



(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 I510645 B

(45) 公告日：中華民國 104 (2015) 年 12 月 01 日

(21) 申請案號：102108795 (22) 申請日：中華民國 102 (2013) 年 03 月 13 日

(51) Int. Cl. : C22C38/18 (2006.01) C22C38/50 (2006.01)

(30) 優先權：2012/03/13 日本 2012-055308

(71) 申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)  
日本

(72) 發明人：寒川孝 SAMUKAWA, TAKASHI (JP)；福田國夫 FUKUDA, KUNIO (JP)；吉野正  
崇 YOSHINO, MASATAKA (JP)；太田裕樹 OTA, HIROKI (JP)；尾形浩行 OGATA,  
HIROYUKI (JP)

(74) 代理人：賴經臣；宿希成

(56) 參考文獻：  
CN 101437974A

審查人員：李明達

申請專利範圍項數：6 項 圖式數：0 共 29 頁

## (54) 名稱

肥粒鐵系不鏽鋼

FERRITIC STAINLESS STEEL

## (57) 摘要

本發明所提供的肥粒鐵系不鏽鋼，係表面性狀、及與沃斯田鐵系不鏽鋼間之熔接部的耐蝕性優異者。

本發明的肥粒鐵系不鏽鋼，係依質量%計，含有：C：0.003~0.015%、Si：0.05~0.30%、Mn：0.10~0.35%、P：0.06%以下、S：0.02%以下、Cr：17.0~19.0%、Ni：超過 0.10%~0.30%、Ti：0.10~0.40%、Nb：0.005%~未滿 0.050%、Mo：未滿 0.20%、N：0.005~0.015%、Cu：0.30~0.50%、Mg：未滿 0.0005%，其餘則由 Fe 及不可避免的雜質構成。

**發明摘要**

※ 申請案號：102108795

※ 申請日：102/03/13

※IPC 分類：C22C 38/18 (2006.01)

C22C 38/50 (2006.01)

**【發明名稱】(中文/英文)**

肥粒鐵系不鏽鋼 / FERRITIC STAINLESS STEEL

**【中文】**

本發明所提供的肥粒鐵系不鏽鋼，係表面性狀、及與沃斯田鐵系不鏽鋼間之熔接部的耐蝕性優異者。

本發明的肥粒鐵系不鏽鋼，係依質量%計，含有：C：0.003~0.015%、Si：0.05~0.30%、Mn：0.10~0.35%、P：0.06%以下、S：0.02%以下、Cr：17.0~19.0%、Ni：超過 0.10%~0.30%、Ti：0.10~0.40%、Nb：0.005%~未滿 0.050%、Mo：未滿 0.20%、N：0.005~0.015%、Cu：0.30~0.50%、Mg：未滿 0.0005%，其餘則由 Fe 及不可避免的雜質構成。

**【英文】**



**【代表圖】**

**【本案指定代表圖】：**無

**【本代表圖之符號簡單說明】：**

無

**【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：**

無

# 發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

## 【發明名稱】(中文/英文)

肥粒鐵系不鏽鋼 / FERRITIC STAINLESS STEEL

## 【技術領域】

【0001】 本發明係關於表面性狀、以及與沃斯田鐵系不鏽鋼 (austenitic stainless steel)間之熔接部耐蝕性優異的肥粒鐵系不鏽鋼 (ferritic stainless steel)。

## 【先前技術】

【0002】 不鏽鋼之中，就利用其優異的耐蝕性而言，有廣泛使用沃斯田鐵系不鏽鋼的 SUS304(18%Cr-8%Ni)(日本工業規格、JISG 4305)，但此鋼種含有大量的 Ni，因而屬高價位。因此，作為具有相當於 SUS304 之優異耐蝕性的鋼種，而開發出專利文獻 1 所記載的不鏽鋼。

【0003】 專利文獻 1 所揭示的肥粒鐵系不鏽鋼板，係成分組成依質量%計，含有：C：0.03%以下、Si：1.0%以下、Mn：0.5%以下、P：0.04%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下、Cr：20.5%以上且 22.5%以下、Cu：0.3%以上且 0.8%以下、Ni：1.0%以下、Ti：4×(C%+N%)以上、0.35%以下、Nb：0.01%以下、N：0.03%以下、C+N：0.05%以下，且其餘係由 Fe 及不可避免的雜質構成。

【0004】 再者，JIS-SUS444、JIS-SUS430J1L 等肥粒鐵系不鏽鋼，相較於沃斯田鐵系不鏽鋼之下，亦是具有應力腐蝕龜裂敏感性(Stress Corrosion Cracking sensitivity)較小、未含有價格變動較大的 Ni 等特徵，廣泛使用為汽車的排氣系統構件之材料、以及水槽、建築材料。

【0005】 但是，因為一般肥粒鐵系不鏽鋼相較於沃斯田鐵系不鏽

鋼之下，加工性(特別係延伸)較差，因而針對肥粒鐵系不鏽鋼無法成形的難加工性零件，便採用沃斯田鐵系不鏽鋼。因此，由沃斯田鐵系不鏽鋼與肥粒鐵系不鏽鋼組合形成一個構造物的情況頗多。於該情況下，各構件幾乎均係利用熔接進行結合，而熔接方法主要係使用 TIG 熔接(Tungsten Inert Gas welding，鎢極鈍氣熔接)，對熔接部(weld zone)亦要求與母材同樣良好的耐蝕性。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

**【0006】**

專利文獻 1：日本專利特開 2007-77496 號公報

專利文獻 2：日本專利特開平 8-10823 號公報

**【發明內容】**

(發明所欲解決之問題)

**【0007】** 專利文獻 1 所揭示的肥粒鐵系不鏽鋼係、同一鋼種的熔接部具有良好耐蝕性。但是當與 SUS304 等異種鋼進行 TIG 熔接時，會有發生熔接部的耐蝕性低於母材情況的問題。

**【0008】** 此現象係因為熔接時的熱經歷，導致鋼中的 C、N 與 Cr 鍵結而形成 Cr 碳化物(chromium carbides，例如  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  等)、或 Cr 氮化物(chromium nitrides， $\text{CrN}_2$  等)並析出於晶界，造成在晶界附近出現 Cr 濃度低於母材的 Cr 缺乏層(chromium depletion layer)，而引發所謂的敏化(sensitization)，致使耐蝕性劣化的緣故。

