I377257

(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 I377257B1**

(45)公告日： 中華民國 101 (2012) 年 11 月 21 日

(21)申請案號：099122311 (22)申請日： 中華民國 99 (2010) 年 07 月 07 日

(51)Int. Cl.： *C22C38/18 (2006.01)*

(30)優先權：2009/08/31 日本 2009-199415

2009/12/03 世界智慧財產權組織 PCT/JP2009/070632

2009/12/09 日本 2009-279234

2010/06/30 日本 2010-148604

(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：中村徹之 NAKAMURA, TETSUYUKI (JP) ；太田裕樹 OTA, HIROKI (JP) ；加藤康 KATO, YASUSHI (JP) ；宇城工 UJIRO, TAKUMI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

(56)參考文獻：

JP 2008-285693A

審查人員：洪敏峰

申請專利範圍項數：6 項 圖式數：10 共 0 頁

(54)名稱

耐熱性優異之肥粒鐵系不鏽鋼

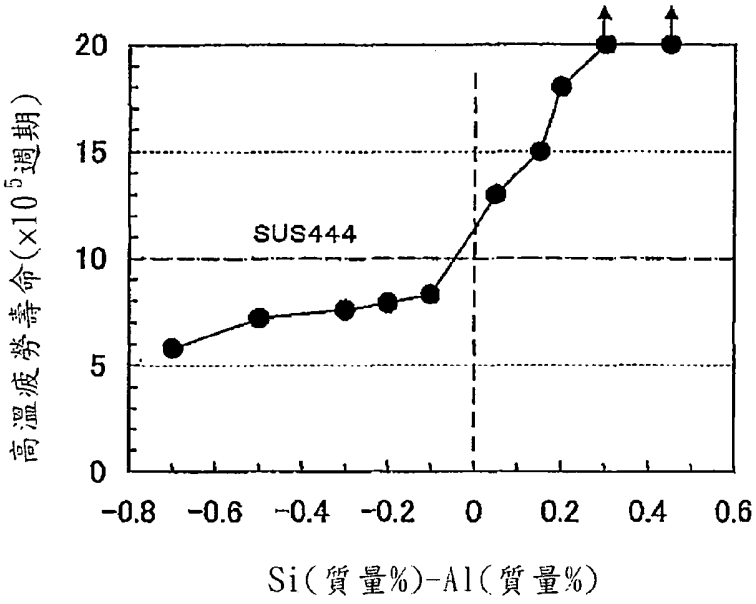
EXCELLENT HEAT-RESISTANCE FERRITE STAINLESS STEEL

(57)摘要

本發明所提供的肥粒鐵系不鏽鋼，係未添加 Mo 或 W 等高價元素，且藉由防止因 Cu 添加所造成的耐氧化性降低情形，俾使耐氧化性(包括耐水蒸氣氧化性在內)、熱疲勞特性及高溫疲勞特性均優異。

具體而言，肥粒鐵系不鏽鋼係依質量%計含有 C：0.015%以下、Si：0.4~1.0%、Mn：1.0%以下、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：16~23%、Al：0.2~1.0%、N：0.015%以下、Cu：1.0~2.5%、Nb：0.3~0.65%、Ti：0.5%以下、Mo：0.1%以下及 W：0.1%以下，且 Si 與 Al 係滿足 Si(%)≧Al(%)。

圖7



六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於含 Cr 之鋼，特別係適用於汽車(automobile)、機車(motorcycle)的排氣管(exhaust pipe)或轉接制箱(converter case)、或者火力發電廠(thermal electric power plant)的排氣風管(exhaust air duct)等高溫下所使用的排氣系統構件，兼備優異的熱疲勞特性(thermal fatigue resistance)、耐氧化性(oxidation resistance)及高溫疲勞特性(high temperature thermal fatigue resistance)之肥粒鐵系不鏽鋼(ferritic stainless steel)。

【先前技術】

汽車的排氣歧管(exhaust manifold)、排氣管、轉接制箱、消音器(muffler)等排氣系統構件，除要求耐氧化性優異之外，尚亦要求熱疲勞特性與高溫疲勞特性(以下將該等統稱為「耐熱性(heat resistance)」)均優異。此處，上述所謂「熱疲勞」係指隨引擎的啟動・停止(initiation and stop of engine operation)，排氣系統構件重複承受加熱・冷卻，而上述構件將因與周邊零件間之關係而呈受拘束狀態，因而熱膨脹・收縮會受限制，導致素材自體發生熱應變(thermal strain)，而由該熱應變所引發的疲勞現象。又，上述所謂「高溫疲勞(high-temperature fatigue)」係指引擎運轉中，排氣系統構件在被加熱狀態下持續承受振動(vibration)，因該振動所造成

的應變囤積而引發之疲勞現象(fatigue phenomena)。前者係屬於低週疲勞(low-cycle fatigue)，後者係屬於高週疲勞(high-cycle fatigue)，屬於完全不同的疲勞現象。

要求此種耐熱性的構件所使用素材，目前大多使用經添加入 Nb 與 Si 之 Type429(14Cr-0.9Si-0.4Nb 系)之類的含 Cr 鋼。但是，隨引擎性能的提升，若排氣溫度(exhaust gas temperature)上升至超過 900℃的溫度，Type429 便無法充分滿足要求特性(特別係熱疲勞特性)。

能因應此項問題的素材，已有開發出例如經添加 Nb 與 Mo 俾使高溫耐力(high temperature proof stress)提升的含 Cr 鋼、或 JIS G4305 所規定的 SUS444(19Cr-0.5Nb-2Mo)、或經添加 Nb、Mo、W 的肥粒鐵系不鏽鋼等(例如參照專利文獻 1)。但是，目前在 Mo 與 W 等稀有金屬(rare metal)的價格異常高漲與變動之動機下，已要求使用廉價原料且具有同等耐熱性的材料開發。

未使用高單價 Mo 與 W 的耐熱性優異材料，例如，專利文獻 2 有揭示在 10~20 質量%Cr 鋼中，添加 Nb：0.50 質量%以下、Cu：0.8~2.0 質量%、及 V：0.03~0.20 質量%的汽車排氣流路構件用肥粒鐵系不鏽鋼；又，專利文獻 3 有揭示在 10~20 質量%Cr 鋼中，添加 Ti：0.05~0.30 質量%、Nb：0.10~0.60 質量%、Cu：0.8~2.0 質量%、及 B：0.0005~0.02 質量%的熱疲勞特性優異肥粒鐵系不鏽鋼；又，專利文獻 4

有揭示在 15~25 質量%的含 Cr 鋼中，添加 Cu：1~3 質量%的汽車排氣系統零件用肥粒鐵系不鏽鋼。該等鋼均屬於特徵在於藉由 Cu 的添加而使熱疲勞特性提升。

但是，如專利文獻 2、3 及 4，當有添加 Cu 的情況，雖熱疲勞特性有提升，但耐氧化性卻明顯降低，整體上會導致耐熱性降低。又，Cu 添加鋼會因所使用的溫度條件，而有無法獲得優異熱疲勞特性的情況。

又，有揭示利用 Al 添加而達特性提升的肥粒鐵系不鏽鋼。例如專利文獻 5 有揭示在 13~25 質量%Cr 鋼中，添加 Ni：0.5 質量%以下、V：0.5 質量%以下、Nb：超過 0.5~1.0 質量%、Ti：3x(C+N)~0.25 質量%、及 Al：0.2~2.5 質量%的汽車排氣系統用肥粒鐵系不鏽鋼，藉由 Al 的添加而使高溫強度上升。專利文獻 6 有揭示在 10~25 質量%Cr 鋼中，添加 Al：1~2.5 質量%及 Ti：3x(C+N)~20x(C+N)的觸媒載持用耐熱肥粒鐵系不鏽鋼，藉由 Al 添加而形成 Al_2O_3 皮膜，俾獲得優異的耐氧化性。專利文獻 7 有揭示在 6~20 質量%Cr 鋼中，添加 Ni：2 質量%以下、O：0.008 質量%以下，且添加 Ti、Nb、V 或 Al 中任 1 種或 2 種以上合計在 1 質量%以下的液壓成形加工用耐熱肥粒鐵系不鏽鋼，藉由 Ti、Nb、V 或 Al 的添加，而將 C、N 予以固定，俾形成氮碳化物，藉此減少 C、N 的有害性，俾提升成形性。

但是，如專利文獻 5，即便在 Si 添加量較低的鋼中添加

Al，因為 Al 仍會優先地形成氧化物或氮化物，導致固溶量減少，因而無法獲得較高的高溫強度。又，如專利文獻 6，若添加超過 1.0%的大量 Al，不僅室溫下的加工性會明顯降低，且容易與氧結合，反將導致耐氧化性降低。專利文獻 7 中，因 Cu 與 Al 任一者的添加量均較少或未添加，因而無法獲得優異的耐熱性。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[專利文獻 1]日本專利特開 2004-018921 號公報

[專利文獻 2]WO2003/004714 號說明書

[專利文獻 3]日本專利特開 2006-117985 號公報

[專利文獻 4]日本專利特開 2000-297355 號公報

[專利文獻 5]日本專利特開 2008-285693 號公報

[專利文獻 6]日本專利特開 2001-316773 號公報

[專利文獻 7]日本專利特開 2005-187857 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

然而，根據發明者等的研究，得知如上述專利文獻 2~4 所揭示的鋼，當添加 Cu 而欲改善耐熱性的情況，雖熱疲勞特性有提升，但鋼自身的耐氧化性卻反而降低，因而整體觀之，會有耐熱性降低的傾向。且，當 Cu 添加鋼的使用溫度條件(例如最高溫度)低於 ε-Cu 的固溶溫度時，得知無法獲

