



(21)申請案號：105131299

(22)申請日：中華民國 105 (2016) 年 09 月 29 日

(51)Int. Cl. : C22C38/00 (2006.01)

(30)優先權：2015/09/29 日本

2015-190532

(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)；石川伸 ISHIKAWA, SHIN (JP)；上力 KAMI, CHIKARA (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

(56)參考文獻：

TW 201237188A1

JP 2015-96648A

WO 2014/033372A1

審查人員：簡昭莢

申請專利範圍項數：3 項 圖式數：2 共 26 頁

(54)名稱

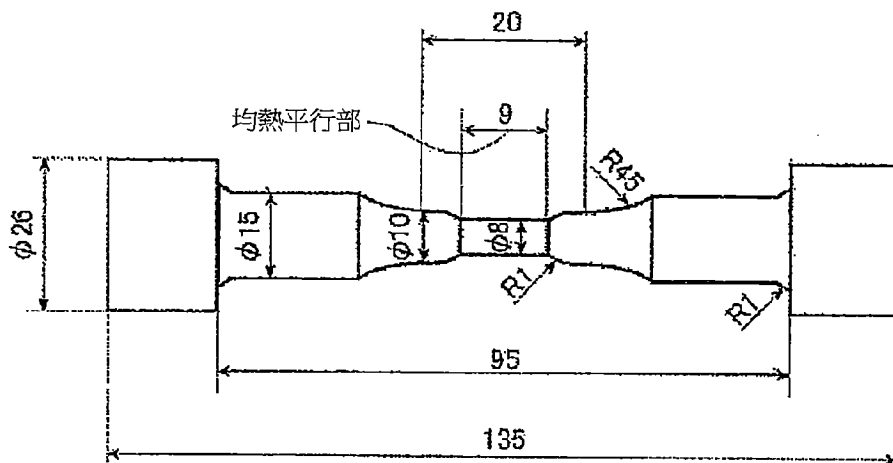
肥粒鐵系不銹鋼

(57)摘要

本發明提供一種耐氧化性及熱疲勞特性優異之肥粒鐵系不銹鋼。

本發明以質量%計，含有 C：0.020%以下、Si：超過 0.1%且 3.0%以下、Mn：0.05~2.0%、P：0.050%以下、S：0.010%以下、Al：0.3~6.0%、N：0.020%以下、Cr：12~30%、Nb：超過 0.3%且 1.0%以下、Ti：0.01~0.5%、Mo：0.3~6.0%、Co：0.01~3.0%、Ni：0.02~1.0%，且其含有滿足  $Si + Al > 1.0\%$ 、 $Al - Mn > 0\%$ 、 $Nb - Ti > 0\%$ ，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。

指定代表圖：



(單位:mm)

圖1

# 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】

肥粒鐵系不銹鋼

## 【技術領域】

【0001】 本發明係關於一種含有 Cr 之鋼，尤其是關於一種適合用於汽車或機車之排氣管或轉換器殼體、火力發電設備之排氣導管等於高溫下使用之排氣系統構件、具有優異之耐氧化性及熱疲勞特性之肥粒鐵系不銹鋼。

## 【先前技術】

【0002】 汽車之排氣歧管或排氣管、轉換器殼體、及消音器等排氣系統構件需求優異之耐氧化性及熱疲勞特性。所謂熱疲勞係於排氣系統構件伴隨引擎之起動及停止而反覆受到加熱及冷卻時，因與周邊零件之關係而處於被約束之狀態，由此限制了上述排氣系統構件之熱膨脹及收縮，而起因於素材本身所產生之熱應變之低週期疲勞現象。

【0003】 作為用於被要求具上述耐氧化性及熱疲勞特性之構件的素材，當前較多地使用如添加有 Nb 及 Si 之 Type429(14%Cr-0.9%Si-0.4%Nb 系)般之含有 Cr 之鋼。然而，若伴隨著引擎性能之提高，而排氣溫度上升至如超過 900℃ 般之溫度，則 Type429 變得尤其無法充分地滿足熱疲勞特性。

【0004】 作為可應對該問題之素材，例如，開發了添加 Nb 及 Mo 而提高了高溫耐力之含有 Cr 之鋼、JIS G4305 所規定之 SUS444(19%Cr-0.4%Nb-2%Mo)、添加有 Nb、Mo 及 W 之肥粒鐵系不銹鋼等(例如，參照專利文獻 1)。然而，基於近年來之應對排氣限制強化或提高燃料效率之目的，而存在排氣溫度不斷高溫化之趨勢，故而有即便為

SUS444 等而耐熱性亦不足之情況，從而逐漸要求開發具有超過 SUS444 之耐熱性的材料。

【0005】 作為具有超過 SUS444 之耐熱性之材料，例如，於專利文獻 2~8 中，揭示有於 SUS444 中添加 Cu，並有效利用 Cu 之析出強化而提高了熱疲勞特性之材料。

【0006】 另一方面，亦提出了藉由積極地添加 Al，而謀求耐熱性之提高之技術。例如，於專利文獻 9~13 中，揭示有藉由添加 Al 而提高了高溫強度或耐氧化性之肥粒鐵系不銹鋼。

【0007】 於專利文獻 14 及 15 中，揭示有藉由添加 Al 及 Co、或進而添加 Cu 而提高了耐氧化性及熱疲勞特性之肥粒鐵系不銹鋼。

【0008】 又，於專利文獻 16、17 中，揭示有藉由添加 Al 而謀求耐熱性提高之鋼。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0009】

