時，能夠得到已顯著地改善彎曲加工性和耐疲勞特性的異向性且特別適合於要求高性能之金屬墊片。

【0018】 氧化物系夾雜物的組成主要是能夠藉由鋼組成及製鋼條件而控制。特別是在鋼組成，充分地確保Mn含量、限制Al含量等係有效的。而且，將在製鋼的脫氧，不是設為Al脫氧，而是設為Si脫氧係非常有效的。

【0019】 在第2圖，係例示對熱軋延退火鋼板以軋縮率40%施行冷軋延，在成為板厚0.8mm的階段的L剖面能夠觀察到之氧化物系夾雜物的光學顯微鏡照相。第2圖(a)係後述比較例No.22、(b)係後述本發明例No.1的例子。通常在沃斯田體系不銹鋼板能夠觀察到之氧化物系夾雜物係硬質，如(a)那樣地，即便藉由冷軋延亦不太會被壓碎而存在鋼板中。板厚變得越薄，夾雜物粒子在板厚所佔有的直徑比率越會增加，而容易成為阻礙加工性和耐疲勞特性之主要原因。另一方面，依照本發明之沃斯田體系不銹鋼板，係將氧化物系夾雜物的組成調整在軟質的範圍，如(b)那樣地，藉由軋延而被壓碎且追隨鋼基質的金屬流而在軋延方向伸展。隨著板厚的減少，氧化物系夾雜物的伸展度亦增大，對彎曲加工性和耐疲勞特性之不良影響係變為非常

小。在施行圓緣壓製成形之金屬墊片用途，觀察提供成形之鋼板的 L 剖面時，氧化物系夾雜物的板厚方向最大直徑係以 $5.0\ \mu\text{m}$ 以下為佳，以 $3.0\ \mu\text{m}$ 以下為較佳。又，更有效係能夠將其板厚方向最大直徑伸展至板厚的 1.0% 以下為止。

【0020】

[鋼組成]

說明本發明的對象之鋼板的化學組成(鋼組成)。以下，在鋼組成之「%」係只要未特別說明時係意味著「質量%」。

C 係沃斯田體生成元素，對強化沃斯田體相及加工誘發麻田散鐵相有效的元素之 C 含量太少時，無法充分地發揮上述的強化作用。各種研討之結果，C 含量必須設為 0.030% 以上，以設為 0.060% 以上為較佳。亦可將 C 含量控制在 0.100% 以上。但是，含有過剩的 C 係在冷卻過程容易引起 Cr 系碳化物的晶界析出而成為耐蝕性低落之主要原因。C 含量係調整在 0.300% 以下的範圍。

【0021】 Si 在製鋼時係添加作為脫氧劑。依照本案發明人們的研討，為了將氧化物系夾雜物的組成控制在軟質區域，藉由 Si 之脫氧係非常有效的。必須以 Si 含量成為 0.30% 以上之方式添加 Si。而且 Si 使沃斯田體相及加工誘發麻田散鐵相硬質化的作用較大，該硬質化作用係對墊片的高強度化為有效的。但是，過度的硬質化係成為加工性和韌性低落之主要原因。Si 含量係限制在 3.20% 以下的₅

範圍，亦可控制在 3.00%以下。

【0022】 Mn 係沃斯田體生成元素，同時是為了謀求氧化物系夾雜物的軟質化之重要的元素。又，得知提高 Mn 含量時，能夠充分地確保 N 含量而享有提升耐高溫軟化特性之效果。這是因為 Mn 含量較高時，推測藉由冷加工後之加熱，在刃形差排(edge dislocation)的端部(刃的部分)所集積的 C、N 之中，N 係產生起因於容易將固定差排的作為持續至高溫為止之效果。亦即，認為藉由 Mn 與 N 的複合作用，「應變時效」的組織狀態係變成即便高溫加熱亦不容易崩潰。這種情形係能夠從以下的情形得到肯定：例如在後述實施例之比較例 No.22(Mn 含量較低、N 含量較高)時，耐高溫軟化特性較低，但是在各本發明例(Mn 含量、N 含量均充分地較高)，能夠改善耐高溫軟化特性。