得優異的熱疲勞特性。

再者，得知專利文獻 5 與 6 中，雖利用 Al 添加便可獲得較高的高溫強度與優異的耐氧化性，但僅依靠 Al 的添加並無法充分獲得此項效果，其添加量與 Si 添加量的均衡係屬重要事項。如專利文獻 7，當 Cu 與 Al 中任一者的添加量較少或無添加時，並無法獲得優異的耐熱性。

再者，習知鋼的耐氧化性係僅依靠在高溫的乾燥環境下之氧化試驗進行評估。但是，在排氣歧管等實際使用時所暴露的氧化環境中，會含有大量水蒸氣，習知氧化試驗並無法充分評估實用時的耐氧化性。所以，得知有必要就包括在含有水蒸氣環境下(water vapour atmosphere)的耐氧化性(oxidation resistance)(以下亦稱「水蒸氣氧化性」)在內，對耐氧化性進行評估、改善。

緣是，本發明目的在於藉由開發出未添加 Mo 與 W 等高單價元素，且防止因 Cu 添加而造成的耐氧化性降低，且改善弱點的溫度域(較 ε-Cu 的固溶溫度更低之溫度域)的特性之技術，而提供耐氧化性(包括耐水蒸氣氧化性在內)、熱疲勞特性及高溫疲勞特性均優異的肥粒鐵系不鏽鋼。另外、本發明所謂「耐氧化性、熱疲勞特性及高溫疲勞特性均優異」，係指具有 SUS444 同等級以上的特性，具體而言，係指耐氧化性在 950℃下的耐氧化性，且熱疲勞特性在 100℃-850℃間重複的熱疲勞特性，高溫疲勞特性在 850℃下的高溫疲勞

特性，均達 SUS444 的同等級以上。

(解決問題之手段)

發明者等針對未添加 Mo 與 W 等高單價元素，且能防止習知技術所困擾的因 Cu 添加所造成耐氧化性降低情形，耐氧化性(包括耐水蒸氣氧化性在內)、熱疲勞特性及高溫疲勞特性均優異的肥粒鐵系不鏽鋼開發，進行深入鑽研。結果，發現熱疲勞特性係藉由 Nb 在 0.3~0.65 質量%、Cu 在 1.0~2.5 質量%範圍內進行複合添加，便在廣溫度域中的高溫強度可獲提升並改善，且因 Cu 添加所造成的耐氧化性降低，可利用適當量 Al(0.2~1.0 質量%)的添加而防止，在 Cu 添加鋼無法獲得優異熱疲勞特性的溫度域中之特性亦能獲改善。又，得知耐水蒸氣氧化性係藉由適當量(0.4~1.0 質量%)添加 Si 而獲大幅改善，且高溫疲勞特性亦是藉由將 Si 與 Al 的含有量(質量%)均衡予以適當化(Si≧Al)，便可獲改善，首度發現藉由將 Nb、Cu、Al 及 Si 控制於上述適當範圍內，即便未使用 Mo 與 W，仍可獲得 SUS444 同等級以上的耐熱性優異之肥粒鐵系不鏽鋼，遂完成本發明。

即，本發明係

(1)一種肥粒鐵系不鏽鋼，其特徵在於含有 C：0.015 質量%以下、Si：0.4~1.0 質量%、Mn：1.0 質量%以下、P：0.040 質量%以下、S：0.010 質量%以下、Cr：16~23 質量%、Al：0.2~1.0 質量%、N：0.015 質量%以下、Cu：1.0~2.5 質量%、

Nb：0.3~0.65 質量%、Ti：0.5 質量%以下、Mo：0.1 質量%以下、及 W：0.1 質量%以下，且 Si 與 Al 係滿足 Si(質量%)≧Al(質量%)，其餘則為 Fe 及不可避免的雜質。

再者，本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係

(2)除上述成分組成之外，更進一步含有從 B：0.003 質量%以下、REM：0.08 質量%以下、Zr：0.50 質量%以下、V：0.5 質量%以下、Co：0.5 質量%以下及 Ni：0.5 質量%以下中選擇之 1 種或 2 種以上。

(3)再者，本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係上述 Ti 之含有量為超過 0.15 質量%、且 0.5 質量%以下。

(4)再者，本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係上述 Ti 之含有量為 0.01 質量%以下。

(5)再者，本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係上述 V 之含有量為 0.01~0.5 質量%。

(6)除上述(1)所記載的成分組成之外，更進一步含有 Co：0.5 質量%以下。

(發明效果)

根據本發明，在未添加高單價的 Mo 與 W 之情況下，可廉價地提供具有與 SUS444(JIS G4305)同等級以上之耐熱性(熱疲勞特性、耐氧化性、高溫疲勞特性)的肥粒鐵系不鏽鋼。所以，本發明的鋼適用於汽車等的排氣系統構件。

【實施方式】

首先，針對開發本發明動機的基礎實驗進行說明。

以 C：0.005~0.007 質量%、N：0.004~0.006 質量%、Si：0.5 質量%、Mn：0.4 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.45 質量%、及 Al：0.35 質量%的成分系為基礎，實驗室性地熔製在其中添加 Cu 為 0~3 質量%範圍內之各種量的鋼，並形成 50kg 鋼塊，經加熱至 1170℃後，施行熱軋，形成厚：30mm×寬：150mm 的片條。然後，將該片條施行鍛造，形成截面 35mm×35mm 的鋼條，再依 1030℃溫度施行退火後，施行機械加工，便製得圖 1 所示尺寸、形狀的熱疲勞試驗片(thermal fatigue test specimen)。

其次，將上述試驗片在圖 2 所示拘束率(restraint ratio)：0.35 且 100℃-850℃間，重複賦予加熱・冷卻的熱處理，並測定熱疲勞壽命(thermal fatigue life)。另外，上述熱疲勞壽命係將 100℃下所檢測到的荷重(load)，除以圖 1 所示試驗片均熱平行部的截面積(cross section)，而計算出應力(stress)，並設定為相對於前一週期(cycle)的應力，應力開始連續降低時的最初週期數。此係相當於試驗片發生龜裂(crack)的週期數。另外，為求比較，針對 SUS444(Cr：19 質量%-Nb：0.5 質量%-Mo：2 質量%鋼)，亦施行同樣的試驗。

圖 3 所示係上述熱疲勞試驗中，熱疲勞壽命與 Cu 含有量間之關係。從該圖中得知，藉由 Cu 添加 1.0 質量%以上，

便可獲得 SUS444 同等級以上的熱疲勞壽命(約 1100 週期)，所以在改善熱疲勞特性時，Cu 添加 1.0 質量%以上係屬有效。

其次，以 C：0.006 質量%、N：0.007 質量%、Mn：0.2 質量%、Si：0.5 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.49 質量%、及 Cu：1.5 質量%的成分系為基礎，實驗室性的熔製在其中添加 Al 為 0~2 質量%範圍內之各種量的鋼，並形成 50kg 鋼塊，將該鋼塊施行熱軋(hot rolling)，再施行熱軋板退火，並施行冷軋(cold rolling)、完工退火(finishing annealing)，形成板厚 2mm 的冷軋退火板。接著，從上述冷軋退火板中切取 30mm×20mm 試驗片，在該試驗片的上部開鑿 4mmϕ 孔之後，將表面與端面利用#320 砂紙(emery paper)施行研磨，經脫脂後，提供給下述連續氧化試驗。另外，為求比較，亦針對 SUS444 施行同樣的試驗。

＜950℃下的大氣中連續氧化試驗(continuous oxidation test in air)＞

在經加熱至 950℃的大氣環境爐中，將上述試驗片保持 300 小時，並求取加熱試驗前後的試驗片質量差，再換算為每單位面積的氧化增量(g/m^2)，且評估耐氧化性。

圖 4 所示係上述試驗中，氧化增量與 Al 含有量間之關係。由該圖中得知，藉由添加 Al 達 0.2 質量%以上，便可獲得 SUS444 同等級以上的耐氧化性(氧化增量：$27g/m^2$ 以下)。

其次，以 C：0.006 質量%、N：0.007 質量%、Mn：0.2 質量%、Al：0.45 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.49 質量%、及 Cu：1.5 質量%的成分系為基礎，實驗室性地熔製在其中使 Si 添加量進行各種變化並添加的鋼，形成 50kg 鋼塊，將該鋼塊施行熱軋、熱軋板退火、冷軋、完工退火，而形成板厚 2mm 的冷軋退火板。接著，從上述冷軋退火板中切取 30mm×20mm 試驗片，在該試驗片上部鑿開 4mmϕ 孔，再將表面與端面利用#320 砂紙施行研磨，經脫脂後，提供下述氧化試驗。另外，為求比較，亦針對 SUS444 施行同樣的試驗。

＜水蒸氣環境中連續氧化試驗＞

在將由 10%CO_2-20%H_2O-5%O_2-其餘 N_2 所構成的混合氣體，依 0.5L/min 流通，而形成含水蒸氣環境且經加熱至 950℃的爐中，將上述試驗片保持 300 小時，求取加熱試驗前後的試驗片質量差，換算為每單位面積的氧化增量 (g/m^2)，並評估耐水蒸氣氧化性。

圖 5 所示係上述試驗中，含有水蒸氣環境中的氧化增量與 Si 含有量間之關係。從該圖中得知，藉由 Si 添加達 0.4 質量%以上，便可獲得 SUS444 同等級以上的耐水蒸氣氧化性 (氧化增量：51g/m^2 以下)。

接著，以 C：0.006 質量%、N：0.007 質量%、Mn：0.2 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.49 質量%、及 Cu：1.5 質量

%的成分系為基礎，實驗室性地熔製在其中使 Si、Al 的添加量進行各種變化並添加的鋼，形成 50kg 鋼塊，將該鋼塊施行熱軋、熱軋板退火、冷軋、完工退火，形成板厚 2mm 的冷軋退火板。接著，從上述冷軋退火板中製作圖 6 所示形狀、尺寸的疲勞試驗片，並提供給下述高溫疲勞試驗。另外、為求比較，亦針對 SUS444 施行同樣的試驗。