專利文獻 1：日本專利特開 2004-018921 號公報

專利文獻 2：日本專利特開 2010-156039 號公報

專利文獻 3：日本專利特開 2001-303204 號公報

專利文獻 4：日本專利特開 2009-215648 號公報

專利文獻 5：日本專利特開 2011-190468 號公報

專利文獻 6：日本專利特開 2012-117084 號公報

專利文獻 7：日本專利特開 2012-193435 號公報

專利文獻 8：日本專利特開 2012-207252 號公報

專利文獻 9：日本專利特開 2008-285693 號公報

專利文獻 10：日本專利特開 2001-316773 號公報

專利文獻 11：日本專利特開 2005-187857 號公報

專利文獻 12：日本專利特開 2009-68113 號公報

專利文獻 13：日本專利特開 2011-162863 號公報

專利文獻 14：日本專利特開 2015-96648 號公報

專利文獻 15：日本專利特開 2014-214321 號公報

專利文獻 16：國際公開第 2014/050016 號

專利文獻 17：日本專利特開 2011-202257 號公報

### 【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

【0010】 根據本發明者等人之研究，專利文獻 2~8 中所揭示之含有 Mo 之鋼雖提高了熱疲勞特性，但由於鋼本身之耐氧化性不足，故而在排氣溫度高溫化之情況下之熱疲勞特性的提高效果方面尚有改善之餘地。又，亦具有如下問題，即，於利用含有 Mo 之鋼進行超過 850°C 之熱疲勞試驗之情況下，含有 Mo 及 Cr 之第二相( $\sigma$  相)粗大地析出，反而導致熱疲勞壽命下降。

【0011】 又，專利文獻 9~13 中所揭示之添加有 Al 之鋼雖具有較高之高溫強度或優異之耐氧化性，但存在因鋼之熱膨脹係數較大，反覆進行升溫及降溫之熱疲勞特性變得不充分之問題。

【0012】 又，於專利文獻 14 及 15 中，雖揭示有藉由添加 Al 及 Co、或進而添加 Cu 而提高了耐氧化性或熱疲勞特性之鋼，但並未充分地發揮熱疲勞特性提高效果，尚有改善之餘地。

【0013】 又，於專利文獻 16 及 17 中，雖揭示有藉由添加 Al 而謀求耐熱性提高之鋼，但高溫強度不充分，排氣溫度高溫化時之熱疲勞特性不

充分。

【0014】 如此，於先前技術中，無法獲得即便於排氣溫度高溫化時耐氧化性及熱疲勞特性之兩者之特性亦充分之肥粒鐵系不銹鋼。

【0015】 因此，本發明之目的在於解決上述問題，而提供一種耐氧化性及熱疲勞特性優異之肥粒鐵系不銹鋼。

【0016】 再者，本發明之「耐氧化性優異」係指兼具耐連續氧化性及耐反覆氧化性之兩者，該耐連續氧化性係即便於大氣中 1100°C 下保持 200 小時亦不會引起異常氧化(氧化增量 $\geq 50 \text{ g/m}^2$ )及氧化層之剝離，該耐反覆氧化性係於大氣中於 1100°C 與 200°C 以下之溫度間進行 400 個週期之反覆升溫、降溫時均不會引起異常氧化及氧化層之剝離。

【0017】 又，所謂「熱疲勞特性優異」係指具有較 SUS444 更優異之特性，具體而言，係指於 200~950°C 之間反覆進行升溫及降溫時之熱疲勞壽命較 SUS444 更優異。

(解決問題之技術手段)

【0018】 本發明者等人為了開發耐氧化性及熱疲勞特性較 SUS444 更優異之肥粒鐵系不銹鋼，而就各種元素對耐氧化性及熱疲勞特性之影響反覆進行了努力研究。

【0019】 其結果發現，藉由以質量%計含有超過 0.3% 且 1.0% 以下之 Nb，並於 0.3~6.0% 之範圍內含有 Mo，而於寬泛之溫度區域內高溫強度上升，熱疲勞特性提高。又，發現熱疲勞特性受到耐氧化性及耐潛變性之兩者影響，且發現藉由於 0.3~6.0 質量% 之範圍內含有 Al，而尤其於高溫區域中之耐潛變性提高而顯著提高了熱疲勞特性。

【0020】 進而，發現熱膨脹係數之增加可藉由含有適當量之 Co 而抑制，第二相( $\sigma$  相)之析出可藉由含有 Al 而抑制。

【0021】 基於以上之見解，藉由適量含有 Cr、Nb、Mo、Al、Co、Si、Mn 及 Ti 之全部而完成了本發明。於未適量含有上述元素之一之情況下，無法獲得本發明所期望之優異之耐氧化性及熱疲勞特性。

【0022】 本發明之主旨如下所述。

[1]一種肥粒鐵系不銹鋼，其具有如下組成，以質量%計含有 C：0.020%以下、Si：超過 0.1%且 3.0%以下、Mn：0.05~2.0%、P：0.050%以下、S：0.010%以下、Al：0.3~6.0%、N：0.020%以下、Cr：12~30%、Nb：超過 0.3%且 1.0%以下、Ti：0.01~0.5%、Mo：0.3~6.0%、Co：0.01~3.0%、Ni：0.02~1.0%，且其含有滿足以下之式(1)~(3)，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。

【0023】

$$\text{Si} + \text{Al} > 1.0\% \cdots (1)$$

$$\text{Al} - \text{Mn} > 0\% \cdots (2)$$

$$\text{Nb} - \text{Ti} > 0\% \cdots (3)$$

(式(1)~(3)中之 Si、Al、Mn、Nb 及 Ti 表示各元素之含量(質量%))