【0023】 本案發明人們詳細的研討之結果，為了充分地輕減加工性和耐疲勞特性的異向性而實現高性能的墊片，確保 0.90%以上的 Mn 含量係非常有效的。Mn 含量比其更低時，將氧化物系夾雜物的組成控制在前述的預定範圍係變為困難，而無法穩定地得到異向性較小的墊片。又，就使耐高溫軟化特性提升而言亦變為不利。Mn 含量亦能夠控制在大於 1.00%之範圍。但是，Mn 含量變多時，在製鋼的負擔增大，又，依照用途而引起耐蝕性不足。各種研討的結果，雖然容許 Mn 含量至 17.00%為止，但是以設為 8.00%以下為佳，亦可控制在 5.00%以下的範圍。

【0024】 Ni 係沃斯田體生成元素，在本發明，係將 s

Ni 含量設為 1.00%以上。因為 Ni 含量比其更低時，調整成分用以在退火後的狀態得到沃斯田體單相組織係變為困難。因為在本發明，如上述含有 Mn，藉此能夠節省 Ni 的含量。

Ni 含量係在 8.00%以下的範圍設定即可。

【0025】 Cr 係賦予作為不銹鋼所必要的耐蝕性之必要元素。在金屬墊片用途，係以確保 14.00%以上的 Cr 含量為佳。但是，因為 Cr 係肥粒鐵生成元素，所以 Cr 含量增大時，為了在退火後成為沃斯田體單相組織所必要的沃斯田體生成元素之量亦增大，且成為引起鋼材成本上升之主要原因。各種研討之結果，Cr 含量係以設為 19.00%以下的範圍為佳。

【0026】 Cu 係沃斯田體生成元素，認為與 Mn 同樣地，對提升耐高溫軟化特性亦是有效的。在本發明，係將 Cu 含量為 0.50%以上之鋼作為對象。但是，使 Mn 與 Cu 同時增量時，在熱軋延前的加熱，Cu-Mn 相係變為容易析出，且成為在熱軋延引起裂紋之主要原因。為了防止熱裂紋，如後述地，將(2)式的 δ_{1230} 值限制在一定值以下係有效的，除此以外，必須將 Cu 含量限制在 3.50%以下。

【0027】 N 係沃斯田體生成元素，認為與 C 同樣地，對強化沃斯田體相及加工誘發麻田散鐵相係有效的。又，認為如上述地與 Mn 具有複合的效果，為了充分地得到提升耐高溫軟化特性之效果，添加 N 亦是重要的。各種研討之結果，N 含量係設為 0.045%以上。比之更少時，特別會 5

使耐高溫軟化特性穩定地提升係變得困難。藉由將 N 含量設為 0.085% 以上係更有效的。過剩的 N 含量，在退火後的冷卻過程形成氮化物且成為耐蝕性和耐疲勞特性低落之主要原因。N 含量係限制在 0.250% 以下。

【0028】 Al 係具有強烈的脫氧作用之元素。但是，依照本案發明人們的研討，得知相較於 Al 單獨脫氧，進行以 Si 脫氧為主且鋼中的總 Al 量成為 0.0001% 以上的方式含有 Al 之精煉時，係容易將氧化物系夾雜物的組成控制在上述的範圍。Al 含量增大時，有時會對韌性造成不良影響。鋼中的總 Al 含量係限制在 0.0300% 以下。

【0029】 V、Nb、Ti、B 係在製造性、強度、耐疲勞特性等的改善上為有效的元素。能夠視需要而添加該等的 1 種以上。設定的含量範圍如下：V 為 0.50% 以下、Nb 為 0.50% 以下、Ti 為 0.30% 以下、B 係為 0.020% 以下。更有效的含量範圍係 V：0.01 至 0.50%、Nb：0.01 至 0.50%、Ti：0.01 至 0.30%、B：0.0005 至 0.020%。

【0030】 以藉由下述(1)式決定的 Md_{30} 值成為 50.0 以下之方式調整各元素含量。

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

在此，在(1)式的元素記號位置係將該元素的質量%之值代入。

Md_{30} 係沃斯田體安定度的指標，其被定義作為對單相沃斯田體施加 30% 的拉伸應變時，組織的 50% 變態成為麻田散鐵之溫度(°C)。在本發明，係以 Md_{30} 值成為 50.0 以下