＜高溫疲勞試驗＞

850℃中，就上述試驗片施行依 1300Hz 對鋼板表面賦予 75MPa 彎曲應力(雙向振動)的 Schenck 式疲勞試驗(Schenck type fatigue test)，測定截至斷裂為止的振動次數(疲勞壽命)，而評估高溫疲勞特性。

圖 7 所示係上述試驗中，高溫疲勞壽命與 Si 及 Al 含有量差的關係。由該圖中得知，為能獲得 SUS444 同等級以上的高溫疲勞壽命(1.0E+06)，Si 與 Al 的含有必需滿足(Si(質量%)≧Al(質量%))。

其次，從前述為進行大氣中連續氧化試驗而製作的板厚 2mm 冷軋退火板中，製作分別將軋延方向(L 方向)、軋延方向之直角方向(C 方向)、及軋延方向之 45° 方向(D 方向)設為拉伸方向的 JIS13B 號拉伸試驗片，在室溫下施行拉伸試驗，測定各方向的斷裂伸長量，並從下式求取平均伸長量 El。

平均伸長量 El(%)=(E_L+2E_D+E_C)/4

其中，E_L：L 方向的 El(%)，E_D：D 方向的 El(%)，E_C：C

方向的 El(%)

圖 8 所示係 Al 添加量對室溫伸長量所造成的影響。得知隨 Al 添加量的增加，室溫伸長量亦會降低，若添加超過 1.0 質量%，則無法獲得 SUS444 以上的拉伸(31%)。

其次，調查在前述較高於 950℃的高溫(1000℃)下，Ti 添加量對耐氧化性所造成的影響。

以 C：0.006 質量%、N：0.007 質量%、Si：0.7 質量%、Mn：0.2 質量%、Al：0.5 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.49 質量%、及 Cu：1.5 質量%的成分系為基礎，實驗室性地熔製在其中使 Ti 在 0~1.0 質量%範圍內進行各種添加量變化的鋼，並形成 50kg 鋼塊，將該鋼塊施行熱軋、熱軋板退火、冷軋、完工退火，便形成板厚 2mm 冷軋退火板。接著，從上述冷軋退火板中製作 30mm×20mm 試驗片，在該試驗片上部開鑿 4mmϕ 孔，再將表面與端面利用#320 砂紙施行研磨，經脫脂後，提供給下述 1000℃下的氧化試驗。另外，為求比較，亦針對 SUS444 施行同樣的試驗。

＜1000℃下的大氣中連續氧化試驗＞

在經加熱至 1000℃的大氣環境爐中，將上述試驗片保持 300 小時，求取加熱試驗前後的試驗片質量差，換算為每單位面積的氧化增量(g/m^2)，並評估耐氧化性。另外，當有發生氧化被膜剝離(鏽皮剝離)的情況，亦將該剝離的鏽皮回收，並追加於試驗後的質量中。

圖 9 所示係上述 1000℃下的氧化試驗中，氧化增量與 Ti 含有量間之關係。從該圖中得知，Ti 在 0.01 質量%以下時，鏽皮剝離較為明顯，會引發氧化增量達 100g/m^2 以上的異常氧化情形，但藉由 Ti 添加超過 0.01 質量%，雖有部分會發生鏽皮剝離情形，但不會發生異常氧化情形，可獲得與 SUS444(氧化增量：36g/m^2)同等級以上的耐氧化性(氧化增量：36g/m^2 以下)，且藉由 Ti 添加超過 0.15 質量%，異常氧化與鏽皮剝離均不會發生，可獲得極良好的耐氧化性。

其次，調查 V 添加量對上述 Ti 添加鋼的韌性所造成影響。

以 C：0.006 質量%、N：0.007 質量%、Si：0.7 質量%、Mn：0.2 質量%、Al：0.5 質量%、Cr：17 質量%、Nb：0.49 質量%、Cu：1.5 質量%、及 Ti：0.3 質量%的成分系為基礎，實驗室性地熔製在其中使 V 在 0~1.0 質量%範圍內進行各種添加量變化的鋼，並形成 50kg 鋼塊，將該鋼塊施行熱軋、熱軋板退火、冷軋、及完工退火，而形成板厚 2mm 的冷軋退火板。接著，從上述冷軋退火板中根據 JIS Z0202 製作寬 2mm 的 V 缺口衝擊試驗片，並根據 JIS Z2242，依-40℃實施夏比衝擊試驗(Charpy impact test)，觀察破斷面，並測定脆性破斷面率。

圖 10 所示係上述衝擊試驗中，脆性破斷面率與 V 添加量間之關係。由該圖中得知，藉由 V 添加達 0.01 質量%以上，韌性便明顯提升，脆性破斷面率成為 0%。但，得知若 V 添

加超過 0.5 質量%，則脆性破斷面率會上升，反將造成韌性降低。

本發明係根據上述發現，經更進一步進行探討而完成。

其次，針對本發明肥粒鐵系不鏽鋼的成分組成進行說明。

C：0.015 質量%以下

C 係屬於為提高鋼強度的有效元素，但若添加超過 0.015 質量%，則韌性與成形性降低趨於明顯。所以，本發明中，C 係設在 0.015 質量%以下。另外，C 係就從確保成形性的觀點，較佳設在 0.008 質量%以下，且就從確保當作排氣系統構件用的強度之觀點，較佳設在 0.001 質量%以上。更佳係 0.002~0.008 質量%範圍。

Si：0.4~1.0 質量%

Si 係屬於為提升含有水蒸氣環境下之耐氧化性用的必要重要元素。如圖 5 所示，為能確保 SUS444 同等級以上的耐水蒸氣氧化性，必需添加達 0.4 質量%以上。另一方面，因為超過 1.0 質量%的過剩添加會使加工性降低，因而上限設為 1.0 質量%。較佳係 0.4~0.8 質量%範圍。

利用 Si 添加便可使耐水蒸氣氧化性獲改善的理由雖尚未能充分明朗，但可認為因為藉由 Si 達 0.4 質量%以上的添加，便可在鋼板表面上連續地生成緻密 Si 氧化物層，而抑制從外部的氣體成分侵入所致。另外，當要求更嚴苛的含有水蒸氣環境下之耐氧化性時，Si 下限較佳設為 0.5 質量%。

Si(質量%)≧Al(質量%)

再者，Si係在為能有效活用Al之固溶強化能力方面亦屬重要元素。Al係如後述，具有高溫下的固溶強化作用，屬於具有高溫疲勞特性改善效果的元素。但是，當Al含有量較多於Si時，Al在高溫下會優先形成氧化物或氮化物，導致固溶Al量的減少，因而造成對固定強化不能具充分貢獻。另一方面，當Si含有量較多Al時，Si會優先的氧化，而在鋼板表面上連續地形成緻密氧化物層，因為該氧化物層對來自外部的氧與氮之內部擴散具有抑制效果，因而Al便在未進行氧化與氮化的情況下保持固溶狀態。結果，安定地確保Al之固溶狀態，因而可提升高溫疲勞特性。此處，本發明為能獲得SUS444同等級以上的高溫疲勞特性，Si便依滿足Si(質量%)≧Al(質量%)的方式添加。

Mn：1.0質量%以下

Mn係屬於當作脫氧劑用，且為提高鋼強度而添加的元素。為能獲得此項效果，較佳係添加達0.05質量%以上。但是，過剩添加會造成高溫下容易生成γ相，導致耐熱性降低。所以，Mn設為1.0質量%以下。較佳係0.7質量%以下。

P：0.040質量%以下

P係屬於使鋼韌性降低的有害元素，最好盡可能地減少。所以，本發明中，P係設為0.040質量%以下。較佳係0.030質量%以下。

S：0.010 質量%以下

S 係屬於使拉伸與 r 值降低，對成形性造成不良影響，且會使不鏽鋼基本特性的耐蝕性降低之有害元素，因而最好盡可能地減少。所以，本發明中，S 係設為 0.010 質量%以下。較佳係 0.005 質量%以下。

Al：0.2~1.0 質量%

Al 係如圖 4 所示，屬於為提升 Cu 添加鋼的耐氧化性所必要不可或缺之元素。特別係為能獲得本發明目的之 SUS444 同等級以上耐氧化性時，必需添加達 0.2 質量%以上。另一方面，如圖 8 所示，若添加超過 1.0 質量%，鋼會硬質化導致加工性降低，不僅無法獲得 SUS444(31%)以上的加工性，就連耐氧化性亦會反而降低。所以，Al 設為 0.2~1.0 質量%範圍。較佳係 0.3~1.0 質量%範圍。當重視加工性時，較佳設為 0.3~0.8 質量%。更佳係 0.3~0.5 質量%。

再者，Al 亦是屬於固溶於鋼中而固溶強化的元素，特別係具有提升超過 800℃溫度下之高溫強度的效果，本發明中，係屬於為提升高溫疲勞特性的重要元素。如前述，當 Al 添加量較多於 Si 時，Al 在高溫下會優先形成氧化物或氮化物而減少固溶量，因而對強化便無貢獻。反之，當 Al 添加量較多於 Si 時，Si 會優先的氧化，在鋼板表面上連續地形成緻密氧化物層。該氧化物層會成為氧與氮的內部擴散障壁，俾可將 Al 安定地保持固溶狀態，因而利用 Al 的固溶強

化可提高高溫強度，俾使高溫疲勞特性提升。所以，本發明中，為能提升高溫疲勞特性，必需滿足 Si(質量%)≧Al(質量%)。

N：0.015 質量%以下

N 係屬於使鋼的韌性與成形性降低的元素，若含有超過 0.015 質量%，上述降低會趨於明顯。所以，N 設為 0.015 質量%以下。另外，N 係就從確保韌性、成形性的觀點，最好盡可能地減少，最好設為未滿 0.010 質量%。