[2]如上述[1]之肥粒鐵系不銹鋼，其以質量%計，進而含有選自 B：0.0002~0.0050%、Zr：0.005~1.0%、V：0.01~1.0%、Cu：0.01~0.30%、W：0.01~5.0%中之 1 種或 2 種以上。

[3]如上述[1]或[2]之肥粒鐵系不銹鋼，其以質量%計，進而含有選自 Ca：0.0002~0.0050%、Mg：0.0002~0.0050%中之 1 種或 2 種。

再者，於本說明書中，表示鋼之成分之%均為質量%。

(對照先前技術之功效)

【0024】 根據本發明，可提供一種具有較 SUS444(JIS G4305)之耐氧化性及熱疲勞特性更優異之肥粒鐵系不銹鋼。因此，本發明之鋼可較佳地

用於汽車等之排氣系統構件。

### 【圖式簡單說明】

#### 【0025】

圖 1 係說明熱疲勞試片之圖。

圖 2 係說明熱疲勞試驗中之溫度及約束條件之圖。

### 【實施方式】

【0026】 以下，對本發明詳細地進行說明。

【0027】 本發明之肥粒鐵系不銹鋼以質量%計含有 C：0.020%以下、Si：超過 0.1%且 3.0%以下、Mn：0.05~2.0%、P：0.050%以下、S：0.010%以下、Al：0.3~6.0%、N：0.020%以下、Cr：12~30%、Nb：超過 0.3%且 1.0%以下、Ti：0.01~0.5%、Mo：0.3~6.0%、Co：0.01~3.0%、Ni：0.02~1.0%，且其含有滿足  $Si + Al > 1.0\%$ …(1)、 $Al - Mn > 0\%$ …(2)、 $Nb - Ti > 0\%$ …(3)(式(1)~(3)中之 Si、Al、Mn、Nb 及 Ti 表示各元素之含量(質量%))，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。

【0028】 於本發明中，成分組成之平衡非常重要，藉由設為此種成分組成之組合，可獲得耐氧化性及熱疲勞特性較 SUS444 更優異之肥粒鐵系不銹鋼。於上述成分組成有一者不符合之情況下，便無法獲得所期待之耐氧化性及熱疲勞特性。

【0029】 其次，對本發明之肥粒鐵系不銹鋼之成分組成進行說明。以下，表示鋼之成分之%為質量%。

#### 【0030】

C：0.020%以下

C 係對提高鋼之強度有效之元素，但若含有超過 0.020%之 C，則韌性及成形性之降低變得顯著。因此，C 含量係設為 0.020%以下。再者，C 含

量就確保成形性之觀點而言，較佳為設為 0.010%以下。又，C 含量更佳為設為 0.008%以下。又，就確保作為排氣系統構件之強度之觀點而言，C 含量較佳為設為 0.001%以上。C 含量更佳為設為 0.003%以上。

### 【0031】

Si：超過 0.1%且 3.0%以下

Si 係提高耐氧化性所必需之重要元素。為了確保於高溫化之排氣中之耐氧化性，必須含有超過 0.1%之 Si。另一方面，若含有超過 3.0%之過量之 Si，則會使室溫下之加工性降低，故而 Si 含量之上限設為 3.0%。Si 含量較佳為設為超過 0.10%。Si 含量更佳為設為超過 0.30%。Si 含量進而更佳為設為超過 0.70%。又，Si 含量較佳為設為 2.00%以下。又，Si 含量更佳為設為 1.50%以下。

### 【0032】

Mn：0.05~2.0%

Mn 具有提高氧化層之耐剝離性之效果。為了獲得該等效果，必須含有 0.05%以上之 Mn。另一方面，若含有超過 2.0%之過量之 Mn，則變得易於在高溫下生成  $\gamma$  相，而使耐熱性降低。因此，Mn 含量設為 0.05%以上 2.0%以下。Mn 含量較佳為設為超過 0.10%。Mn 含量更佳為設為超過 0.20%。又，Mn 含量較佳為設為 1.00%以下。又，Mn 含量更佳為設為 0.60%以下。

### 【0033】

P：0.050%以下

P 係使鋼之韌性降低之有害之元素，較理想為儘可能地減少。因此，P 含量設為 0.050%以下。P 含量較佳為 0.040%以下。P 含量更佳為 0.030%以下。

### 【0034】

S：0.010%以下

S 亦為使伸長率或 r 值降低，而對成形性造成不良影響，並且降低作為不銹鋼之基本特性之耐蝕性之有害元素，故而較理想為儘可能減少。由此，於本發明中，S 含量設為 0.010%以下。S 含量較佳為 0.005%以下。

### 【0035】

Al：0.3~6.0%

Al 係對抑制高溫變形(潛變)，而提高熱疲勞特性必不可少之元素。使用溫度變得越高，因高溫變形而熱疲勞特性越降低，故而 Al 係於排氣溫度高溫化之趨勢下重要之要素。又，Al 亦具有提高鋼之耐氧化性之效果。進而，於如本發明般之含有 Mo 之鋼中，Al 亦具有抑制熱疲勞試驗中之含有 Mo 之第二相( $\sigma$  相)之析出之效果。若第二相析出，則因固溶 Mo 量之減少，而不僅無法獲得如下所述之固溶強化效果，而且於短時間內第二相粗大化而成為龜裂發生之起點。為了獲得該等效果，必須含有 0.3%以上之 Al。另一方面，Al 亦具有提高熱膨脹係數之缺點。於本發明中，含有適量之 Co 而降低熱膨脹係數，但若含有超過 6.0%之 Al，則熱膨脹係數會升高，從而熱疲勞特性降低。進而，鋼會顯著地硬質化而加工性降低。因此，Al 含量設為 0.3~6.0%。Al 含量較佳為超過 1.00%。Al 含量更佳為超過 1.50%。Al 含量進而較佳為超過 2.00%。又，Al 含量較佳為 5.00%以下。Al 含量更佳為 4.00%以下。