**【0009】** 一般為防止因敏化造成熔接部出現耐蝕性劣化，便有採取降低鋼中的 C、N，且添加適量 Ti，使 C、N 成為 Ti 碳氮化物並固定，俾防止生成 Cr 碳化物、Cr 氮化物的方法。藉由此種方法，專利文

獻 1 所揭示的肥粒鐵系不鏽鋼板彼此間之 TIG 熔接部便呈良好耐蝕性。

【0010】 但是，相對於該肥粒鐵系不鏽鋼板的 C 含有量係大約 0.01%，SUS304 等的 C 含有量較高係 0.04~0.05%，因而通常在與 SUS304 等高度含有 C 之不鏽鋼的接合處，為能利用同樣的 Ti 添加而防止敏化，便必需將 Ti 添加量提高至大約 1.0%。

【0011】 但是，若在肥粒鐵系不鏽鋼添加 Ti 至大約 1.0%，在凝固中，於溶鋼中的 Ti 與 N 產生反應，而形成 TiN 並析出。該 TiN 缺乏高溫下的延展性，會成為熱軋步驟中的瑕疵而導致表面性狀惡化。依此所產生的痕跡較深，即便經由熱軋板退火、酸洗、後續的冷軋、冷軋板退火、酸洗等仍不會消除，因而在未利用研磨機研削等對熱軋退火酸洗板的表面施行大量切削處理之前提下，會成為所謂「氮化鈦細脈」(stringer caused by titanium nitrides)的表面瑕疵，導致冷軋退火酸洗板的表面性狀明顯劣化。

【0012】 再者，TIG 熔接的情況，一般表、背面均利用惰性氣體遮蔽，並在熔接部盡可能不會形成所謂「回火色」(temper color)的薄氧化皮膜之條件下施行熔接，實際步驟中，該氣體遮蔽並非充足，會有因空氣中的氮混入，而助長前述敏化的問題。

【0013】 再者，大量添加高價位 Ti，亦會有損及未使用高價位 Ni 的鋼種優點之問題。

【0014】 本發明係有鑑於該等實情而完成，目的在於提供：表面性狀優異，且不僅與肥粒鐵系不鏽鋼，就連與沃斯田鐵系不鏽鋼熔接時，熔接部的耐蝕性仍優異之肥粒鐵系不鏽鋼。

(解決問題之技術手段)

【0015】 本發明者等為達成上述問題，針對鋼之化學成分對母材

部與熔接部的耐蝕性之影響、及鋼板的表面性狀(氮化鈦細脈瑕疵)進行細膩調查、檢討，而獲得以下之結果。

【0016】 (1)若藉由將肥粒鐵相促進元素的濃度予以適當化，而將與沃斯田鐵系不鏽鋼間之熔接部的組織形成麻田散鐵相(martensite phase)，便可防止敏化。理由係麻田散鐵相的 C、N 固溶限較大之緣故。

【0017】 (2)若添加極微量的 Nb，在較 Ti 氮化物析出的溫度更高溫下會析出 Nb 氮化物。在後續的冷卻過程中，該 Nb 氮化物會成爲 Ti 碳氮化物的成核位置，而促進因 Ti 造成的敏化防止效果。

【0018】 (3)一般若有添加 Nb，便會導致鋼板的再結晶溫度上昇，但若添加極微量 Nb，幾乎不會有提升鋼板再結晶溫度的弊端，可適用於例如專利文獻 2 所揭示使用碳鋼線的廉價高速酸洗手法。

【0019】 (4)即便在熔接時因氣體遮蔽不完全而導致大氣中的 N 混入於熔接部，但若鋼中含有適量的 Al，便會在熔接部生成 AlN 而可防止敏化。又，若使鋼中含有適量的 Sb，在熔接部會生成 Sb 與 N 的化合物便可防止敏化。

【0020】 (5)氮化鈦細脈瑕疵的主要原因係起因於鋼板的極表層部存在粗大的 TiN。藉由將 Ti 含有量予以最佳化，便可防止氮化鈦細脈瑕疵的發生。

【0021】 依上述，發現即便熔接部仍具有良好的耐蝕性，在熱軋退火酸洗板未施行表面研削之情況下，可製作良好表面品質的冷軋退火酸洗板，可獲得相較於 Ni 系的沃斯田鐵系不鏽鋼之下，較廉價的肥粒鐵系不鏽鋼。

本發明係根據以上發現而完成，主旨係如下。

【0022】 [1]一種肥粒鐵系不鏽鋼，係依質量%計，含有：C：

0.003~0.015%、Si：0.05~0.30%、Mn：0.10~0.35%、P：0.06%以下、S：0.02%以下、Cr：17.0~19.0%、Ni：超過 0.10%~0.30%、Ti：0.10~0.40%、Nb：0.005%~未滿 0.050%、Mo：未滿 0.20%、N：0.005~0.015%、Cu：0.30~0.50%、Mg：未滿 0.0005%，其餘則由 Fe 及不可避免的雜質構成。

【0023】 [2]如上述[1]所記載的肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Al：0.02~0.50%。

【0024】 [3]如上述[2]所記載的肥粒鐵系不鏽鋼，其中，依質量%計含有 Al：0.10~0.50%。

【0025】 [4]如上述[1]至[3]中任一項所記載的肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Sb：0.005~0.30%。

【0026】 [5]如上述[1]至[4]中任一項所記載的肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Zr：0.05~0.60%、V：0.02~0.50%中的一種或二種。

(對照先前技術之功效)

【0027】 本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係即便與沃斯田鐵系不鏽鋼熔接，熔接部的耐蝕性及表面性狀仍優異，因而適宜於廚房機器、建築內裝材料、工業機械、汽車零件等。