Cr：16~23 質量%

Cr 係屬於為提升不鏽鋼特徵之耐蝕性、耐氧化性的有效重要元素，但若未滿 16 質量%，便無法獲得充分的耐氧化性。另一方面，Cr 係屬於室溫下，將鋼予以固溶強化，而呈硬質化、低延性化的元素，特別係若添加超過 23 質量%，上述弊端會趨於明顯，因而上限設為 23 質量%。所以，Cr 係依 16~23 質量%範圍添加。較佳係 16~20 質量%範圍。

Cu：1.0~2.5 質量%

Cu 係如圖 3 所示，屬於對熱疲勞特性的提升具非常有效的元素，為能獲得 SUS444 同等級以上的熱疲勞特性，Cu 必需添加達 1.0 質量%以上。但是，若添加超過 2.5 質量%，在經熱處理後的冷卻時會析出 ε-Cu 相，而將鋼硬質化，且在熱加工時容易發生脆化。更重要事項係 Cu 的添加雖會提升熱疲勞特性，但卻反會使鋼自身的耐氧化性降低，總體觀

之會導致耐熱性降低。就此原因雖尚為充分明朗，但可認為在所生成鏽皮正下方的脫 Cr 層中會有 Cu 的濃化，導致屬於為提升不鏽鋼原本耐氧化性之元素 Cr 的再擴散遭受抑制。所以，Cu 設為 1.0~2.5 質量%範圍。較佳係 1.1~1.8 質量%範圍。

Nb：0.3~0.65 質量%

Nb 係屬於會與 C、N 形成氮碳化物並固定，而具有提高耐蝕性、成形性、焊接部耐晶界腐蝕性的作用，且使高溫強度上升俾提升熱疲勞特性的元素。此種效果係在達 0.3 質量%以上的添加才會被發現。但是，若添加超過 0.65 質量%，則容易析出 Laves 相，而促進脆化。所以，Nb 係設為 0.3~0.65 質量%範圍。較佳係 0.4~0.55 質量%範圍。當需要韌性的情況，較佳設為 0.4~0.49 質量%。更佳係 0.4~0.47 質量%。

Ti：0.5 質量%以下

Ti 係屬於在本發明的 Al 添加鋼中，對耐氧化性提升極具有效的元素，特別係對使用於超過 1000℃的高溫域中，且要求優異耐氧化性的鋼而言屬必需的添加元素。為能獲得該高溫下的耐氧化性，具體而言係為能獲得 1000℃下之 SUS444 同等級以上的耐氧化性，如圖 9 所示，Ti 最好添加超過 0.01 質量%。但是，若超過 0.5 質量%的過剩添加，除耐氧化性提升效果已達飽和之外，亦會導致韌性降低，例如因在熱軋板退火線上重複承受彎曲-彎曲復原而容易發生斷

裂等，對製造性造成不良影響。所以，Ti 的上限係設為 0.5 質量%。

但是，汽車引擎的排氣系統構件等所使用習知鋼材，當暴露於高溫中之時，會有因構件表面所生成的鏽皮剝離而對引擎機能造成阻礙。即便對此種鏽皮剝離情形，Ti 的添加亦具極有效，藉由 Ti 添加超過 0.15 質量%，便可使 1000℃以上高溫域中的鏽皮剝離情況明顯降低。所以，被使用於鏽皮剝離會構成問題之用途上的鋼材，Ti 最好依超過 0.15 質量%且 0.5 質量%以下範圍添加。

藉由 Ti 的添加而提升 Al 添加鋼的耐氧化性之理由，雖尚未充分明朗，但可認為在鋼中所添加的 Ti 於高溫下會與 N 相結合，俾抑制 Al 與 N 相結合而形成 AlN 並析出的情形，因而自由的 Al 會增加，該自由的 Al 會與 O 相結合，並與前述在鋼板表面上所生成的緻密 Si 氧化物層，在母材部的界面處形成 Al 氧化物(Al_2O_3)。結果，利用上述 Si 氧化物層與 Al 氧化物的雙重構造，阻止 O 侵入於鋼板內部，判斷便提升耐氧化性。

再者，Ti 係與 Nb 同樣的，會將 C、N 予以固定，而具有耐蝕性、成形性、及防止焊接部晶界腐蝕的作用。但是，上述效果在有添加 Nb 的本發明成分系中，若添加超過 0.01 質量%便已達飽和，且會因固溶硬化而導致鋼的硬質化，且相較於 Nb 之下較容易與 N 相結合的 Ti，會形成粗大 TiN，

成為龜裂的起點，導致韌性降低。因而，就在重視耐蝕性、成形性、及焊接部耐晶界腐蝕性，且特別要求更高溫(例如1000℃以上)耐氧化性的用途，以及特別要求韌性的用途中所使用的鋼，Ti 並無必要積極的添加，反倒是最好盡可能地減少。所以，當使用於該等用途時，Ti 最好設為 0.01 質量%以下。

Mo：0.1 質量%以下

Mo 係屬於高單價元素，就從本發明主旨而言亦是不要積極的添加。但是，從屬於原料的廢料等會有 0.1 質量%以下的混入。所以，Mo 設為 0.1 質量%以下。

W：0.1 質量%以下

W 係與 Mo 同樣地屬於高單價元素，就從本發明主旨而言亦是不要積極的添加。但是，從屬於原料的廢料等會有 0.1 質量%以下的混入。所以，W 設為 0.1 質量%以下。

本發明的肥粒鐵系不鏽鋼係除上述必要的成分之外，尚可將從 B、REM、Zr、V、Co、及 Ni 中選擇 1 種或 2 種以上，依下述範圍添加。

B：0.003 質量%以下

B 係屬於使鋼的加工性(特別係 2 次加工性)提升的有效元素。該效果係可依 0.0005 質量%以上的添加獲得，但若超過 0.003 質量%的大量添加，便會生成 BN，導致加工性降低。所以，當添加 B 的情況，最好設為 0.003 質量%以下。

更佳係 0.0010~0.003 質量%範圍。

REM：0.08 質量%以下、Zr：0.50 質量%以下

REM(稀土族元素)與 Zr 均屬於提升耐氧化性的元素，本發明中，可視需要添加。為能獲得其效果，分別最好添加 0.01 質量%以上、0.0050 質量%以上。但是，若 REM 添加超過 0.080 質量%，便會使鋼脆化，且若 Zr 添加超過 0.50 質量%，便會 Zr 介金屬化合物，導致鋼脆化。所以，當有添加 REM 及 Zr 的情況，分別最好設為 0.08 質量%以下、0.5 質量%以下。

V：0.5 質量%以下

V 係屬於鋼的加工性提升具有效的元素，且對耐氧化性的提升亦屬有效的元素。該等效果係達 0.15 質量%以上較為顯著。但是，若超過 0.5 質量%的過剩添加，便會導致粗大 V(C、N)的析出，造成表面性狀降低。所以，當有添加 V 的情況，較佳設為 0.15~0.5 質量%範圍。更佳係 0.15~0.4 質量%範圍。

再者，V 係屬於對鋼的韌性提升亦具有效的元素，特別係如圖 10 所示，在要求 1000℃以上耐氧化性之用途所使用的 Ti 添加鋼，對韌性的提升屬於極有效。此項效果係依 0.01 質量%以上的添加便可獲得，但若添加超過 0.5 質量%，反會損及韌性。所以，在要求韌性的用途所使用之 Ti 添加鋼，V 最好依 0.01~0.5 質量%範圍添加。

另外，Ti 添加鋼中的上述 V 之韌性提升效果，可認為係鋼中所析出 TiN 的 Ti 其中一部分被取代為 V，藉此便析出成長速度較慢的(Ti、V)N，俾抑制成為韌性降低原因的粗大氮化物析出之緣故所致。

Co：0.5 質量%以下

Co 係屬於鋼的韌性提升具有效的元素。為能獲得此項效果，最好添加 0.0050 質量%以上。但是，Co 係屬於高單價元素，且即便添加超過 0.5 質量%，上述效果已達飽和。所以，當有添加 Co 的情況，較佳設為 0.5 質量%以下。更佳係 0.01~0.2 質量%範圍。當需要優異冷軋板韌性的情況，較佳設為 0.02~0.2 質量%。

Ni：0.5 質量%以下

Ni 係屬於使鋼的韌性提升之元素。為能獲得此項效果，最好添加達 0.05 質量%以上。但是，因為 Ni 係屬於高單價，且屬於強力的γ相形成元素，因而在高溫下會生成γ相，導致耐氧化性降低。所以，當有添加 Ni 的情況，較佳設為 0.5 質量%以下。更佳係 0.05~0.4 質量%範圍。但，依照廢料與合金組成，會有不經意不可避免的混入 0.10~0.15 質量%之情況。

其次，針對本發明肥粒鐵系不鏽鋼之製造方法進行說明。

本發明不鏽鋼之製造方法係在屬於肥粒鐵系不鏽鋼的尋常製造方法之前提下均可適當用，並無特別的限定。例如利

用諸如轉爐(steel converter)、電爐(electric furnace)等公知熔解爐(melting furnace)，將鋼予以熔製，或者更進一步經由諸如盛鋼桶精煉(ladle refining)、真空精煉(vacuum refining)等二次精煉(secondary refining)，形成具有上述本發明成分組成的鋼，接著再利用諸如連續鑄造法(continuous casting)或鑄錠(ingot casting)-分塊軋延法(blooming rolling)形成鋼片(扁胚)(slab)，然後，經由諸如熱軋(hot rolling)、熱軋板退火(hot rolled annealing)、酸洗(pickling)、冷軋(cold rolling)、完工退火(finishing annealing)、酸洗等各步驟，便可利用形成冷軋退火板(cold rolled and annealed sheet)的製造步驟進行製造。上述冷軋係可單次，或插入中間退火(process annealing)的 2 次以上之冷軋，且冷軋、完工退火、酸洗等各步驟亦可重複實施。