### 【0036】

N：0.020%以下

N 係降低鋼之韌性及成形性之元素，若含有超過 0.020%，則韌性及成形性之降低變得顯著。因此，N 含量設為 0.020%以下。再者，N 就確保韌性、成形性之觀點而言，較佳為儘可能減少，N 含量較理想為未滿 0.010%。

## 【0037】

Cr : 12~30%

Cr 係作為對提高不銹鋼之特徵之耐蝕性、耐氧化性有效之重要元素，但若 Cr 含量未滿 12%，則無法獲得充分之耐氧化性。若耐氧化性不充分，則氧化層之生成量變多，從而伴隨素材之截面面積之減少而熱疲勞特性亦會降低。另一方面，Cr 係於室溫下對鋼進行固溶強化，而使其硬質化及低延展性化之元素，若 Cr 含量超過 30%，則上述弊端會變得顯著，故而 Cr 含量之上限設為 30%。Cr 含量較佳為 14.0%以上。Cr 含量更佳為超過 16.0%。Cr 含量進而更佳為超過 18.0%。又，Cr 含量較佳為 25.0%以下。又，Cr 含量更佳為 22.0%以下。

## 【0038】

Nb : 超過 0.3%且 1.0%以下

Nb 係具有與 C 及 N 形成碳氮化物而固定，從而提高耐蝕性、成形性及焊接部之耐晶界腐蝕性之作用，並且對使高溫強度上升而提高熱疲勞特性之本發明重要之元素。此種效果藉由含有超過 0.3%之 Nb 而被確認。於 Nb 含量為 0.3%以下之情況下，高溫下之強度不足，而無法獲得優異之熱疲勞特性。然而，若含有超過 1.0%之 Nb，則作為金屬間化合物之 Laves 相 ( $\text{Fe}_2\text{Nb}$ )等易於析出，而促進了脆化。因此，Nb 含量設為超過 0.3%且 1.0%以下。Nb 含量較佳為 0.35%以上。Nb 含量更佳為超過 0.40%。Nb 含量進而更佳為超過 0.50%。又，Nb 含量較佳為未滿 0.80%。Nb 含量更佳為未滿 0.60%。

## 【0039】

Ti : 0.01~0.5%

Ti 與 Nb 同樣地係將 C 及 N 固定而提高耐蝕性或成形性，並防止焊接

部之晶界腐蝕之元素。Ti 較 Nb 更優先地與 C 及 N 鍵結，故而藉由含有 Ti，可於對高溫強度有效之鋼中確保固溶 Nb 量，從而有效提高耐熱性。又，於本發明之含有 Al 之鋼中，Ti 為亦對耐氧化性之提高有效之元素，尤其於在高溫區域中使用，且要求優異之耐氧化性之鋼中為必須元素。若耐氧化性不充分，則氧化層之生成量變多，從而伴隨素材之截面面積之減少而熱疲勞特性亦會降低。為了獲得高溫下之耐氧化性，含有 0.01% 以上之 Ti。另一方面，若含有超過 0.5% 之過量之 Ti，則除了耐氧化性提高之效果飽和以外，亦會導致韌性之降低，例如，會因在熱軋板退火生產線上反覆受到之彎曲-彎曲復原而引起斷裂等，對製造性造成不良影響。由此，Ti 含量之上限設為 0.5%。Ti 含量較佳為超過 0.10%。Ti 含量更佳為超過 0.15%。又，Ti 含量較佳為 0.40% 以下。Ti 含量更佳為 0.30% 以下。

#### 【0040】

Mo : 0.3~6.0%

Mo 係於鋼中固溶而提高鋼之高溫強度，藉此提高熱疲勞特性之有效之元素。其效果藉由含有 0.3% 以上之 Mo 而顯現。於 Mo 含量未滿 0.3% 之情況下，高溫強度變得不充分，而無法獲得優異之熱疲勞特性。另一方面，含有過量之 Mo 不僅會使鋼硬質化而降低加工性，而且變得易於形成如  $\sigma$  相般之粗大之金屬間化合物，故反而會導致熱疲勞特性降低。因此，Mo 含量之上限設為 6.0%。Mo 含量較佳為超過 0.50%。Mo 含量更佳為超過 1.2%。Mo 含量進而更佳為超過 1.6%。又，Mo 含量較佳為 5.0% 以下。Mo 含量更佳為 4.0% 以下。Mo 含量進而更佳為 3.0% 以下。

#### 【0041】

Co : 0.01~3.0%

Co 係作為對提高鋼之韌性有效之元素而為人所知。進而，其亦為作為

降低本發明中因含有 Al 而增加之熱膨脹係數之元素而重要之元素。為了獲得該等效果，Co 含量設為 0.01% 以上。另一方面，若含有過量之 Co，則不僅反而使鋼之韌性降低，而且亦會使熱疲勞特性降低，故而 Co 含量之上限設為 3.0%。Co 含量較佳為 0.01% 以上且未滿 0.30%。Co 含量進而較佳為 0.01% 以上且未滿 0.05%。