之方式使各成分元素的含量平衡，且不使加工誘發麻田散鐵相過度地被誘發。

【0031】 以藉由下述(2)式決定之 δ_{1230} 值成為 8.0 以下之方式調整各元素含量。

$$\delta_{1230} = -101.5 - 78.6C + 3.1Si + 0.4Mn - 2.4Ni + 7.7Cr - 1.5Cu - 51.4N \cdots (2)$$

在此，在(2)式的元素記號位置係將該元素的質量%之值代入。 δ_{1230} 係表示將藉由連續鑄造而得到的鑄片加熱 $1230^{\circ}\text{C} \times 120\text{min}$ 之後，在鑄片剖面中央部之 δ 肥粒鐵相的量(體積%)之指標。依照本案發明人們的研討，在沃斯田體系不銹鋼，使 Mn 含量及 Cu 含量同時增大時，在熱軋延前的鑄片加熱時 Cu-Mn 相容易析出且成為在熱軋延時產生裂紋的主要原因。造成 Cu-Mn 相的熱軋延裂紋之影響，係與 α 肥粒鐵相的存在量有關聯，如本發明對象鋼，在 Mn 與 Cu 的合計含量成為 1.4 質量%以上之鋼種，係能夠藉由將 δ_{1230} 值調整為 8.0 以下，而顯著地防止熱軋延裂紋。

【0032】 又，該 δ_{1230} 係針對 Mn 與 Cu 的合計含量為 1.4 質量%以上之沃斯田體系鋼種，沃斯田體系不銹鋼應用通常的熱軋延條件(鑄片加熱溫度： 1100 至 1350°C)時之指引穩定地防止熱軋延裂紋的手法之指標，而不是意味著應該將熱軋延前的鑄片加熱溫度設為 1230°C 。

【0033】

[製造方法]

以下例示代表性的製造方法。將經調整成為上述的化學組成之鋼，使用通常的不銹鋼製鋼設備進行熔製而得到 s

鑄片。不需要用以高清潔度化之處理。但是，相較於 Al 單獨脫氧，以設為脫氧方法 Si 脫氧為佳。亦併用 Al 添加時更為有效。對鑄片係與製造通常的沃斯田體系不銹鋼板同樣地進行熱軋延而得到熱軋延鋼板。熱軋延前的鑄片加熱溫度係設為 1100 至 1350℃ 的範圍即可。在熱軋延鋼板中存在之氧化物系夾雜物係在上述的組成範圍且被軟質化。

【0034】 對熱軋延鋼板施行退火之後，施行冷軋延而減少板厚。視需要而在冷軋延的途中施行中間退火。被軟質化之氧化物系夾雜物，係藉由冷軋延的軋縮而被壓碎且追隨鋼基質的金屬流而在軋延方向伸展。在施行精加工退火之後，施行調質軋延而成為最後的製品板厚即可。其板厚係例如 0.05 至 0.5mm。如此進行而能夠得到來自上述熱軋延鋼板之冷軋延鋼板。又，上述各步驟的退火後，通常係進行酸洗。

【0035】 所得到的冷軋延鋼板，係消除了起因於粗大的氧化物系夾雜物在軋延方向成行地存在之先前材的異向性問題，而適合作為以金屬墊片為例之各種壓製加工用途。在製造金屬墊片之過程，係藉由圓緣壓製成形來形成一定高度的圓緣。針對所得到的壓製加工品，能夠視需要而在 100 至 500℃ 施行時效處理。藉由該時效處理，能夠得到前述「應變時效」之效果且將材料高強度化。不施行時效處理時，在作為金屬墊片而使用中，材料被升溫至高溫時亦能夠得到應變時效之效果。依照本發明之金屬墊 s

片，因為能夠改善如上述的耐高溫軟化特性，所以在高溫用途不容易產生強度低落，且與減低耐疲勞特性的異向性之效果相得益彰而發揮優異的耐久性。

[實施例]

【0036】 熔製表 1 所顯示的化學組成之鋼而得到鑄片。脫氧係本發明對象鋼的任一種均設為 Si 脫氧。將鑄片在 1100 至 1350℃×120min 加熱之後，從爐中抽出且施行熱軋延而得到板厚 3.0mm 的熱軋鋼板。

【 0037 】 [表 1]