再者，熱軋板退火係可省略，當有要求鋼板的表面光澤或粗度調整的情況，亦可在冷軋後或完工退火後，再施行表皮輥軋(skin pass rolling)。

針對上述製造方法的較佳製造條件進行說明。

將鋼予以熔製的製鋼步驟較佳係將經轉爐或電爐等予以熔解的鋼，利用 VOD 法(Vacuum Oxygen Decarburization method，真空吹氧脫碳)等施行二次精煉，而形成含有上述必要成分及視需要所添加成分的鋼。所熔製的溶鋼係可依照公知方法形成鋼素材，生產性及品質面觀之，最好利用連續

鑄造法實施。鋼素材在係爾後最好加熱至 1000~1250℃，再利用熱軋形成所需板厚的熱軋板。當然亦可對除板材以外施行熱加工。上述熱軋板最好在爾後視需要依 600~800℃溫度施行批次退火(batch annealing)、或依 900~1100℃溫度施行連續退火(continuous annealing)後，再利用酸洗等施行脫鏽皮，而形成熱軋製品。另外，視需要亦可在酸洗前便施行珠粒噴擊(shot blasting)而進行鏽皮除去(descale)。

再者，亦可將上述熱軋退火板經由諸如冷軋等步驟而形成冷軋製品。此情況的冷軋係可為單次，但就從生產性與要求品質上的觀點，亦可為插入中間退火的 2 次以上之冷軋。單次或 2 次以上的冷軋之總軋延率，較佳係達 60%以上、更佳係達 70%以上。經冷軋的鋼板最好爾後再依 900~1150℃(更佳 950~1120℃)的溫度施行連續退火(完工退火)，經酸洗而形成冷軋製品。甚至依照用途，亦可在完工退火後再施行表皮輥軋等，而施行鋼板的形狀、表面粗度、及材質調整。

依如上述所獲得熱軋製品或冷軋製品，爾後再配合各自的用途，施行切斷(cutting)、彎曲加工(bending work)、拉伸加工(stretch work)、深衝加工(drawing compound)等加工，而成形為汽車或機車的排氣管、轉接制箱、火力發電廠的排氣風管或燃料電池關聯構件(例如分離器(separator)、內部串聯器(inter connector)、改質器等)。將該等構件施行焊接的方法並無特別的限制，可適用 MIG(Metal Inert Gas，金屬電極

鈍氣)、MAG(Metal Active Gas，金屬電極活性氣體)、TIG(Tungsten Inert Gas， 鎢電極惰性氣體)等尋常的電弧焊接(arc welding)，或點焊接(spot welding)、縫焊(seam welding)等電阻焊接(resistance welding)，以及諸如電縫焊接(electric resistance welding)等高周波電阻焊接(high-frequency resistance welding)、高周波感應焊接(high frequency induction welding)等等。

[實施例 1]

將具有表 1-1 及表 1-2 所示 No.1~34 之成分組成的鋼，利用真空熔解爐施行熔製，經鑄造而形成 50kg 鋼塊，再施行鍛造而呈 2 分割。然後，將已 2 分割的單邊鋼塊加熱至 1170℃後，施行熱軋而形成板厚 5mm 的熱軋板，再依 1020℃溫度施行熱軋板退火，經酸洗，再施行軋延率 60%的冷軋，依 1030℃溫度施行完工退火，再依平均冷卻速度 20℃/sec 施行冷卻，經酸洗，便形成板厚 2mm 的冷軋退火板，將該冷軋退火板提供給下述 2 種耐氧化性試驗與高溫疲勞試驗。另外，為求參考，亦針對 SUS444(No.35)、及具有與專利文獻 2~7 所揭示發明鋼為相同成分組成的鋼(No.36~41)，如同上述進行冷軋退火板的製作，並提供給評估試驗。

＜大氣中連續氧化試驗(continuance oxidation test in air)＞

從依如上述所獲得各種冷軋退火板中切取 30mm×20mm 樣品，在樣品上部鑿設 4mmϕ 孔，並將表面與端面利用#320

砂紙施行研磨，經脫脂後，再懸吊於經加熱保持於950℃或1000℃的大氣環境爐內，並保持300小時。經試驗後，測定樣品的質量，求取與預先測得試驗前的質量間之差，而計算出氧化增量(g/m^2)。另外，試驗係各實施2次，利用平均值進行耐連續氧化性的評估。另外，1000℃的大氣中連續氧化試驗時，氧化增量係包括已剝離的鏽皮份在內，並依如下進行評估。

×：有發生異常氧化(氧化增量≧100g/m^2)

△：雖未發生異常氧化，但有發生鏽皮剝離

○：異常氧化與鏽皮剝離均未發生

＜水蒸氣環境中連續氧化試驗(continuance oxidation test in water vapour atmosphere)＞

從依如上述所獲得各種冷軋退火板中切取 30mm×20mm樣品，在樣品上部鑿設4mmϕ孔，並將表面與端面利用#320砂紙施行研磨，經脫脂後，提供給在依 0.5L/min 流通著由10vol%CO_2-20vol%H_2O-5vol%O_2-其餘 N_2 所構成混合氣體而形成含有水蒸氣環境，且被加熱至950℃的爐中，進行保持300小時的氧化試驗。經試驗後，測定樣品的質量，求取與預先測得試驗前的質量間之差，而計算出氧化增量(g/m^2)。

＜高溫疲勞試驗(high temperature fatigue test)＞

從依如上述所獲得各種冷軋退火板中，切取圖 6 所示形

狀、尺寸的試驗片，並在850℃下，施行對鋼板表面依1300Hz負荷75MPa彎曲應力(雙向振動)的Schenck式疲勞試驗，測定截至斷裂為止的振動次數(疲勞壽命)，再評估高溫疲勞特性。

＜室溫伸長量試驗＞

從上述板厚2mm的各種冷軋退火板，製作分別將軋延方向(L方向)、軋延方向的直角方向(C方向)、及軋延方向的45°方向(D方向)設為拉伸方向的JIS13B號拉伸試驗片，在室溫下施行各方向的拉伸試驗，並測定斷裂伸長量，再從下式求取平均伸長量El。

平均伸長量 $El(\%)=(E_L+2E_D+E_C)/4$

其中，E_L：L方向的El(%)，E_D：D方向的El(%)，E_C：C方向的El(%)

[實施例2]

將實施例1中經2分割的50kg鋼塊之剩餘鋼塊，加熱至1170℃後，施行熱軋而形成厚30mm×寬150mm的片條之後，將該片條施行鍛造，形成35mm四方的棒條，經利用1030℃溫度施行退火後，經施行機械加工，再加工成圖1所示形狀、尺寸的熱疲勞試驗片，並提供給下述熱疲勞試驗。另外，為求參考，亦針對SUS444、及具有專利文獻2~7所揭示發明鋼之成分組成的鋼(參考例1~6)，如同上述進行試驗片製作，並提供給熱疲勞試驗。

＜熱疲勞試驗(thermal fatigue test)＞

熱疲勞試驗係如圖 2 所示，依照一邊將上述試驗片依拘束率 0.35 進行拘束，一邊在 100℃與 850℃間重複進行升溫/降溫的條件實施。此時的升溫速度(heating rate)與降溫速度(cooling rate)分別設為 10℃/sec，而 100℃下的保持時間(holding time)係設為 2min，在 850℃下的保持時間係設為 5min。另外，熱疲勞壽命(thermal fatigue life)係將在 100℃下所檢測到的荷重，除以試驗片均熱平行部(參照圖 1)的截面積而計算出應力，並設定為相對於前一週期的應力開始連續性降低應力時的最初週期數。

上述實施例 1 在 950℃及 1000℃下的大氣中連續氧化試驗、水蒸氣環境中連續氧化試驗、及高溫疲勞試驗之結果，以及實施例 2 的熱疲勞試驗結果，整理如表 2 所示。由表 2 中得知，適合本發明成分組成的發明例鋼(No.1~15)，均具有 SUS444(No.35)同等級以上的 950℃下之耐氧化性、耐熱疲勞特性、及耐高溫疲勞特性，滿足本發明目標。且，相關 1000℃下的大氣中連續氧化試驗結果，含有 Ti 超過 0.01 質量%且 0.15 質量%以下範圍的發明例鋼(No.9、12、13)，係與 SUS444(No.35)同等級，而含有 Ti 超過 0.15 質量%的發明例鋼(No.10、11、14、15)，呈現更良好的結果。相對於此，逾越本發明範圍外的比較例鋼(No.16~34)或先前技術的參考例鋼(No.36~41)，在 950℃下的耐氧化特性、耐熱疲勞

特性、及耐高溫疲勞特性等所有特性均非屬優異，並未達成本發明目標。

(產業上之可利用性)

本發明肥粒鐵系不鏽鋼不僅適用於汽車等的排氣系統構件用，亦頗適用為要求同樣特性的火力發電系統之排氣系統構件、與固態氧化物式燃料電池用構件。

[表 1-1]