**【0042】**

Ni : 0.02~1.0%

Ni 係提高鋼之韌性及耐氧化性之元素。為了獲得該等效果，Ni 含量設為 0.02% 以上。若耐氧化性不充分，則氧化層之生成量變多，由此而導致素材截面面積之減少、或氧化層之剝離，因而熱疲勞特性亦會降低。然而，Ni 係形成強力之  $\gamma$  相之元素，故而會於高溫下生成  $\gamma$  相，而降低耐氧化性。因此，Ni 含量之上限設為 1.0%。Ni 含量較佳為 0.05% 以上。Ni 含量更佳為超過 0.10%。又，Ni 含量較佳為未滿 0.80%。又，Ni 含量更佳為未滿 0.50%。

**【0043】  $Si + Al > 1.0\% \cdots (1)$** 

如上所述，Si 及 Al 係對提高耐氧化性有效之元素。藉由分別含有超過 0.1% 且 0.3% 以上而確認到其效果。然而，為了實現可應對排氣之高溫化之耐氧化性，必須在於既定之範圍內含有兩元素之基礎上，至少滿足  $Si + Al > 1.0\%$ 。若耐氧化性不充分，則氧化層之生成量變多，從而伴隨素材之截面面積之減少而熱疲勞特性亦會降低。較佳為  $Si + Al > 2.0\%$ 。更佳為  $Si + Al > 3.0\%$ 。

**【0044】  $Al - Mn > 0\% \cdots (2)$** 

如上所述，Mn 具有提高氧化層之耐剝離性之效果，但其含量若變為 Al 含量以上，則會降低由 Al 所帶來之耐氧化性提高效果。因此，使 Al 含量多於 Mn 含量 ( $Al > Mn$ )。即，在將 Al 含量及 Mn 含量設為上述範圍內之

基礎上，且使  $Al - Mn > 0\%$ 。

【0045】  $Nb - Ti > 0\% \cdots (3)$

如上所述，若過量含有 Ti，則會導致韌性之降低。進而，於本發明之鋼中之各元素的成分範圍中，若 Ti 之含量變為 Nb 之含量以上，則無法獲得充分之熱疲勞特性。因此，使 Nb 含量多於 Ti 含量 ( $Nb > Ti$ )。即，Nb 含量、Ti 含量滿足上述範圍，並且滿足  $Nb - Ti > 0\%$ 。

【0046】 再者，上述式(1)~(3)中之 Si、Al、Mn、Nb 及 Ti 表示各元素之含量(質量%)。

【0047】 於本發明之肥粒鐵系不銹鋼中，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。

【0048】 本發明之肥粒鐵系不銹鋼除了上述必須成分以外，可進而於下述範圍內含有選自 B、Zr、V、W、Cu 中之 1 種或 2 種以上。

【0049】

B : 0.0002~0.0050%

B 係為了提高鋼之加工性，尤其是提高二次加工性而有效之元素。此種效果可藉由含有 0.0002% 以上之 B 而獲得。另一方面，若含有過量之 B，則會生成 BN 而使加工性降低。因此，於含有 B 之情況下，B 含量設為 0.0002~0.0050%。B 含量較佳為 0.0005% 以上。B 含量更佳為 0.0008% 以上。又，B 含量較佳為 0.0030% 以下。B 含量更佳為 0.0020% 以下。

【0050】

Zr : 0.005~1.0%

Zr 係提高耐氧化性之元素，於本發明中，可視需要含有。為了獲得該效果，較佳為將 Zr 含量設為 0.005% 以上。然而，若 Zr 含量超過 1.0%，則 Zr 金屬間化合物析出，而會使鋼脆化。因此，於含有 Zr 之情況下，Zr 含量

設為 0.005~1.0%。

#### 【0051】

V : 0.01~1.0%

V 係對提高鋼之加工性有效之元素，並且係對耐氧化性之提高亦有效之元素。該等效果於 V 含量為 0.01%以上時變得顯著。然而，若含有超過 1.0%之過量之 V，則不僅會導致粗大之 V(C、N)之析出，而使韌性降低，而且會使表面性狀變差。因此，於含有 V 之情況下，V 含量設為 0.01~1.0%。V 含量較佳為 0.03%以上。V 含量更佳為 0.05%以上。又，V 含量較佳為 0.50%以下。V 含量更佳為 0.30%以下。

#### 【0052】

Cu : 0.01~0.30%

Cu 係具有提高鋼之耐蝕性之效果之元素，於耐蝕性為必要之情況下含有。其效果可藉由含有 0.01%以上之 Cu 而獲得。另一方面，若含有超過 0.30%之 Cu，則氧化層變得易於剝離，從而耐反覆氧化特性降低。因此，於含有 Cu 之情況下，Cu 含量設為 0.01~0.30%。Cu 含量較佳為 0.02%以上。又，Cu 含量較佳為 0.20%以下。Cu 含量更佳為 0.03%以上。又，Cu 含量更佳為 0.10%以下。

#### 【0053】

W : 0.01~5.0%

W 與 Mo 同樣地係藉由固溶強化而大幅提高高溫強度之元素。該效果可藉由含有 0.01%以上之 W 而獲得。另一方面，若過量含有，則不僅會顯著地使鋼硬質化，而且於製造時之退火步驟中會生成牢固之銹皮，故而酸洗時之脫銹會變得困難。因此，於含有 W 之情況下，W 含量設為 0.01~5.0%。W 含量較佳為 0.30%以上。W 含量更佳為 1.0%以上。又，W 含量較

佳為 4.0%以下。W 含量更佳為 3.0%以下。

【0054】 本發明之肥粒鐵系不銹鋼可進而於下述範圍內含有選自 Ca、Mg 中之 1 種或 2 種。

【0055】

Ca：0.0002~0.0050%

Ca 係對防止由連續鑄造時易於產生之 Ti 系中介物析出而導致之噴嘴之堵塞有效之成分。藉由使 Ca 含量為 0.0002%以上而獲得該效果。另一方面，為了不產生表面缺陷而獲得良好之表面性狀，Ca 含量必須設為 0.0050% 以下。因此，於含有 Ca 之情況下，Ca 含量設為 0.0002~0.0050%。Ca 含量較佳為 0.0005%以上。又，Ca 含量較佳為 0.0030%以下。Ca 含量更佳為 0.0020%以下。