#### 【圖式簡單說明】

無

#### 【實施方式】

【0028】 以下，針對本發明各構成要件的限定理由進行說明。

#### 【0029】 1.相關成分組成

首先，針對規定本發明鋼成分組成的理由進行說明。另外，「成分%」均係指「質量%」。

**【0030】 C：0.003~0.015%**

C 係容易與 Cr 鍵結形成 Cr 碳化物，在熔接時若熱影響區(Heat Affected Zone)形成 Cr 碳化物，便會成爲晶界腐蝕的原因，故 C 越少越好。因此，將 C 設爲 0.015%以下。另一方面，即便過少，因爲在精煉時需要較多時間，因而將 C 量設爲 0.003~0.015%之範圍。就熔接部的耐蝕性觀點而言，較佳係 0.003~0.012%之範圍，更佳係 0.003~0.010%之範圍。

**【0031】 Si：0.05~0.30%**

Si 係作爲脫氧劑的有用元素，因而設定爲 0.05%以上。另一方面，若超過 0.30%，在使用碳鋼線的高速酸洗方法中，會導致冷軋板的酸洗性劣化，造成生產性降低。因此，將 Si 量設爲 0.05~0.30%之範圍。較佳係 0.05~0.20%之範圍。

**【0032】 Mn：0.10~0.35%**

Mn 係具有脫酸作用，因而含有 0.10%以上。又，因爲屬於沃斯田鐵相促進元素(austenite former element)，因而促進與沃斯田鐵系不鏽鋼間之熔接部(以下稱「異種鋼熔接部」)的麻田散鐵相形成。但是，當添加過剩時，則與鋼中存在的 S 鍵結，而形成屬於可溶性硫化物(soluble sulfides)的 MnS，導致耐蝕性降低，因而將 Mn 量設爲 0.10~0.35%之範圍。較佳係 0.10~0.25%之範圍。

**【0033】 P：0.06%以下**

若 P 超過 0.06%，不僅損害到耐蝕性，亦因固溶強化(solid solution strengthening)而導致加工性降低。因此，將 P 量設爲 0.06%以下。就耐蝕性的觀點而言，較佳係 0.04%以下。

**【0034】 S：0.02%以下**

S 係有害於耐蝕性的元素。特別係與 Mn 同時存在時，形成 MnS 而成為孔蝕的起點，導致耐蝕性劣化。此種作用係若超過 0.02% 便會趨於明顯。因此，將 S 量設為 0.02% 以下。就耐蝕性的觀點而言，較佳係 0.01% 以下，更佳係 0.006% 以下。

**【0035】 Cr：17.0~19.0%**

Cr 係使在不鏽鋼表面上形成鈍化膜，而提升母材耐蝕性的不可或缺元素。為能獲得良好的耐蝕性，必需添加達 17.0% 以上。但是，添加超過 19.0%，會導致在與 SUS304 間之異種鋼熔接部處無法生成麻田散鐵，造成無法防止耐蝕性降低。因此，將 Cr 量設為 17.0~19.0% 之範圍。較佳係 17.5~18.5% 之範圍。

**【0036】 Ni：超過 0.10% ~0.30%**

Ni 係對耐間隙腐蝕性 (crevice corrosion resistance) 改善具貢獻的元素。又，與 Mn 同樣的均屬於沃斯田鐵相生成促進元素，因而促進異種鋼熔接部的麻田散鐵相形成。但是，若添加超過 0.30%，便會導致 SCC 敏感性提高，且亦屬於高價位元素。因此，將 Ni 量設定為超過 0.10% ~0.30% 之範圍。較佳係 0.20~0.30% 之範圍。

**【0037】 Ti：0.10~0.40%**

Ti 係如前述，屬於為確保與沃斯田鐵系不鏽鋼間之異種鋼熔接部的耐蝕性，必要不可或缺的元素。但是若添加過剩，便會造成 TiN 析出量增加，導致氮化鈦細脈瑕疵趨於明顯，若未施行熱軋退火酸洗板的表面研削等，便無法將製品板 (冷軋退火酸洗板) 的表面性狀保持良好。因此，將 Ti 量設為 0.10~0.40% 之範圍。就異種鋼熔接部的耐蝕性觀點而言，較佳係 0.20~0.40% 之範圍。

**【0038】 Nb：0.005%~未滿 0.050%**

Nb 的微量添加亦是本發明相關的重要要件之一。Nb 係較 Cr、Ti 更優先形成碳氮化物。特別係在異種鋼熔接部，於熔融池(weld metal)及熱影響區，在較生成 Ti 碳氮化物的溫度更高溫下，開始生成 Nb 碳氮化物。於後續的冷卻過程中，雖理由尚未明朗，但以 Nb 碳氮化物作為成核位置，生成大量含有 Ti 的碳氮化物。即，藉由微量的 Nb 添加，促進 Ti 碳氮化物的生成，因而相較於未含有 Nb 的情況下，藉由異種鋼熔接部的熔融池、熱影響區的 Ti 而強化 C、N 的固定能力，便能更有效地防止敏化。因此，將本發明 Nb 量的下限設為 0.005%以上。另一方面，若添加 Nb 過剩，則冷軋板的再結晶溫度(recrystallization temperature)上昇，因而為能獲得充分的機械性質，便必需利用高溫施行退火。因此，相較於無添加 Nb 的情況下，完工退火(finishing annealing)時所生成的氧化膜會厚厚地成長。因此，前述所使用利用碳鋼線的高速酸洗方法，會導致冷軋板的酸洗性劣化，造成生產性降低。故，將 Nb 量設為 0.005%~未滿 0.050%之範圍。就異種鋼熔接部的耐蝕性觀點而言，較佳係 0.010%~未滿 0.050%之範圍。

**【0039】 Mo：未滿 0.20%**

Mo 係強化鈍化膜(passivation film)，使耐蝕性明顯提升。但是，因屬於肥粒鐵相生成促進元素，即便微量添加，亦會導致與沃斯田鐵系不鏽鋼間之異種鋼熔接部處無法生成麻田散鐵相。因此，異種鋼熔接部會成為肥粒鐵相而發生敏化。故，將 Mo 量設為未滿 0.20%。又，因為 Mo 會導致熱軋板的韌性降低，因而較佳係未滿 0.10%。再者，Mo 的下限係設為 0。