鋼 No.	化學成分(質量%)															備註
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Nb	Ti	Mo	W	N	其餘	Si-Al	
1	0.011	0.82	0.41	0.020	0.002	0.72	17.1	1.21	0.44	0.009	0.04	0.02	0.004	—	0.10	發明例
2	0.007	0.86	0.18	0.028	0.003	0.25	17.4	1.47	0.50	0.006	0.03	0.03	0.006	V：0.04	0.61	發明例
3	0.006	0.45	0.23	0.033	0.004	0.44	17.0	1.53	0.47	0.004	0.01	0.04	0.005	V：0.08	0.01	發明例
4	0.008	0.52	0.21	0.030	0.004	0.39	17.1	1.45	0.48	0.003	0.02	0.02	0.008	V：0.06	0.13	發明例
5	0.008	0.94	0.34	0.018	0.001	0.65	18.5	1.21	0.43	0.007	0.01	0.03	0.006	V：0.19	0.29	發明例
6	0.006	0.78	0.28	0.025	0.003	0.41	17.2	1.26	0.45	0.005	0.02	0.01	0.008	Ni：0.29	0.37	發明例
7	0.009	0.65	0.20	0.023	0.003	0.33	17.9	1.37	0.46	0.009	0.02	0.02	0.007	Co：0.023	0.32	發明例
8	0.007	0.75	0.23	0.024	0.002	0.38	17.5	1.40	0.45	0.008	0.02	0.02	0.008	Co：0.011	0.37	發明例
9	0.007	0.71	0.18	0.022	0.002	0.39	17.5	1.34	0.45	0.080	0.01	0.01	0.009	V：0.21	0.32	發明例
10	0.006	0.86	0.21	0.024	0.002	0.44	17.4	1.26	0.43	0.190	0.01	0.01	0.008	V：0.33	0.42	發明例
11	0.007	0.74	0.20	0.025	0.002	0.35	17.5	1.44	0.44	0.310	0.02	0.01	0.008	V：0.29,Ni：0.25	0.39	發明例
12	0.009	0.91	0.22	0.023	0.003	0.39	17.6	1.31	0.48	0.020	0.01	0.01	0.007	V：0.15	0.52	發明例
13	0.008	0.53	0.19	0.022	0.002	0.31	17.1	1.19	0.42	0.130	0.01	0.01	0.009	V：0.38	0.22	發明例
14	0.006	0.68	0.20	0.025	0.002	0.34	17.0	1.35	0.47	0.240	0.02	0.01	0.007	V：0.12,B：0.0005	0.34	發明例
15	0.008	0.85	0.20	0.026	0.003	0.46	17.8	1.43	0.45	0.160	0.01	0.01	0.008	V：0.18,Ni：0.11	0.39	發明例
16	0.006	0.19	0.13	0.032	0.004	0.37	17.5	1.35	0.43	0.006	0.02	0.04	0.008	—	-0.18	比較例
17	0.005	0.35	0.28	0.026	0.002	0.51	17.3	1.56	0.41	0.002	0.03	0.01	0.007	—	-0.16	比較例
18	0.008	0.09	0.63	0.029	0.003	1.12	16.2	1.42	0.46	0.051	0.04	0.01	0.008	—	-1.03	比較例
19	0.005	0.27	0.33	0.022	0.001	0.48	17.7	1.46	0.48	0.006	0.02	0.01	0.011	—	-0.21	比較例
20	0.004	0.19	0.33	0.029	0.002	0.39	21.6	1.77	0.39	0.005	0.01	0.01	0.008	—	-0.20	比較例
21	0.007	0.17	0.23	0.029	0.003	0.47	17.2	1.39	0.45	0.004	0.01	0.01	0.008	B：0.0009,V：0.051	-0.30	比較例
22	0.006	0.41	0.09	0.033	0.001	0.66	18.2	1.61	0.40	0.090	0.05	0.01	0.009	REM：0.013,Ni：0.33	-0.25	比較例

[表 1-2]

鋼 No.	化學成分(質量%)														Si-Al	備註
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Nb	Ti	Mo	W	N	其餘		
23	0.008	0.37	0.71	0.018	0.003	0.88	17.8	1.28	0.52	0.002	0.01	0.02	0.007	Co：0.04,Zr：0.06	-0.51	比較例
24	0.006	0.31	0.35	0.030	0.002	0.14	17.1	1.46	0.44	0.006	0.01	0.02	0.009	—	0.17	比較例
25	0.008	0.23	0.66	0.028	0.004	1.62	17.7	1.61	0.49	0.004	0.05	0.01	0.008	—	-1.39	比較例
26	0.006	0.32	0.55	0.028	0.003	0.69	17.4	0.87	0.51	0.004	0.02	0.01	0.009	—	-0.37	比較例
27	0.007	0.23	0.25	0.027	0.002	0.47	17.6	1.18	0.44	0.003	0.06	0.02	0.008	V：0.18	-0.24	比較例
28	0.003	0.09	0.12	0.025	0.003	0.46	17.5	1.26	0.42	0.008	0.05	0.03	0.007	V：0.22	-0.37	比較例
29	0.008	0.15	0.39	0.021	0.001	0.51	17.3	1.38	0.48	0.024	0.02	0.06	0.008	V：0.29	-0.36	比較例
30	0.006	0.32	0.34	0.024	0.002	0.46	17.7	1.22	0.46	0.005	0.06	0.02	0.005	V：0.38	-0.14	比較例
31	0.009	0.18	0.15	0.027	0.004	0.49	17.4	1.48	0.47	0.014	0.04	0.03	0.006	V：0.44	-0.31	比較例
32	0.007	0.27	0.15	0.027	0.003	0.53	19.1	1.28	0.45	0.004	0.05	0.02	0.007	V：0.20	-0.26	比較例
33	0.005	0.03	0.11	0.024	0.002	0.51	18.2	1.19	0.45	0.006	0.05	0.03	0.006	V：0.23	-0.48	比較例
34	0.007	0.73	0.11	0.025	0.002	0.89	17.9	1.71	0.39	0.002	0.01	0.02	0.007	V：0.34	-0.16	比較例
35	0.008	0.31	0.42	0.031	0.003	0.019	18.7	0.02	0.52	0.003	1.87	0.02	0.008	—	0.291	SUS444
36	0.008	0.32	0.05	0.028	0.002	0.01	17.02	1.93	0.33	0.002	0.01	0.02	0.010	Ni：0.10,V：0.10	0.31	參考例1
37	0.009	0.46	0.54	0.029	0.003	0.002	18.90	1.36	0.35	0.080	0.01	0.02	0.007	Ni：0.10,V：0.03,B：0.0030	0.458	參考例2
38	0.006	0.22	0.05	0.005	0.0052	0.052	18.8	1.65	0.42	0.090	0.02	0.02	0.006	Ni：0.15	0.168	參考例3
39	0.005	0.20	0.30	0.030	0.005	0.05	17.0	—	0.52	0.110	—	—	0.010	Ni：0.10,V：0.10	0.15	參考例4
40	0.009	1.70	0.60	0.030	0.002	1.00	17.0	—	0.45	0.170	—	—	0.007	Ni：0.10,V：0.10	0.70	參考例5
41	0.002	0.93	0.86	0.021	0.003	0.25	15.5	—	0.65	—	—	—	0.003	Ni：0.55	0.68	參考例6

註)參考例 1：專利文獻 2 的發明例 3；參考例 2：專利文獻 3 的發明例 7；參考例 3：專利文獻 4 的發明例 5；參考例 4：專利文獻 5 的比較例 A；參考例 5：專利文獻 5 的比較例 R；參考例 6：專利文獻 7 的發明例 3

[表 2]

鋼 No.	熱疲勞壽命 (週期)	氧化增量 at 950℃ (g/m^2)	氧化增量* at 1000℃下的評估	水蒸氣氧化增量 (g/m^2)	0.2%耐力 at 850℃ (MPa)	高溫疲勞壽命 at 850℃、75MPa ($\times 10^5$週期)	室溫伸長量 (%)	備註
1	1210	18	×	40	31	13	32	發明例
2	1300	25	×	39	30	>20	35	發明例
3	1350	21	×	48	31	11	33	發明例
4	1280	22	×	41	32	15	34	發明例
5	1260	12	×	37	36	>20	32	發明例
6	1290	22	×	43	33	>20	34	發明例
7	1270	24	×	42	32	>20	34	發明例
8	1250	21	×	41	32	>20	33	發明例
9	1310	20	△	35	32	>20	33	發明例
10	1330	18	○	34	35	>20	34	發明例
11	1300	19	○	35	34	>20	33	發明例
12	1290	20	△	35	35	>20	33	發明例
13	1300	21	△	37	33	>20	34	發明例
14	1340	20	○	36	32	>20	33	發明例
15	1360	18	○	34	33	>20	32	發明例
16	1230	21	×	82	21	5.8	35	比較例
17	1330	20	×	55	26	8.3	33	比較例
18	1270	16	×	>100	23	6.2	30	比較例
19	1300	21	×	66	25	8.1	33	比較例
20	1450	21	×	80	24	7.0	32	比較例
21	1260	21	×	85	23	6.4	34	比較例
22	1390	18	×	50	26	6.8	31	比較例
23	1210	17	×	53	25	6.6	31	比較例
24	1290	80	×	79	25	6.1	36	比較例
25	1400	11	×	60	27	7.7	27	比較例
26	820	14	×	58	15	4.8	36	比較例
27	1200	15	×	71	25	7.2	35	比較例
28	1230	15	×	>100	24	9.1	35	比較例
29	1260	14	×	79	27	8.2	35	比較例
30	1210	14	×	57	26	7.3	35	比較例
31	1310	14	×	78	23	6.5	34	比較例
32	1240	15	×	56	21	6.4	35	比較例
33	1210	15	×	>100	20	5.4	35	比較例
34	1430	13	×	34	27	8.8	31	比較例
35	1120	27	△	51	29	10	31	SUS444
36	1480	>100	×	>100	28	8.7	31	參考例1
37	1240	>100	×	>100	23	6.0	35	參考例2
38	1400	>100	×	>100	26	7.1	34	參考例3
39	660	>100	×	>100	13	3.7	37	參考例4
40	780	15	△	32	28	>20	27	參考例5
41	850	24	×	89	22	>20	37	參考例6