區分	鋼	化學組成 (質量%)										Md ₃₀	δ ₁₂₃₀
		C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Cu	Al	其他			
本發明 對象鋼	A	0.120	0.50	2.70	2.70	16.00	0.120	2.70	0.002	-	37.85	-1.80	
	B	0.160	0.50	4.80	1.50	16.00	0.120	2.70	0.002	-	37.16	-1.22	
	C	0.083	3.16	1.51	5.40	14.90	0.098	2.05	0.004	-	5.89	-3.97	
	D	0.086	2.67	1.52	5.41	15.08	0.098	2.05	0.003	-	6.18	-4.35	
	E	0.084	2.16	1.97	5.42	14.96	0.095	2.05	0.002	-	10.89	-6.39	
	F	0.020	1.00	2.00	6.50	17.00	0.095	2.50	0.002	-	-21.43	7.50	
	G	0.120	1.00	1.00	6.00	16.00	0.050	0.50	0.002	-	47.46	-1.95	
	H	0.060	0.50	1.50	7.50	18.00	0.080	3.50	0.002	-	-96.03	7.17	
	I	0.130	0.50	16.80	1.50	16.50	0.200	1.50	0.002	-	-55.19	7.47	
	J	0.162	0.52	2.99	1.52	15.99	0.199	2.72	0.003	V:0.48	13.19	-6.26	
	K	0.160	0.51	2.98	1.52	16.02	0.198	2.70	0.003	Nb:0.45	14.92	-5.82	
	L	0.161	0.50	3.00	1.55	16.00	0.120	2.73	0.002	Ti:0.29	48.96	-2.19	
	M	0.160	0.50	3.01	1.54	16.00	0.122	2.71	0.002	B:0.01	49.29	-2.15	
比較鋼	N	0.086	3.58	1.05	5.64	15.14	0.096	2.07	0.004	-	-5.53	-1.74	
	O	0.080	2.73	0.28	6.05	14.96	0.090	2.00	0.001	-	6.67	-6.17	
	P	0.109	0.49	1.09	7.36	17.16	0.011	0.24	0.005	-	26.73	5.43	
	Q	0.100	0.60	0.80	6.28	16.50	0.040	0.20	0.005	-	60.35	2.44	
	R	0.020	0.50	1.20	7.18	17.50	0.110	0.20	0.005	-	22.85	10.52	
	S	0.060	0.50	3.50	3.50	18.00	0.050	3.20	0.002	-	26.33	19.56	

底線：本發明規定範圍外

【 0038 】

[氧化物系夾雜物的組成分析]

針對從各熱軋延鋼板切取的試料之對軋延方向及板厚方向為平行的剖面(L剖面)，進行SEM觀察，從在L剖面內存在之氧化物系夾雜物的粒子隨意地選擇30個粒子，藉5

由 EDX(能量分散型 X 射線分析)進行組成分析。將各個夾雜物之 Al、Si 及 Mn 的含有率，各自換算成為單獨氧化物 Al_2O_3 、 SiO_2 及 MnO 的質量比率，將該質量比率之值，藉由針對 30 個氧化物系夾雜物進行平均而求取在該鋼板之氧化物系夾雜物的平均組成。

【0039】 其次，對各熱軋延鋼板施行 1100°C × 均熱 60sec 的熱處理之後，藉由冷軋延而將板厚減少。在冷軋延途中，在 900 至 1100°C 的範圍採用均熱 60sec 之中間退火 1 次或複數次，而且以在最後板厚 0.2mm 之板面(軋延面)的硬度成為 430 至 460HV 之方式，設定調質軋縮率而進行調質軋延，來得到板厚 0.2mm 的冷軋延鋼板。如此進行而得到之調質軋延精加工的冷軋延鋼板提供至以下的試驗作為供試材。

【0040】

(硬度)

針對供試材的板面(軋延面)測定維氏硬度。

[彎曲加工性]

針對調質軋延性上的冷軋延鋼板之供試材，依據 JIS Z2248：2006 的 V 塊法(V-block method)而進行彎曲試驗。將試片的長度方向係成為軋延平行方向者以 L 方向表示，將成為軋延直角方向者以 C 方向表示。於 L 方向的彎曲試片時的彎曲稜線係為軋延直角方向，於 C 方向的彎曲試片的彎曲稜線係為軋延平行方向。將在彎曲部的外側不產生破裂傷痕等的缺陷之最小彎曲半徑 R 與板厚 t 之設為「彎 s