【0056】

Mg：0.0002~0.0050%

Mg 係對提高鋼坯之等軸晶率，而提高加工性或韌性有效之元素。於如本發明般含有 Nb 或 Ti 之鋼中，Mg 亦具有抑制 Nb 或 Ti 之碳氮化物之粗大化之效果。其效果可藉由含有 0.0002%以上之 Mg 而獲得。若 Ti 碳氮化物粗大化，則會成為脆性斷裂之起點，故而韌性會大幅降低。若 Nb 碳氮化物粗大化，則 Nb 之鋼中固容量會下降，故而會導致熱疲勞特性之降低。另一方面，若 Mg 含量超過 0.0050%，則會使鋼之表面性狀變差。因此，於含有 Mg 之情況下，Mg 含量設為 0.0002~0.0050%。Mg 含量較佳為 0.0002%以上。Mg 含量更佳為 0.0004%以上。又，Mg 含量較佳為 0.0030%以下。Mg 含量更佳為 0.0020%以下。

【0057】 其次，對本發明之肥粒鐵系不銹鋼之製造方法進行說明。

【0058】 本發明之不銹鋼之製造方法只要為肥粒鐵系不銹鋼之通常

之製造方法，則可較佳地使用，並無特別限定。例如，可利用如下製造步驟而製造，即，利用轉爐或電爐等公知之熔解爐熔製鋼，或進而經由鋼包精煉或真空精煉等二次精煉而製成具有上述之本發明之成分組成之鋼，並利用連續鑄造法或鑄錠-分塊軋壓法製成鋼片(鋼坯)，其後，經由熱軋、熱軋板退火、酸洗、冷軋、最終退火及酸洗等各步驟而製成冷軋退火板。上述冷軋可設為 1 次或夾著中間退火之 2 次以上之冷軋，又，冷軋、最終退火及酸洗之各步驟亦可反覆進行。進而，熱軋板退火亦可省略，於需求鋼板之表面光澤或粗糙度調整之情況下，亦可於冷軋之後或最終退火之後，實施調質軋製軋壓。

【0059】 對上述製造方法中之較佳之製造條件進行說明。

【0060】 熔製鋼之製鋼步驟較佳為藉由真空吹氧脫碳法(VOD, Vacuum Oxygen Decarburization)法等，對利用轉爐或電爐等而熔解之鋼進行二次精煉，而製成含有上述必須成分及視需要添加之成分之鋼。已熔製之鋼液可利用公知之方法而製成鋼素材，但就生產性及品質方面而言，較佳為利用連續鑄造法而製造。其後，鋼素材較佳為被加熱至 1050~1250℃，並藉由熱軋而製成所需之板厚之熱軋板。當然，亦可對除板材以外者進行熱加工。上述熱軋板較佳為其後視需要於 900~1150℃ 之溫度下實施連續退火之後，藉由酸洗等而脫銹，而製成熱軋製品。再者，亦可視需要於酸洗之前藉由噴丸而去除銹皮。

【0061】 進而，亦可將上述熱軋退火板經冷軋等步驟而製成冷軋製品。該情況下之冷軋可為 1 次，但就生產性或需求品質上之觀點而言，亦可設為夾著中間退火之 2 次以上之冷軋。1 次或 2 次以上之冷軋之總軋縮率較佳為 60%以上，更佳為 70%以上。經冷軋之鋼板較佳為其後於較佳為 900~1150℃、進而較佳為 950~1150℃ 之溫度下進行連續退火(最終退火)，並

進行酸洗，而製成冷軋製品。進而，根據用途之不同，亦可於最終退火之後，實施調質軋延軋壓等，而進行鋼板之形狀、表面粗糙度及材質之調整。

【0062】 以上述方式而獲得之熱軋製品或冷軋製品於其後，根據各自之用途，而實施切斷或彎曲加工、突出加工及拉拔加工等加工，而形成為汽車或機車之排氣管、觸媒外筒材料、火力發電設備之排氣導管或燃料電池相關構件，例如分隔件、內部連接器或重組器等。焊接該等構件之方法並無特別限定，可應用金屬極惰性氣體保護焊(MIG, Metal Inert Gas)、金屬極活性氣體保護電弧焊(MAG, Metal Active Gas)、鎢極惰性氣體保護焊(TIG, Tungsten Inert Gas)等通常之弧焊、或點焊、縫焊接等電阻焊接、及電縫焊接等高頻電阻焊接、高頻感應焊接等。

[實施例]

【0063】 以下，藉由實施例而對本發明詳細地進行說明。

【0064】 利用真空熔解爐熔製具有表 1 所示之 No.1~56 之成分組成之鋼，並進行鑄造而製成 30 kg 之鋼塊，並進行鍛造而分割成 2 個部分。其後，將分割成 2 個部分之其中一個鋼塊加熱至 1170°C，繼而，進行熱軋而製成板厚 5 mm 之熱軋板，並於 1000~1150°C 之範圍之溫度下進行退火之後，進行酸洗而製成熱軋退火板。繼而，進行軋縮率 60%之冷軋，並於 1000~1150°C 之溫度下進行最終退火之後，藉由酸洗或研磨而去除銹皮，製成板厚為 2 mm 之冷軋退火板，供於氧化試驗。再者，作為參考，對於 SUS444(No.29)，亦與上述同樣地製作冷軋退火板，供於氧化試驗。關於退火溫度，一邊於上述溫度範圍內確認組成，一邊決定各鋼之溫度。