* ○：均無異常氧化與鏽皮剝離情形；△：無異常氧化情形，但有部分鏽皮剝離情形；x：異常氧化與鏽皮剝離均有發現

【圖式簡單說明】

圖 1 為熱疲勞試驗片的說明圖。

圖 2 為熱疲勞試驗的溫度、拘束條件(restraining conditions)之說明圖。

圖 3 為 Cu 添加量對熱疲勞特性所造成影響的圖形。

圖 4 為 Al 添加量對 950℃下的耐氧化性(氧化增量(weight gain by oxidation))所造成影響的圖形。

圖 5 為 Si 添加量對耐水蒸氣氧化性(氧化增量)所造成影響的圖形。

圖 6 為高溫疲勞試驗片的說明圖。

圖 7 為 Si 與 Al 的添加量對高溫疲勞特性所造成影響的圖形。

圖 8 為 Al 添加量對室溫伸長量所造成影響的圖形。

圖 9 為 Ti 添加量對 1000℃下的耐氧化性(氧化增量)所造成影響的圖形。

圖 10 為 V 添加量對韌性(脆性破斷面率)所造成影響的圖形。

公告本

發明專利說明書

（本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫）

※申請案號：099122311

※申請日：99/07/07　　※IPC分類：C22C 38/18 (2006.01)

一、發明名稱：（中文/英文）

耐熱性優異之肥粒鐵系不鏽鋼

EXCELLENT HEAT-RESISTANCE FERRITE STAINLESS STEEL

二、中文發明摘要：

本發明所提供的肥粒鐵系不鏽鋼，係未添加 Mo 或 W 等高價元素，且藉由防止因 Cu 添加所造成的耐氧化性降低情形，俾使耐氧化性(包括耐水蒸氣氧化性在內)、熱疲勞特性及高溫疲勞特性均優異。

具體而言，肥粒鐵系不鏽鋼係依質量%計含有 C：0.015%以下、Si：0.4~1.0%、Mn：1.0%以下、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：16~23%、Al：0.2~1.0%、N：0.015%以下、Cu：1.0~2.5%、Nb：0.3~0.65%、Ti：0.5%以下、Mo：0.1%以下及 W:0.1%以下，且 Si 與 Al 係滿足 Si(%)≧Al(%)。

三、英文發明摘要：

七、申請專利範圍：

1.一種肥粒鐵系不鏽鋼，係含有：

C：0.015 質量%以下、

Si：0.4~1.0 質量%、

Mn：1.0 質量%以下、

P：0.040 質量%以下、

S：0.010 質量%以下、

Cr：16~23 質量%、

Al：0.2~1.0 質量%、

N：0.015 質量%以下、

Cu：1.0~2.5 質量%、

Nb：0.3~0.65 質量%、

Ti：0.5 質量%以下、

Mo：0.1 質量%以下、

W：0.1 質量%以下，且

Si 與 Al 係滿足 Si(質量%)≧Al(質量%)而含有，其餘部分則為 Fe 及不可避免的雜質。

2.如申請專利範圍第 1 項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，除上述成分組成之外，更進一步含有從 B：0.003 質量%以下、REM：0.08 質量%以下、Zr：0.50 質量%以下、V：0.5 質量%以下、Co：0.5 質量%以下及 Ni：0.5 質量%以下中選擇之 1 種或 2 種以上。

3.如申請專利範圍第1或2項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，Ti之含有量係超過0.15質量%且0.5質量%以下。

4.如申請專利範圍第1或2項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，Ti之含有量係0.01質量%以下。

5.如申請專利範圍第2或3項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，V之含有量係0.01~0.5質量%。

6.如申請專利範圍第1項之肥粒鐵系不鏽鋼，其中，除上述成分組成之外，更進一步含有Co：0.5質量%以下。

八、圖式：

圖1

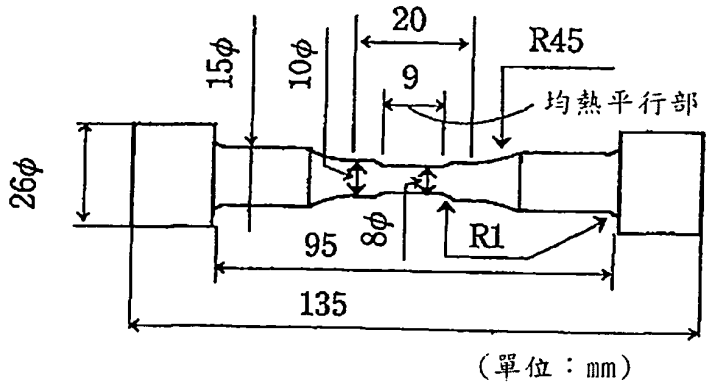

20
R45
15φ
10φ
9
均熱平行部
26φ
8φ
R1
95
135
（單位：mm）

圖2

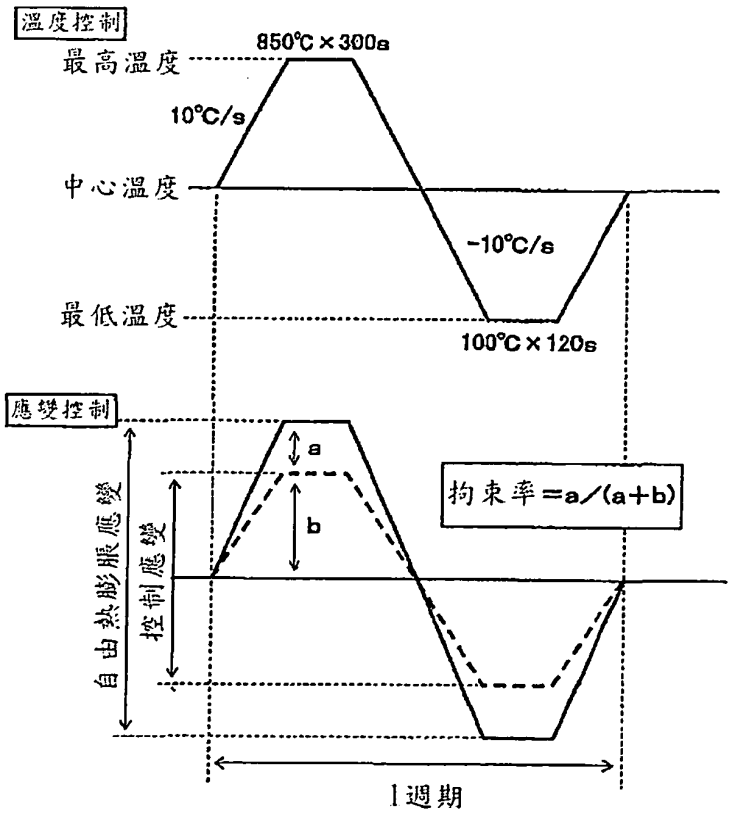

溫度控制
最高溫度
850℃×300s
10℃/s
中心溫度
-10℃/s
最低溫度
100℃×120s
應變控制
a
b
拘束率＝a／(a+b)
自由熱膨脹應變
控制應變
1週期

圖3

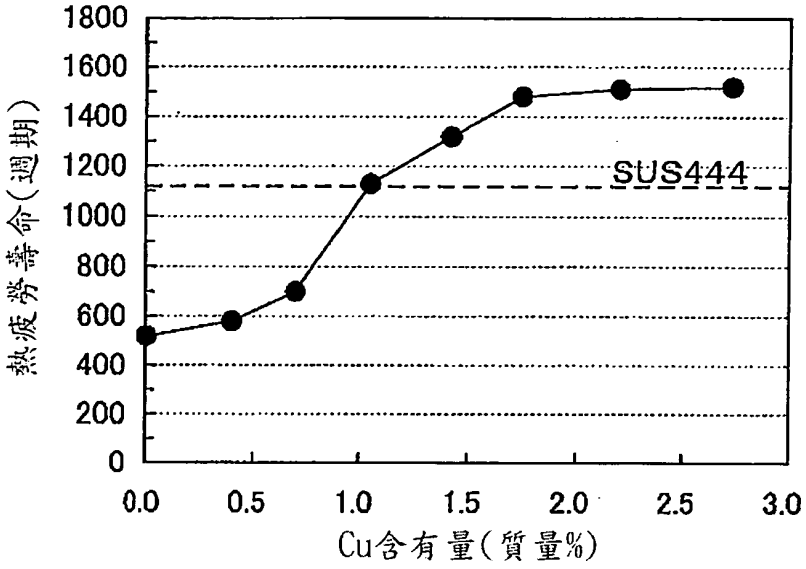

1800
1600
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
熱疲勞壽命(週期)
SUS444
0.0
0.5
1.0
1.5
2.0
2.5
3.0
Cu含有量(質量%)

圖4

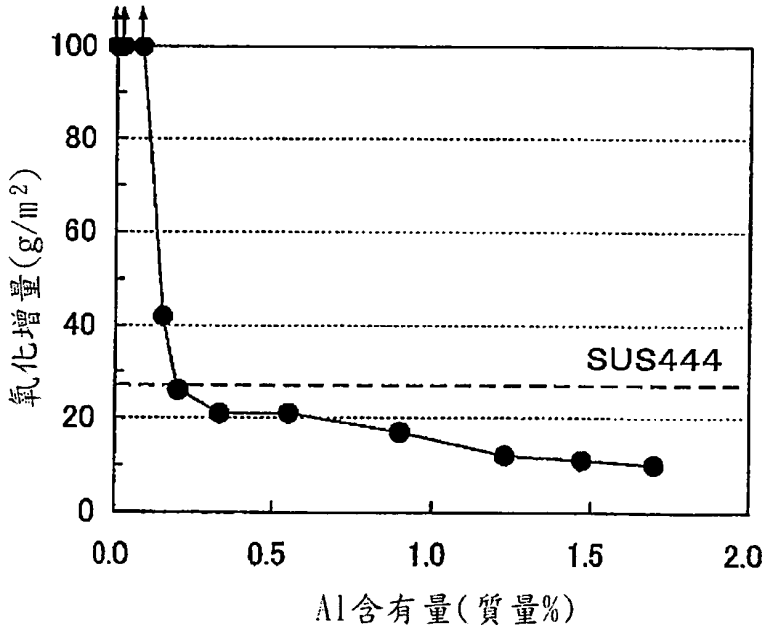

100
80
60
40
20
0
氧化增量(g/m²)
SUS444
0.0
0.5
1.0
1.5
2.0
Al含有量(質量%)