**【0040】 N：0.005~0.015%**

N 係容易與 Cr 相鍵結而形成 Cr 氮化物。在熔接時，若於異種鋼

熔接部及熱影響區形成 Cr 氮化物，便會成爲晶界腐蝕(intergranular corrosion)的原因，故 N 越少越佳。又，爲減少成爲氮化鈦細脈瑕疵原因的 TiN 析出量，最好盡可能減少。但是，即便過少，在精煉時仍較耗時間，因而將 N 量設爲 0.005~0.015%之範圍。就異種鋼熔接部的耐蝕性觀點而言，較佳係 0.005~0.012%之範圍，更佳係 0.005~0.010%之範圍。

**【0041】 Cu：0.30~0.50%**

Cu 係提高耐蝕性(特別係在水溶液中、或有附著弱酸性水滴時的耐蝕性)的元素。理由係 Cu 會先溶解於水溶液或水滴中之後，再度附著於原料生鐵表面上，而抑制原料生鐵的溶解之緣故。但是，若 Cu 量超過 0.50%，除會降低熱軋加工性之外，於熱軋時在熱軋鋼胚上會生成所謂「紅色鏽皮」之因 Cu 所造成的飴糖狀氧化物，成爲表面缺陷的原因。因此，將 Cu 量設定爲 0.30~0.50%之範圍。就熱軋加工性的觀點而言，較佳係 0.30~0.40%之範圍。

**【0042】 Mg：未滿 0.0005%**

Mg 係主要從轉爐中的磚而混入的雜質。又，Mg 係成爲多種多樣介質的起點，亦會成爲其他介質的成核位置。又，即便施行退火等仍不易再固溶，因而會導致熱軋退火酸洗板、製品板(冷軋退火酸洗板)的表面性狀劣化。因此，將 Mg 量設爲未滿 0.0005%。爲保持良好的表面性狀，較佳係設爲未滿 0.0003%。

**【0043】** 以上係本發明的基本化學成分，其餘係由 Fe 及不可避免的雜質構成，又就 TIG 熔接的氣體遮蔽、與防止異種鋼熔接部敏化觀點而言，亦可將 Al、Sb 當作選擇元素添加。又，在提升異種鋼熔接部耐蝕性之目的下，亦可將 Zr、V 當作選擇元素添加。另外，不可避

的雜質係例如可容許 Ca：0.0020%以下，但並不侷限於此。

**【0044】 Al：0.02~0.50%**

Al 係當 TIG 熔接的氣體遮蔽不足時，便成為特別重要的元素。如前述，當 TIG 熔接時，一般係將背面施行氣體遮蔽再施行熔接。但是，當異種鋼熔接部的形狀較為複雜時，氣體遮蔽便不足，會有大氣中的 N 混入熔融池中的情況。此情況，若 C、N 量超過麻田散鐵相的固溶限(solid solubility limit)，僅依靠 Ti 並無法完全防止敏化。此種情況下，預先添加 Al 便能有效地防止敏化。理由係 Al 會將混入熔融池中的 N 形成 AlN 並固定之緣故。此項效果係依 Al 含有達 0.02%以上便可獲得。但是，若 Al 含有超過 0.50%，在鋼胚階段會生成非金屬系介質，導致成為熱軋板、冷軋板的表面性狀劣化之原因。因此，當含有 Al 的情況，Al 量較佳係設為 0.02~0.50%之範圍。更佳的下限係 0.10%、特佳係 0.15%。更佳的上限係 0.30%。

**【0045】 Sb：0.005~0.30%**

Sb 亦係與 Al 同樣的，當 TIG 熔接的氣體遮蔽不足時，具有捕捉從大氣中混入的 N 之效果，屬於當複雜形狀的構造體時，最好添加的良好元素。但是，若 Sb 添加過剩，在鋼胚階段會生成非金屬系介質，導致成為熱軋板、冷軋板的表面性狀劣化之原因。因此，當有添加 Sb 的情況，Sb 量較佳係設為 0.005~0.30%之範圍。就製品板(冷軋退火酸洗板)的表面性狀觀點而言，較佳係 0.005~0.10%之範圍。

**【0046】 Zr：0.05~0.60%**

Zr 係與 Ti 同樣，屬於會較 Cr 更優先地形成碳氮化物，而提升同種鋼、異種鋼熔接部之耐蝕性的元素。但是，Zr 的價位較高於 Ti，且若 Zr 添加過剩，便會生成介金屬化合物，導致熱軋板的韌性劣化。因

此，當有添加 Zr 的情況，Zr 量較佳係設為 0.05~0.60%之範圍，更佳係 0.15~0.35%之範圍。

【0047】 V：0.02~0.50%

V 亦係與 Ti 同樣的，屬於會較 Cr 更優先地形成碳氮化物，而提升同種鋼、異種鋼熔接部之耐蝕性的元素。但是，此項效果較小於 Ti。且，亦屬於高價位元素。因此，當有添加 V 的情況，V 量較佳係設為 0.02~0.50%之範圍，更佳係 0.02~0.05%之範圍。

【0048】 2.相關製造條件

其次，針對本發明鋼的較佳製造方法進行說明。利用轉爐、電爐、真空熔解爐等公知方法熔製上述較佳成分組成的鋼，並利用連續鑄造法或造塊-分塊法形成鋼素材(鋼胚)。該鋼素材後續利用 1100~1250°C 加熱 1~24 小時、或在未加熱的情況下直接施行熱軋形成熱軋板。

【0049】 熱軋板通常係依 800~1100°C 施行 1~10 分鐘的熱軋板退火，依照用途亦可省略熱軋板退火。接著，經熱軋板酸洗後，利用冷軋形成冷軋板後，施行完工退火而形成製品板。冷軋係就延伸性、彎曲性、沖壓成形性及形狀矯正的觀點而言，較佳係依 50%以上的軋縮率實施。冷軋板的完工退火一般而言，當 JIS G0203 的表面修整 No.2B 完工品時，就確保良好的機械性質、及酸洗性的觀點而言，較佳係依 800~950°C 施行退火。