曲界限 R/t 」。採用試驗數 $n=3$ 進行彎曲試驗，將 3 次之中最差的結果採用作為在該試驗的成績。L 方向、C 方向均是彎曲界限 R/t 為 1.5 以下，且 $[C \text{ 方向的彎曲界限 } R/t \text{ 值}]/[L \text{ 方向的彎曲界限 } R/t \text{ 值}]$ 之比為 1.3 以下者，係能夠評價為具有作為提供圓緣壓製成形之金屬墊片用素材鋼板之良好的彎曲加工性。

【0041】

[耐疲勞特性]

從供試材，各自採取長度方向為 L 方向及 C 方向之薄長方形狀試料(寬 8mm)，進行圓緣壓製成形而加工成為具有第 3 圖(a)、(b)所顯示形狀的「初期圓緣」之試片。初期圓緣的溝寬係約 3mm，初期圓緣高度係約 0.4mm。在該初期圓緣部施行相當於金屬墊片的初期緊固之壓縮，而製成如第 3 圖(c)所顯示之具有殘留圓緣高度成為約 0.1mm 的模擬圓緣之疲勞試片。又，在第 3 圖(b)、(c)示意性地顯示剖面形狀，係誇張地描繪有板厚方向的尺寸。使用該疲勞試片而進行對模擬圓緣部賦予交變應力(alternate stress)之疲勞試驗，且求取在重複數 10^7 次之疲勞度(疲勞限度， N/mm^2)。L 方向、C 方向均是疲勞度為 $300N/mm^2$ 以上，且 L 方向與 C 方向的疲勞限度之差為 $30N/mm^2$ 以下者，能夠評價為在具有圓緣壓製成形部之金屬墊片呈現優異的耐疲勞特性。

【0042】

[耐高溫軟化特性]

針對調質軋延原樣(亦即，維持調質軋延後之狀態)的各供試材，在 300 至 800℃ 的範圍之每 100℃ 的各溫度施行保持 120h 之加熱處理，且測定加熱處理後的板面(軋延面)之硬度。在第 4 圖，係例示針對一部分的供試材之測定結果。第 4 圖(a)係比較例 No.23，(b)係本發明例 No.1(No.係在表 2 所記載者)。在加熱時間 120h 的條件下，係任一者於 300℃、400℃ 的加熱溫度均能夠觀察到起因於應變時效之硬度。加熱溫度變成高溫時材料產生軟化。相較於在 600℃ 以上的高溫區域之軟化舉動時，得知在本發明例 NO.1，係能夠顯著地抑制軟化，即便在 800℃ × 120h 加熱亦維持 350HV 左右的硬度，而能夠顯著地改善耐高溫軟化特性。在該加熱試驗，相對於調質軋延材的硬度 H_0 (HV)，硬度降低至 $2/3$ 為止之加熱溫度、亦即成為 $2/3H_0$ (HV)的加熱溫度為 800℃ 以上時，能夠判斷作為形成有圓緣成形的金屬墊片係具有優異的耐高溫軟化特性。因此，在此係藉由成為 $2/3H_0$ 之溫度來評價耐高溫氧化特性。將該等結果顯示在表 2。又，表 2 中所記載之「精加工退火」係意味著在調質軋延前進行之最後退火。

【0043】 [表 2]