圖5

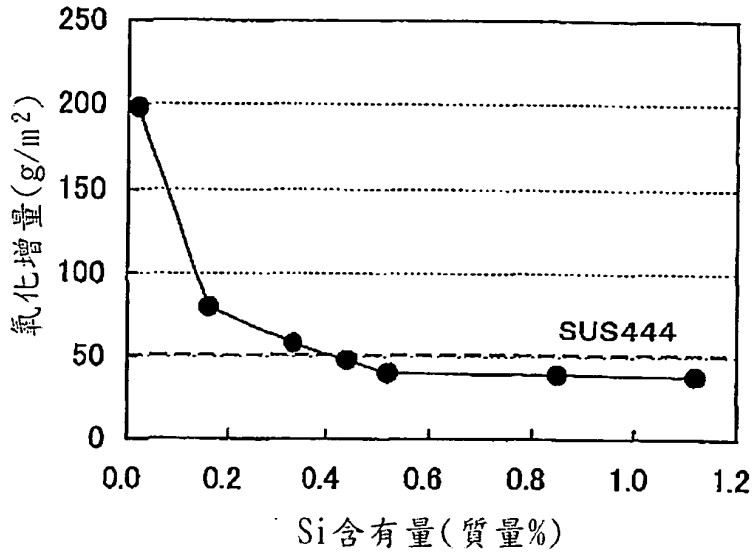

250
200
150
100
50
0
氧化增量(g/m²)
SUS444
0.0
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
Si含有量(質量%)

圖6

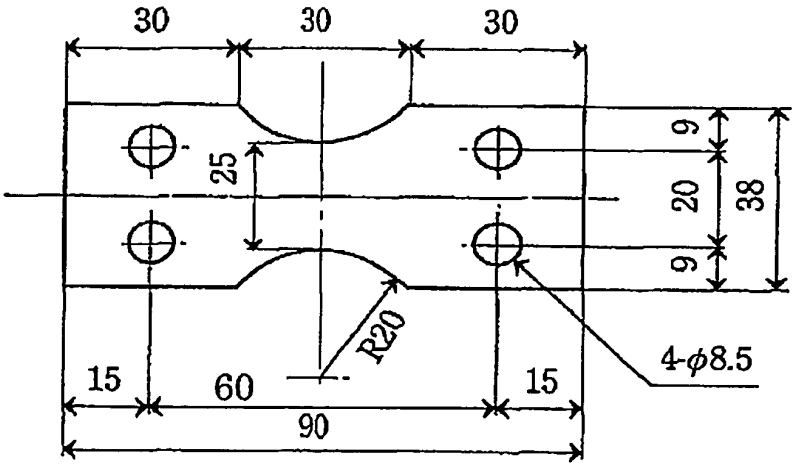

30
30
30
25
9
20
38
9
R20
4-φ8.5
15
60
15
90

圖7

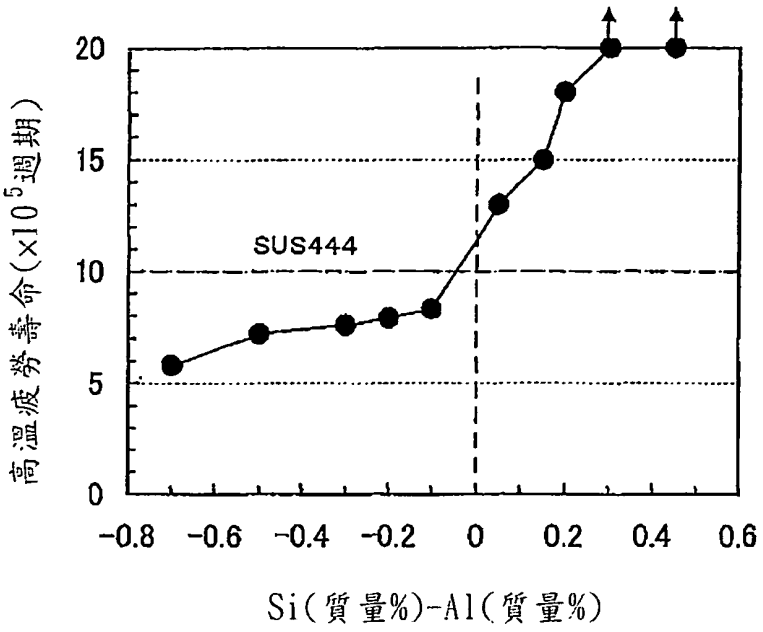

高溫疲勞壽命(×10^5週期)
20
15
10
5
0
SUS444
-0.8
-0.6
-0.4
-0.2
0
0.2
0.4
0.6
Si(質量%)-Al(質量%)

圖8

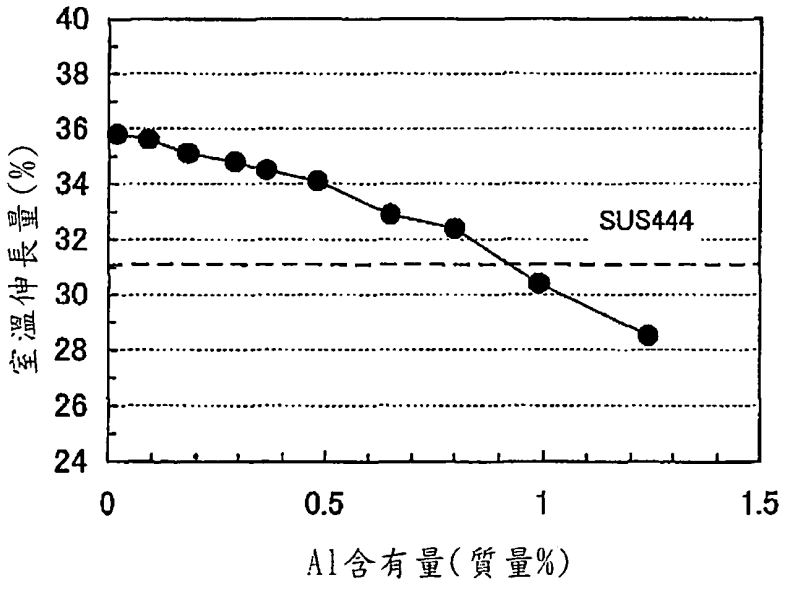

室溫伸長量(%)
40
38
36
34
32
30
28
26
24
SUS444
0
0.5
1
1.5
Al含有量(質量%)

圖9

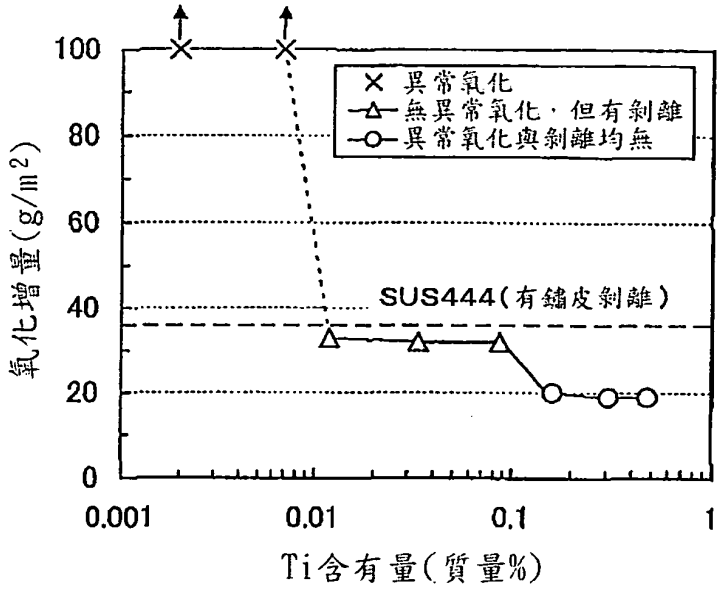
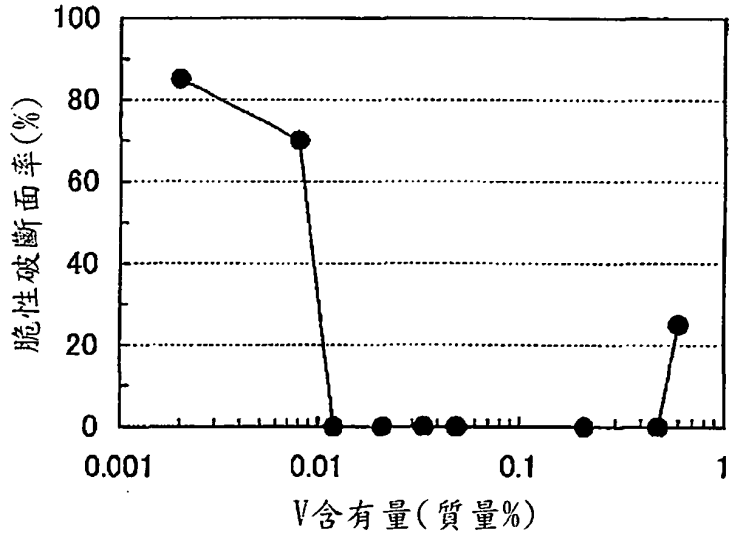

100
80
60
40
20
0
0.001
0.01
0.1
1
氧化增量(g/m²)
Ti含有量(質量%)
× 異常氧化
—△— 無異常氧化，但有剝離
—○— 異常氧化與剝離均無
SUS444(有鏽皮剝離)

圖10


100
80
60
40
20
0
0.001
0.01
0.1
1
脆性破斷面率(%)
V含有量(質量%)

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第（ 7 ）圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

無

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

無