【0050】 但是，當利用冷連軋-CAL(tandem cold rolling and continuous annealing line)施行高生產性冷軋製品時，最佳係採取利用碳鋼線的前述碳鋼退火酸洗線之高速酸洗(參照專利文獻 2)廉價製程進行製造，此時的退火溫度較佳係依 800~900°C 實施。又，就要求光澤地方的構件，利用 BA 退火施行完工退火亦屬有效。又，雖前有敘述，為

能在冷軋後及加工後可獲得更良好的表面性狀，即便施行研磨等亦不會構成任何問題。

[實施例 1]

【0051】 以下根據實施例，針對本發明進行更詳細說明。

【0052】 利用 50kg 小型真空熔解爐，熔製具有表 1 所示發明例 No.1~8 及 33、比較例 No.9~12 之組成的鋼。該等鋼塊在經 Ar 氣體施行沖洗過的爐內加熱至 1150°C 後，施行熱軋而形成板厚 4.0mm 的熱軋板。

【0053】 接著，對該等熱軋板在大氣中依 950°C 施行 1 分鐘的熱軋板退火後，再對表面施行玻璃珠的珠粒噴擊處理後，於溫度 80°C 的 20 質量%硫酸溶液中浸漬 120 秒後，再於由 15 質量%硝酸及 3 質量%氟酸構成的溫度 55°C 混合酸中浸漬 60 秒而施行酸洗，便施行脫鏽皮。

【0054】 再者，利用冷軋形成板厚 1.0mm 的冷軋板，再利用大氣開放爐依 900°C 施行 1 分鐘退火，便獲得冷軋退火板。該冷軋退火板在溫度 80°C、20 質量%NaSO<sub>4</sub> 中，以鋼板為陽極，依 3A/dm<sup>2</sup> 施行 10 秒鐘的電解酸洗計三次後，於由 5 質量%硝酸及 3 質量%氟酸構成的溫度 55°C 混合酸中浸漬 30 秒鐘，而施行脫鏽皮，便獲得冷軋退火酸洗板。

【0055】 [表 1]

[表 1]

No.	組成(質量%)															備註	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb		Zr
1	0.010	0.05	0.18	0.023	0.004	18.8	0.23	0.36	0.22	0.020	0.06	0.009	0.0003	0.028	—	—	—
2	0.003	0.10	0.15	0.024	0.003	18.4	0.12	0.35	0.14	0.030	0.02	0.008	0.0001	0.030	—	—	—
3	0.012	0.14	0.25	0.020	0.003	18.3	0.20	0.33	0.29	0.040	0.10	0.012	0.0002	0.025	—	—	—
4	0.006	0.18	0.21	0.021	0.002	17.3	0.26	0.41	0.20	0.040	0.08	0.009	0.0004	0.031	—	—	—
5	0.003	0.12	0.13	0.025	0.004	18.4	0.13	0.40	0.15	0.020	0.05	0.007	0.0003	0.150	—	—	—
6	0.008	0.08	0.19	0.026	0.005	18.2	0.15	0.34	0.19	0.010	0.07	0.008	0.0002	0.240	—	—	0.20
7	0.007	0.21	0.33	0.019	0.002	18.0	0.27	0.50	0.24	0.030	0.08	0.012	0.0002	0.024	0.110	0.12	—
8	0.014	0.29	0.22	0.022	0.003	17.9	0.11	0.31	0.21	0.020	0.03	0.005	0.0003	0.160	0.006	—	—
33	0.005	0.15	0.15	0.024	0.004	18.1	0.22	0.37	0.20	0.030	0.04	0.007	0.0004	—	—	—	—
9	0.009	0.11	0.19	0.025	0.002	<u>16.2</u>	0.20	0.41	0.27	0.020	0.09	0.008	0.0003	0.026	—	—	—
10	0.005	0.23	0.22	0.029	0.003	<u>19.4</u>	0.17	0.34	0.34	0.030	0.11	0.010	0.0003	0.210	—	—	—
11	0.012	0.18	0.20	0.024	0.004	18.2	0.21	0.38	<u>0.07</u>	0.020	0.13	0.015	0.0002	0.032	—	0.05	—
12	0.005	<u>0.34</u>	0.21	0.020	0.002	18.5	0.24	0.32	0.29	<u>0.060</u>	0.06	0.013	0.0004	0.110	—	—	0.10

註：標底線處係表示逾越本發明範圍外。

首先，依目視施行所獲得冷軋退火酸洗板的表面性狀判定。

接著，將所獲得冷軋退火酸洗板當作試體材料，而母材耐蝕性評價用的樣品係製作經脫鏽皮後的冷軋退火酸洗板之酸洗狀態材料、與經利用#600 號研磨紙研磨表面過的研磨材料之 2 種樣品。

【0056】 進而，針對相同的試體材料，施行同材料的 TIG 熔接部試驗。此項試驗係從各自試體材料採取的 2 片板利用 TIG 熔接施行接合，再將該等的表面利用#600 號研磨紙施行研磨，便形成同種鋼熔接部耐蝕性評價樣品。

【0057】 又，針對各試體材料，施行與 SUS304 的異種鋼 TIG 熔接試驗。此項試驗係將從各試體材料所採取的板、與板厚 1.0mm 之 SUS304 板利用 TIG 熔接施行接合，再將該等的表面利用#600 號研磨紙施行研磨，便形成異種鋼熔接部耐蝕性評價樣品。同種鋼、異種鋼 TIG 熔接試驗條件均係如下述，依背面焊珠寬(width of the back bead) 成爲 3mm 以上的方式控制熔接電流，評價面係設爲背面焊珠面。

【0058】 熔接電壓：10V

熔接電流：90~110A

熔接速度：600mm/min

電極：1.6mm 鎢電極

保護氣體：前面焊珠側(front bead side) Ar 20L/min

背面焊珠側(back bead side) Ar 20L/min

使用所獲得母材(酸洗狀態材料、研磨材料)、同種鋼熔接部、異種鋼熔接部樣品，根據 JIS H 8502(1999)施行中性鹽霧循環腐蝕試驗(CCT、neutral salt spray cyclic corrosion test)。CCT 係將 5 質量%NaCl 溶液噴霧(35°C、2h)→乾燥(60°C、4h、相對濕度 20~30%)→濕潤(40°C、2h、相對濕度 95%以上)設爲 1 循環，合計實施 15 循環。所獲得結果