【0065】

<大氣中之連續氧化試驗>

自以上述方式而獲得之各種冷軋退火板切取 30 mm×20 mm 之試片，於

上部開 4 mm  $\phi$  之孔，並利用#320 之砂紙對表面及端面進行研磨，進行脫脂之後，懸吊於加熱保持於 1100°C 之大氣氛圍之爐內，並保持 200 小時。試驗之後，測定試片之質量，並求出與預先測定之試驗前之質量之差，而算出氧化增量( $\text{g}/\text{m}^2$ )。再者，試驗係各實施 2 次，以氧化增量較多者之值進行評價。再者，氧化增量包括已剝離之銹皮部分，如以下般進行評價。

#### 【0066】

○：均未發生異常氧化及銹皮剝離者

△：未發生異常氧化，但發生了銹皮剝離者

×：發生了異常氧化(氧化增量 $\geq 50 \text{ g}/\text{m}^2$ )者

將所獲得之結果示於表 1 中。將○設為合格，將△及×設為不合格(參照表 1 中之連續氧化 1100°C)。

#### 【0067】

<大氣中之反覆氧化試驗>

自以上述方式而獲得之各種冷軋退火板切取 30 mm×20 mm 之試片，於上部開 4 mm  $\phi$  之孔，並利用#320 之砂紙對表面及端面進行研磨，進行脫脂之後，反覆進行 400 個週期之反覆於大氣中 1100°C 之爐內保持 20 分鐘、及於 200°C 以下保持 1 分鐘之熱處理。試驗之後，測定試片之質量，求出與預先測定之試驗前之質量之差，而算出氧化增量( $\text{g}/\text{m}^2$ )，且藉由目視確認有無氧化層之剝離。再者，試驗各實施 2 次，氧化增量係以其較多者之值進行評價，氧化層之剝離係以 2 者之中剝離較顯著之試片進行評價。

#### 【0068】

○：均未發生異常氧化及銹皮剝離者

△：未發生異常氧化，但發生了銹皮剝離者

×：發生了異常氧化(氧化增量 $\geq 50 \text{ g}/\text{m}^2$ )者

將所獲得之結果示於表 1 中。將○設為合格，將△及×設為不合格(參照表 1 中之反覆氧化 1100°C)。

【0069】 其次，使用上述分割成 2 個部分之 30 kg 鋼塊之剩餘之鋼塊，將其加熱至 1170°C 之後，進行熱軋而製成厚度 35 mm×寬度 150 mm 之板片之後，對該板片進行鍛造，而製成 30 mm 見方之各棒。繼而，於 1000 ~ 1150°C 之溫度下進行退火之後，進行機械加工，而加工為圖 1 所示之形狀、尺寸之熱疲勞試片，供於下述熱膨脹係數之測定及熱疲勞試驗。退火溫度係設為針對每個成分確認組成且再結晶結束之溫度。再者，作為參考，對於具有 SUS444 之成分組成之鋼，亦與上述同樣地製作試片，供於熱膨脹係數之測定及熱疲勞試驗。

#### 【0070】

##### <熱膨脹係數之測定>

使用上述所製作之熱疲勞試片，進行熱膨脹係數之測定。測定係在不對試片賦予負重之情況下，自 200°C 至 950°C 之間進行 3 個週期之升溫、降溫，並讀取位移穩定之第 3 週期之位移量，算出熱膨脹係數，並如以下般進行評價。

#### 【0071】

○：未滿  $13.0 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$

×： $13.0 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  以上

將所獲得之結果示於表 1 中。將○設為合格，將×設為不合格(參照表 1 中之熱膨脹 950°C)。

#### 【0072】

##### <熱疲勞試驗>

如圖 2 所示，熱疲勞試驗係於一面以 0.5 之約束率約束上述試片，一面

在 200°C 與 950°C 之間反覆進行升溫、降溫之條件下進行。此時，升溫速度設為 7°C/s，降溫速度設為 7°C/s。並且，200°C、950°C 下之保持時間分別設為 1 分鐘、2 分鐘。再者，如圖 2 所示，關於上述約束率，可如圖 2 所示般以約束率  $\eta = a/(a+b)$  之形式而表示， $a$  為(自由熱膨脹應變量－控制應變量)/2， $b$  為控制應變量/2。又，自由熱膨脹應變量係表示在完全不賦予機械應力而升溫之情況下之應變量，控制應變量係表示試驗中所產生之應變量之絕對值。因約束而材料所產生之實質之約束應變量為(自由熱膨脹應變量－控制應變量)。

【0073】 又，熱疲勞壽命係將於 200°C 檢測出之負重除以試片均熱平行部(參照圖 1)之截面面積而算出應力，設為應力值相對於初始之週期(試驗穩定之第 5 個週期)之應力值下降至 75%之週期數，並如以下般進行評價。

【0074】

◎：1200 個週期以上(合格)

○：800 個週期以上且未滿 1200 個週期(合格)

×：未滿 800 個週期(不合格)

將所獲得之結果示於表 1 中。將◎、○設為合格，將×設為不合格(參照表 1 中之熱疲勞壽命 950°C)。

【0075】

[表 1]