區分	No.	鋼	熱軋延裂紋有無	氧化物系夾雜物組成(質量%)			精加工退火溫度(°C)	精加工退火後硬度(HV)	調質軋延原樣硬度H ₀ (HV)	耐高溫軟化特性 成為2/3H ₀ 之120h加熱溫度(°C)	異方性			
											彎曲界限 R/t		疲勞度(N/mm ²)	
											L方向	C方向	L方向	C方向
本發明例	1	A	無	5	47	48	1050	185	460	≥800	1.0	1.1	380	350
	2	A	無	5	47	48	900	210	450	≥800	1.0	1.1	390	360
	3	A	無	5	47	48	1050	185	460	≥800	1.0	1.2	390	360
	4	B	無	10	35	55	1050	182	450	≥800	1.0	1.2	380	350
	5	C	無	28	23	49	1050	183	450	≥800	1.0	1.2	370	350
	6	D	無	25	38	37	1050	184	460	≥800	1.0	1.2	360	330
	7	E	無	24	35	41	1050	184	440	≥800	1.0	1.1	370	340
	8	F	無	15	33	52	1050	184	440	≥800	1.0	1.1	350	320
	9	G	無	30	25	45	1050	182	460	≥800	1.0	1.1	350	320
	10	H	無	11	15	74	1050	188	450	≥800	1.0	1.1	370	340
	11	J	無	2	10	88	1050	187	450	≥800	1.0	1.1	370	340
	12	J	無	8	34	58	1080	185	450	≥800	1.0	1.3	350	330
	13	K	無	9	38	53	1080	184	430	≥800	1.0	1.3	360	330
	14	L	無	12	28	60	1080	183	430	≥800	1.0	1.3	360	330
	15	M	無	5	42	53	1050	183	440	≥800	1.0	1.1	360	330
比較例	21	N	無	80	17	3	1050	178	430	≥800	1.0	4.0	320	270
	22	O	無	67	20	13	1050	180	440	650	1.0	4.0	330	270
	23	P	無	98	1	1	1050	181	430	680	1.0	4.0	320	260
	24	Q	無	98	0	2	1050	184	440	650	1.0	4.0	300	220
	25	R	無	20	20	60	1050	183	440	680	1.0	3.0	330	270
	26	S	有	6	45	49	1050	183	460	≥800	1.0	1.1	370	350

【0044】 從表 2 能夠得知，本發明例之氧化物系夾雜 5

物的組成作為上述軟質的範圍，彎曲加工性及耐疲勞特性的異向性較小且具有適合於金屬墊片之良好的特性。調查該等性試材(冷軋延退火鋼板)的 L 剖面時，氧化物系夾雜物係因軋延而被壓碎且在軋延方向伸展，板厚方向的最大直徑為 $2\mu\text{m}$ 以下。又，本發明例之耐高溫軟化特性亦良好。

【0045】 相對於此，因為比較例 No.21 至 24 任一者的夾雜物的組成係脫離軟質的區域，所以彎曲加工性及疲勞特性的異向性較大。因為 No.22 係 Mn 含量低，儘管充分地確保 N 含量但是耐高溫軟化特性較差。因為 No.23 係 N 含量較低，又，No.24 係 Mn 含量及 N 含量較低，所以該等鋼板之耐高溫軟化特性亦較差。因為 No.25 係 C 含量低，所以用以高強度化所必要的調質軋縮率變高且異向性較差。因為 No.26 之 δ_{1230} 值太高，所以在熱軋延產生裂紋。

【0046】 其次，介紹調查脫氧方法對夾雜物的組成的影響之實驗例。

如上述，表 1 所顯示之本發明對象鋼，係將在製鋼步驟之脫氧設為「Si 脫氧」。又，比較例之鋼 R 係設為「Si 脫氧」。因此，以成為與表 1 的鋼 D 及鋼 R(任一者均是 Si 脫氧)同樣的鋼組成之方式，採用「Al 脫氧」而各自熔製鋼 D-1 及 R-1，藉由與上述同樣的手法來調查夾雜物的組成。將其結果顯示在表 3。

【 0047 】 [表 3]

鋼	鋼的化學組成 (質量%)								脫氧 方法	氧化物系夾雜物組成 (質量%)		
	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Cu	Al		Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO
D	0.086	2.67	1.52	5.41	15.08	0.098	2.05	0.003	Si脫氧	25	38	37
D-1	0.085	2.70	1.53	5.40	15.10	0.097	2.00	0.004	Al脫氧	86	9	5
R	0.020	0.50	1.20	7.18	17.50	0.110	0.20	0.005	Si脫氧	20	20	60
R-1	0.022	0.53	1.18	7.10	17.43	0.109	0.18	0.005	Al脫氧	70	20	10

【 0048 】 如表 3 所例示，得知即便將同樣的鋼組成之鋼熔製時，依照脫氧方法而夾雜物組成係大大地變化。為了得到在本發明所規定之軟質組成的夾雜物，相較於 Al 脫氧，Si 脫氧係較有利的。