如表 2 所示。

再者，各試驗的判定基準係如下。

【0059】 (a)冷軋酸洗退火後的外觀：依照具有表面缺陷[結疤(scab)、針孔(pin hole)、線結疤(linear scab)、氮化鈦細脈瑕疵、白條紋(white streak)的色異常]部分的長度相對於板全長的比例進行判斷，缺陷率未滿 5%者評為「◎」、缺陷率達 5%以上且未滿 10%者評為「○」、缺陷率達 10%以上且未滿 20%者評為「△」、缺陷率達 20%以上者評為「×」，◎與○判定屬於合格，而△與×則判定屬於不合格。

【0060】 (b)酸洗狀態材料及#600 號研磨材料的 CCT 結果：就經 15 循環試驗後的生鏽面積，將生鏽率(Rust area ratio)未滿 10%者評為「◎」、將生鏽率達 10%以上且未滿 20%者評為「○」、將生鏽率達 20%以上且未滿 30%者評為「△」、將生鏽率達 30%以上者評為「×」，◎與○判定屬於合格，而△與×則判定屬於不合格。

【0061】 (c)同種鋼熔接部耐蝕性試驗結果：利用同種鋼施行 TIG 突合熔接，再利用#600 號研磨紙去除熔接部的回火色之後，將經 CCT 計 15 循環後的熔接部生鏽率未滿 10%者評為「◎」、將生鏽率達 10%以上且未滿 20%者評為「○」、將生鏽率達 20%以上且未滿 30%者評為「△」、將生鏽率達 30%以上者評為「×」，◎與○判定屬於合格，而△與×則判定屬於不合格。

【0062】 (d)異種鋼熔接部耐蝕性試驗結果：施行 SUS304 與 TIG 突合熔接，再利用#600 號研磨紙去除熔接部的回火色之後，將經 CCT 計 15 循環後的熔接部生鏽率未滿 10%者評為「◎」、將生鏽率達 10%以上且未滿 20%者評為「○」、將生鏽率達 20%以上且未滿 30%者評為「△」、將生鏽率達 30%以上者評為「×」，◎與○判定屬於合格，而△與×則判定屬於不合格。

【0063】 [表 2]

[表 2]

No.	冷軋退火酸洗 板之表面性狀	利用CCT施行冷軋退火酸 洗板(酸洗狀態)的耐蝕性	利用CCT施行冷軋退火酸 洗板(研磨材)的耐蝕性	利用CCT施行的同種 鋼熔接部之耐蝕性	利用CCT施行的異種 鋼熔接部之耐蝕性	備註	備註
1	◎	◎	◎	◎	○		-
2	◎	◎	◎	◎	○		-
3	○	◎	◎	◎	○		-
4	◎	○	◎	◎	○		-
5	◎	◎	◎	◎	○		-
6	◎	◎	◎	◎	◎		-
7	◎	◎	◎	◎	◎		-
8	○	◎	◎	◎	◎		-
33	◎	◎	◎	◎	○		-
9	◎	x	x	x	x		-
10	○	◎	◎	○	x		-
11	◎	○	○	x	x		-
12	△	△	◎	◎	○		延伸降低、 殘留鏽皮

註：◎、○判定為合格，△、x判定為不合格

屬於發明例的 No.1~8 及 33，成分組成係在本發明範圍內，針對任一評價項目，呈現耐蝕性、表面性狀均優異。另一方面，Cr 量為 16.2% 之偏低的比較例 No.9，生鏽面積較多、耐蝕性差。

又，若 Cr 量為 19.4% 之偏高的比較例 No.10，異種鋼熔接部的生鏽面積較大、耐蝕性差。此現象可認為係因為屬於肥粒鐵生成促進元素的 Cr 量較高，因而異種鋼熔接部不會麻田散鐵化的原因。

又，Ti 量為 0.07% 之偏少的比較例 No.11，異種鋼熔接部的生鏽面積較大、耐蝕性差。

進而，Si 量與 Nb 量超越本發明範圍的比較例 No.12，於母材表面上確認了若干的鏽皮殘留，冷軋退火酸洗後的耐蝕性差。

[實施例 2]

【0064】其次，利用 150tonVOD(Vacuum Oxygen Decaburization，真空氧氣脫碳)，熔製具有表 3 所示發明例 No.13~18、比較例 No.19~22 之成分組成的肥粒鐵系不鏽鋼之後，利用連續鑄造進行鑄造成鋼胚。將其加熱至 1150°C 溫度並施行熱軋，形成板厚 4.0mm 的熱軋鋼捲。接著，在 950°C 下、且空氣比 1.3 的煉焦爐氣燃燒環境中施行 1~5 分鐘的退火，再對表面施行鐵球珠的珠粒噴擊處理(shot blasting)後，於溫度 80°C 的 20 質量%硫酸溶液中浸漬 120 秒後，再於由 15 質量%硝酸及 3 質量%氟酸構成的溫度 55°C 混合酸中浸漬 60 秒而施行酸洗，便施行脫鏽皮，形成熱軋退火酸洗鋼捲。進而，利用冷軋形成板厚 1.0mm 的冷軋板，於 900°C 下在空氣比 1.3 的煉焦爐氣燃燒環境中施行 2 分鐘退火，再於溫度 80°C、20 質量%NaSO<sub>4</sub> 中，以鋼板為陽極，並依 3A/dm<sup>2</sup> 施行 10 秒的電解酸洗(electrolytic descaling)計三次後，再於由 5 質量%硝酸及 3 質量%氟酸構成的溫度 55°C 混合酸中浸漬 30 秒鐘，而施行脫鏽皮，便獲得冷軋退火酸洗板。

【0065】 [表 3]

[表 3]

No.	組成(質量%)																備註	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr		V
13	0.009	0.06	0.21	0.024	0.006	18.6	0.20	0.34	0.21	0.020	0.05	0.008	0.0002	0.029	—	—	—	
14	0.005	0.11	0.23	0.025	0.003	18.4	0.12	0.35	0.16	0.030	0.07	0.008	0.0003	0.030	—	—	—	
15	0.006	0.13	0.19	0.023	0.008	17.9	0.19	0.46	0.23	0.040	0.08	0.012	0.0004	0.027	—	—	—	發明例
16	0.006	0.10	0.22	0.025	0.004	18.5	0.15	0.34	0.17	0.030	0.12	0.009	0.0004	0.140	—	—	—	
17	0.010	0.28	0.20	0.019	0.003	18.3	0.23	0.36	0.37	0.020	0.06	0.014	0.0003	0.028	—	—	0.10	
18	0.004	0.19	0.33	0.030	0.005	18.2	0.24	0.31	0.20	0.030	0.08	0.010	0.0002	0.031	0.100	0.12	—	
19	0.007	0.15	0.19	0.023	0.003	18.2	0.18	0.34	0.24	0.020	0.40	0.010	0.0004	0.025	—	—	—	
20	0.004	0.26	0.24	0.029	0.004	19.5	0.23	0.32	0.33	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.026	—	—	—	比較例
21	0.011	<u>0.33</u>	0.20	0.021	0.006	17.8	0.20	0.37	0.37	0.003	0.08	0.015	0.0003	0.032	—	—	—	
22	0.005	<u>0.45</u>	0.23	0.019	0.004	18.4	0.14	0.41	0.20	0.010	0.09	0.008	0.0010	0.200	—	—	0.20	

註：標底線處係表示逾越本發明範圍外。

首先，依目視施行依此所獲得冷軋退火酸洗板的表面性狀判定。

接著，與實施例 1 同樣地製作母材、同種鋼熔接部、異種鋼熔接部樣品，並與實施例 1 同樣地根據 JIS H 8502(1999)施行中性鹽霧循環腐蝕試驗(CCT)，並施行耐蝕性評價試驗。所獲得結果如表 4 所示。再者，各試驗的判定基準係與實施例 1 相同。

【0066】 [表 4]

表 4

No.	冷軋退火酸洗板之表面性狀	利用CCT施行冷軋退火酸洗板(酸洗狀態)的耐蝕性	利用CCT施行冷軋退火酸洗板(研磨材)的耐蝕性	利用CCT施行的同種鋼熔接部之耐蝕性	利用CCT施行的異種鋼熔接部之耐蝕性	備註
13	◎	◎	◎	◎	○	—
14	◎	◎	◎	◎	○	—
15	◎	◎	◎	◎	○	—
16	◎	◎	◎	◎	○	—
17	○	◎	◎	◎	◎	—
18	◎	◎	◎	◎	◎	—
19	◎	◎	◎	◎	x	—
20	○	◎	◎	◎	x	—
21	x	△	◎	◎	○	—
22	x	x	◎	◎	○	—

註：◎、○判定為合格，△、x判定為不合格

發明例

比較例

屬於發明例的 No.13~18，成分組成係在本發明範圍內，針對任一評價項目，呈現耐蝕性、表面性狀均優異。

【0067】 另一方面，屬於比較例的 No.19，因為 Mo 量為 0.40% 較高於本發明範圍，同樣的屬於比較例的 No.20，因為 Cr 量為 19.5% 較高於本發明範圍，因而異種鋼熔接部的生鏽面積較大、耐蝕性差。此現象可認為係因為屬於肥粒鐵相生成促進元素的 Mo 量及 Cr 量偏高，因而異種鋼熔接部不會麻田散鐵化的原因。

【0068】 又，比較例 No.21 係 Si 量為 0.33%、Nb 量為 0.003%，均偏離本發明範圍，同樣的比較例 No.22 係 Si 量為 0.45%、Mg 量為 0.0010%，均逾越本發明範圍，因而確認了若干的鏽皮殘留，冷軋退火酸洗後的耐蝕性差。

#### [實施例 3]

【0069】 利用 50kg 小型真空熔解爐，熔製具有表 5 所示發明例 No.23~28、比較例 No.29~32 之成分組成的鋼。將該等鋼塊在經 Ar 氣體施行沖洗過的爐內加熱至 1150°C 後，施行熱軋，便形成板厚 4.0mm 的熱軋板。

【0070】 接著，將該等熱軋板在大氣中於 950°C 下施行 1 分鐘的熱軋板退火後，對表面施行玻璃珠的珠粒噴擊處理，再於溫度 80°C 的 20 質量%硫酸溶液中浸漬 120 秒後，於由 15 質量%硝酸及 3 質量%氟酸構成的溫度 55°C 混合酸中浸漬 60 秒施行酸洗，而施行脫鏽皮。

【0071】 進而，利用冷軋形成板厚 1.0mm 的冷軋板，於還原性環境(H<sub>2</sub>: 5vol%、N<sub>2</sub>: 95vol%、露點-40°C)中，依 900°C 施行 1 分鐘的退火，獲得冷軋退火板。將該冷軋退火板於溫度 50°C、於由 15 質量%硝酸及 0.5 質量%鹽酸構成的溶液中，以鋼板為陽極施行電氣分解(10A/dm<sup>2</sup>、2 秒)計施行 2 次脫鏽皮，獲得冷軋退火酸洗板。

【0072】 [表 5]

表 5

編號	組成(質量%)																備註	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr		V
23	0.010	0.18	0.28	0.024	0.004	18.7	0.15	0.36	0.23	0.020	0.11	0.012	0.0004	0.028	—	—	—	—
24	0.005	0.11	0.21	0.025	0.002	18.4	0.16	0.34	0.16	0.030	0.07	0.008	0.0002	0.030	—	—	—	—
25	0.006	0.09	0.19	0.023	0.003	18.5	0.20	0.35	0.17	0.030	0.09	0.007	0.0003	0.150	—	—	—	—
26	0.009	0.06	0.23	0.024	0.005	17.3	0.13	0.32	0.20	0.010	0.13	0.010	0.0002	0.027	0.180	0.20	—	—
27	0.013	0.28	0.20	0.025	0.003	18.2	0.18	0.40	0.35	0.040	0.06	0.013	0.0003	0.190	—	—	0.10	—
28	0.003	0.12	0.23	0.024	0.004	17.9	0.21	0.37	0.12	0.030	0.05	0.008	0.0004	0.160	0.050	—	0.40	—
29	0.010	0.18	0.20	0.029	0.005	16.7	0.15	0.43	0.27	0.020	0.11	0.010	0.0003	—	—	—	—	—
30	0.005	0.20	0.24	0.027	0.001	19.7	0.23	0.31	0.32	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.210	—	—	—	—
31	0.012	0.36	0.21	0.024	0.003	18.0	0.24	0.36	0.25	0.020	0.40	0.011	0.0004	—	—	—	—	—
32	0.005	0.50	0.25	0.026	0.004	18.4	0.18	0.32	0.23	0.100	0.09	0.008	0.0003	—	—	—	0.20	—