【符號說明】

無

發明摘要

※ 申請案號：104126682

※ 申請日：104/08/17

※ I P C 分類：C22C 38/42 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

沃斯田體系不銹鋼板及金屬墊片

AUSTENITE STAINLESS STEEL PLATE AND METAL
GASKET

【中文】

本發明之課題，係減低在沃斯田體系不銹鋼板起因於氧化物系夾雜物之加工性和耐疲勞特性的異向性。

本發明之解決手段，係提供一種沃斯田體系不銹鋼熱軋延鋼板，其係以質量%計，由 C：0.030 至 0.300%、Si：0.30 至 3.20%、Mn：0.90 至 17.00%、Ni：1.00 至 8.00%、Cr：14.00 至 19.00%、Cu：0.50 至 3.50%、N：0.045 至 0.250%、Al：0.0001 至 0.0300%、V：0 至 0.50%、Nb：0 至 0.50%、Ti：0 至 0.30%、B：0 至 0.010%、剩餘部分之 Fe 及不可避免的雜質所構成；氧化物系夾雜物的換算平均組成為 Al_2O_3 ：30 質量%以下、 SiO_2 ：60 質量%以下、 MnO ：15 質量%以上，且滿足 $\text{MnO} \geq -3\text{SiO}_2 + 110$ 。

【英文】

An objective of this invention is to reduce anisotropic of workability and resistance to fatigue of austenite stainless steel plate due to oxide inclusion.

The present invention provides a hot-pressed austenite stainless steel plate consisting of , in mass, C: 0.030 to 0.300%, Si: 0.30 to 3.20%, Mn: 0.90 to 17.00%, Ni: 1.00 to 8.00%, Cr: 14.00 to 19.00%, Cu: 0.50 to 3.50%, N: 0.045 to 0.250%, Al: 0.0001 to 0.0300%, V: 0 to 0.50%, Nb: 0 to 0.50%, Ti: 0 to 0.30%, B: 0 to 0.010%, Fe: the rest, and unavoidable impurities. The converted average composition of the oxide inclusion is, Al_2O_3 : 30 mass % or less, SiO_2 : 60 mass % or less, MnO: 15 mass % or more, wherein the function $\text{MnO} \geq -3\text{SiO}_2 + 110$ is satisfied.

【代表圖】

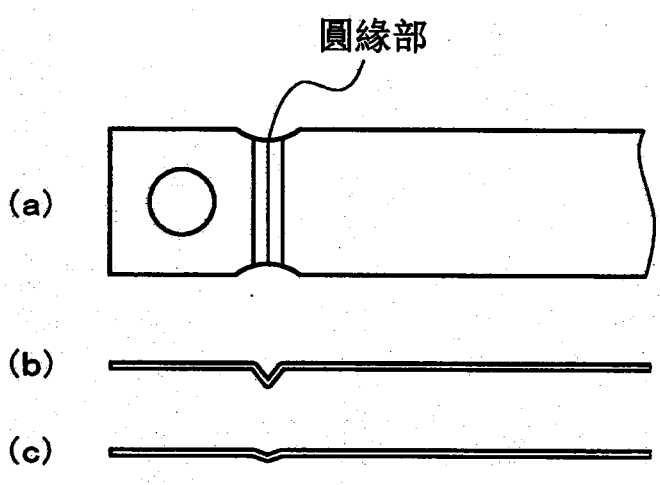
【本案指定代表圖】：第（ 1 ）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

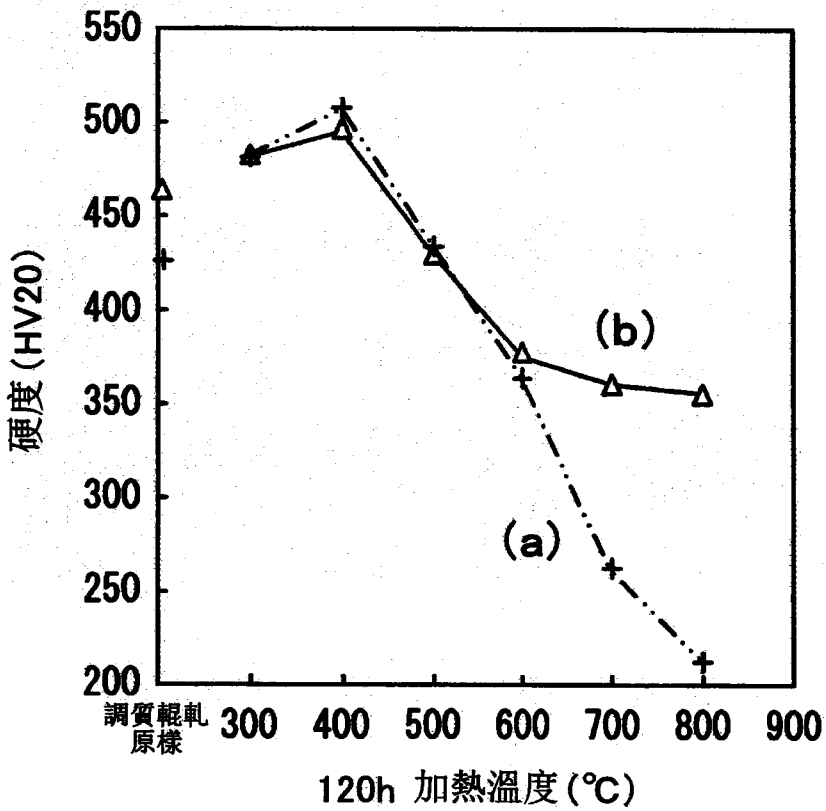
該代表圖無元件符號及其代表之意義。

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

本案無代表化學式



第3圖



第4圖

申請專利範圍

1. 一種沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板，係來自沃斯田體系不銹鋼熱軋延鋼板，該沃斯田體系不銹鋼熱軋延鋼板具有下述表示的鋼組成：以質量%計，由 C：0.030 至 0.300%、Si：0.30 至 3.20%、Mn：0.90 至 17.00%、Ni：1.00 至 8.00%、Cr：14.00 至 19.00%、Cu：0.50 至 3.50%、N：0.045 至 0.250%、Al：0.0001 至 0.0300%、V：0 至 0.50%、Nb：0 至 0.50%、Ti：0 至 0.30%、B：0 至 0.010%、剩餘部分之 Fe 及不可避免的雜質所構成，而且依照下述(1)式而決定之 Md_{30} 值為 50.0 以下，依照下述(2)式決定之 δ_{1230} 值為 8.0 以下；在金屬組織中觀察到的氧化物系夾雜物之平均組成以 Al_2O_3 、 SiO_2 及 MnO 的質量比率換算計，係 Al_2O_3 ：30 質量%以下、 SiO_2 ：60 質量%以下、 MnO ：15 質量%以上，而且滿足下述(3)式，

該沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板的板面(軋延面)之維氏硬度設為 H_0 (HV)時，提供至 120h 之加熱處理後的板面硬度會降低至 $2/3H_0$ (HV)的加熱溫度為 800℃ 以上，

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

$$\delta_{1230}=-101.5-78.6C+3.1Si+0.4Mn-2.4Ni+7.7Cr-1.5Cu-51.4N\dots(2)$$

$$MnO \geq -3SiO_2+110 \dots (3)$$

在此，係於(1)式及(2)式的元素記號的位置代入鋼

組成中之該元素的質量%值，於(3)式的 MnO 及 SiO_2 的位置各自代入在前述氧化物系夾雜物的平均組成之 MnO 及 SiO_2 的換算質量%值。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述之沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板，其中板面(軋延面)的維氏硬度為 400 至 460HV。
3. 如申請專利範圍第 1 項所述之沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板，其中板厚為 0.05 至 0.5mm。
4. 如申請專利範圍第 1 項所述之沃斯田體系不銹鋼冷軋延鋼板，其中板面(軋延面)的維氏硬度為 400 至 460HV，板厚為 0.05 至 0.5mm。
5. 一種金屬墊片，係將如申請專利範圍第 1 至 4 項中任一項所述之冷軋延鋼板成形而成之金屬墊片，具有藉由壓製成形而致之圓緣，且將圓緣頭頂部壓抵在接觸對象材而使用。
6. 一種金屬墊片，係將如申請專利範圍第 1 至 4 項中任一項所述之冷軋延鋼板成形後，在 100 至 500℃ 施行時效處理而成之金屬墊片，具有藉由壓製成形而致之圓緣，且將圓緣頭頂部壓抵在接觸對象材而使用。