發明例

比較例

註：標底線處係表示逾越本發明範圍外。

首先，依目視施行所獲得冷軋退火酸洗板的表面性狀判定。

接著，將冷軋退火酸洗板當作試體材料，並與實施例 1 同樣的製作經脫鏽皮後的冷軋退火酸洗板之酸洗狀態材料、與經利用#600 號研磨紙研磨表面過的研磨材料之 2 種母材耐蝕性評價用樣品。

進而，在製作同種鋼、以及與 SUS304 的異種鋼熔接樣品時，假設於施行 TIG 熔接時，氣體遮蔽不完全的情況下，前面焊珠側、背面焊珠側均使用 Ar+20vol%N<sub>2</sub> 保護氣體施行熔接試驗。

【0073】 熔接條件係如下述，評價面係設定為背面焊珠面。

【0074】 熔接電壓：10V

熔接電流：90~110A

熔接速度：600mm/min

電極：1.6mm 鎢電極

保護氣體：前面焊珠側 Ar+20vol%N<sub>2</sub> 20L/min

背面焊珠側 Ar+20vol%N<sub>2</sub> 20L/min

使用所獲得母材、同種鋼熔接部、異種鋼熔接部樣品，根據 JIS H 8502(1999)施行中性鹽霧循環腐蝕試驗(CCT)。CCT 係將 5 質量%NaCl 溶液噴霧(35℃、2h)→乾燥(60℃、4h、相對濕度 20~30%)→濕潤(40℃、2h、相對濕度 95%以上)設為 1 循環，合計實施 15 循環。所獲得結果如表 6 所示。再者，判定基準係與實施例 1 同樣。

【0075】 [表 6]

表 6

No.	冷軋退火酸洗 板之表面性狀	利用CCT施行冷軋退火酸洗板 (酸洗狀態)的耐蝕性	利用CCT施行冷軋退火酸洗板 (研磨材)的耐蝕性	利用CCT施行的同種 鋼熔接部之耐蝕性	利用CCT施行的異種 鋼熔接部之耐蝕性	備註	備註
23	◎	◎	◎	○	○		—
24	◎	◎	◎	○	○		—
25	◎	◎	◎	◎	◎		—
26	○	○	◎	◎	◎		—
27	◎	◎	◎	◎	◎		—
28	◎	◎	◎	◎	◎		—
29	◎	x	x	x	x		—
30	◎	◎	○	△	x		—
31	△	△	○	○	x		—
32	x	x	◎	○	x		殘留鏽皮、 延伸降低

註：◎、○判定為合格，△、x判定為不合格

屬於發明例的 No.23~28 對任一項評價項目均呈現耐蝕性、表面性狀優異。經添加 Al、Sb、Zr、V 的 No.25~28，在與 SUS304 的異種鋼熔接部處，仍呈現耐蝕性非常優異。

另一方面，屬於比較例的 No.29 係 Cr 量為 16.7%，因為較低於本發明的範圍，因而生鏽面積較大、耐蝕性差。

【0076】 又，比較例 No.30 係 Cr 量為 19.7%，因為較高於本發明的範圍，因而異種鋼熔接部的生鏽面積較大、耐蝕性差。此現象可認為因為係屬於肥粒鐵相生成促進元素的 Cr 量較高，因而異種鋼熔接部不會麻田散鐵化的原因。

【0077】 又，比較例 No.31 係 Si 量為 0.36%、Mo 量為 0.40%，均超越本發明範圍，在母材表面上確認到若干鏽皮殘留，經冷軋退火酸洗後的耐蝕性亦差，且特別係當氣體遮蔽不足時，在與 SUS304 間之異種鋼熔接部的耐蝕性差。

【0078】 進而，比較例 No.32 係 Si 量為 0.50%、Nb 量為 0.10%，均超過本發明範圍，在母材表面上確認到若干鏽皮殘留，經冷軋退火酸洗後的耐蝕性差。

【0079】 由以上得知，本發明例係可在未對熱軋退火酸洗板施行研削之前提下，獲得母材耐蝕性、同種鋼熔接部的耐蝕性、以及與 SUS304 間之異種鋼熔接部的耐蝕性、冷軋退火酸洗板的表面性狀均呈良好的肥粒鐵系不鏽鋼板。

(產業上之可利用性)

【0080】 適宜用為以器物、廚房機器、建築內外建材、施工支架、電梯、自動扶梯內裝材料、家電、汽車零件等為中心之要求耐蝕性的構件。

**【符號說明】**

無

## 申請專利範圍

1. 一種肥粒鐵系不鏽鋼，係依質量%計，含有：C：0.003~0.015%、Si：0.05~0.30%、Mn：0.10~0.35%、P：0.06%以下、S：0.02%以下、Cr：17.0~19.0%、Ni：超過 0.10% ~0.30%、Ti：0.10~0.40%、Nb：0.005%~未滿 0.050%、Mo：未滿 0.20%、N：0.005~0.015%、Cu：0.30~0.50%、Mg：未滿 0.0005%，其餘則由 Fe 及不可避免的雜質構成。
2. 如申請專利範圍第 1 項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Al：0.02~0.50%。
3. 如申請專利範圍第 2 項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，依質量%計含有 Al：0.10~0.50%。
4. 如申請專利範圍第 1 至 3 項中任一項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Sb：0.005~0.300%。
5. 如申請專利範圍第 1 至 3 項中任一項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Zr：0.05~0.60%、V：0.02~0.50%中之一種或二種。
6. 如申請專利範圍第 4 項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，更進一步依質量%計含有 Zr：0.05~0.60%、V：0.02~0.50%中之一種或二種。