鋼 No.	成分組成 (質量%)														耐氧化性			熱疲勞特性		備註		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Nb	Ti	Mo	Co	Ni	其他	Si+Al	Al-Mn	Nb-Ti	連續氧化 1100°C	反覆氧化 1100°C		熱膨脹 950°C	熱疲勞壽命 950°C
1	0.007	0.83	0.11	0.033	0.002	3.04	0.009	18.5	0.51	0.22	1.8	0.04	0.15	-	3.87	2.93	0.29	○	○	○	◎	發明例
2	0.005	0.91	0.20	0.034	0.003	0.32	0.008	19.7	0.48	0.16	2.0	0.08	0.13	-	1.23	0.12	0.32	○	○	○	◎	發明例
3	0.004	0.18	0.44	0.034	0.001	3.63	0.008	18.2	0.46	0.20	3.1	0.08	0.03	-	3.81	3.19	0.26	○	○	○	◎	發明例
4	0.003	0.50	0.17	0.029	0.002	3.89	0.010	17.2	0.47	0.17	4.0	0.03	0.28	-	4.40	3.72	0.29	○	○	○	◎	發明例
5	0.006	0.65	0.13	0.035	0.002	1.18	0.007	19.2	0.44	0.23	3.8	0.04	0.28	-	1.83	1.05	0.21	○	○	○	◎	發明例
6	0.003	0.82	0.50	0.038	0.003	4.89	0.009	19.6	0.47	0.26	3.5	0.08	0.13	-	5.71	4.39	0.21	○	○	○	◎	發明例
7	0.006	0.77	0.36	0.020	0.002	3.24	0.010	16.4	0.43	0.18	3.8	0.05	0.48	-	4.01	2.88	0.25	○	○	○	◎	發明例
8	0.005	1.08	0.77	0.028	0.002	4.21	0.011	13.7	0.54	0.13	2.3	0.06	0.24	-	5.29	3.44	0.41	○	○	○	◎	發明例
9	0.007	0.83	0.17	0.020	0.003	3.90	0.009	25.1	0.41	0.24	2.6	0.03	0.08	-	4.73	3.73	0.17	○	○	○	◎	發明例
10	0.003	1.08	0.40	0.025	0.002	2.81	0.005	17.3	0.38	0.17	1.2	0.04	0.13	-	3.89	2.40	0.21	○	○	○	◎	發明例
11	0.005	0.96	0.57	0.021	0.002	2.83	0.007	16.6	0.82	0.11	3.8	0.04	0.14	-	3.79	2.26	0.71	○	○	○	◎	發明例
12	0.004	1.07	0.23	0.027	0.002	2.99	0.008	19.4	0.54	0.05	3.0	0.02	0.29	-	4.06	2.77	0.49	○	○	○	◎	發明例
13	0.007	1.03	0.31	0.022	0.003	3.02	0.008	19.2	0.54	0.44	2.3	0.03	0.03	-	4.04	2.70	0.10	○	○	○	◎	發明例
14	0.005	0.75	0.26	0.036	0.001	2.25	0.008	18.1	0.41	0.15	0.4	0.04	0.17	-	3.00	1.99	0.26	○	○	○	◎	發明例
15	0.004	0.62	0.79	0.023	0.002	2.70	0.006	16.9	0.42	0.20	5.2	0.06	0.18	-	3.32	1.91	0.22	○	○	○	◎	發明例
16	0.005	0.72	0.19	0.037	0.001	2.27	0.009	16.8	0.46	0.11	3.7	0.20	0.14	-	2.99	2.09	0.35	○	○	○	◎	發明例
17	0.003	0.60	0.20	0.035	0.002	2.70	0.006	18.8	0.51	0.17	3.4	2.83	0.07	-	3.30	2.50	0.34	○	○	○	◎	發明例
18	0.007	2.21	0.38	0.031	0.001	3.48	0.006	17.8	0.47	0.11	1.7	0.04	0.28	-	5.69	3.10	0.37	○	○	○	◎	發明例
19	0.004	1.03	1.53	0.025	0.002	2.77	0.011	16.9	0.45	0.23	3.8	0.03	0.08	-	3.80	1.24	0.22	○	○	○	◎	發明例
20	0.003	0.83	0.65	0.033	0.001	2.21	0.006	19.5	0.53	0.25	3.2	0.02	0.19	W:0.39	3.04	1.56	0.28	○	○	○	◎	發明例
21	0.007	1.22	0.16	0.020	0.003	2.91	0.006	18.3	0.53	0.15	1.6	0.07	0.12	W:3.03	4.13	2.75	0.39	○	○	○	◎	發明例
22	0.007	0.51	0.18	0.032	0.001	2.61	0.007	17.4	0.47	0.29	1.4	0.04	0.25	V:0.04	3.12	2.43	0.18	○	○	○	◎	發明例
23	0.004	1.20	0.69	0.026	0.002	2.65	0.008	17.2	0.55	0.28	3.6	0.04	0.19	V:0.26	3.85	1.95	0.27	○	○	○	◎	發明例
24	0.005	0.84	0.50	0.026	0.003	2.74	0.010	18.7	0.46	0.21	1.8	0.09	0.29	Zr:0.08	3.58	2.24	0.25	○	○	○	◎	發明例
25	0.004	0.95	0.24	0.029	0.002	3.28	0.010	18.0	0.45	0.29	1.3	0.04	0.11	B:0.0008	4.24	3.04	0.15	○	○	○	◎	發明例
26	0.004	0.77	0.74	0.037	0.002	3.46	0.011	18.7	0.44	0.19	2.7	0.09	0.30	Ca:0.0007	4.24	2.72	0.25	○	○	○	◎	發明例
27	0.007	0.88	0.78	0.039	0.002	3.69	0.008	18.3	0.48	0.11	3.0	0.05	0.17	Mg:0.0010	4.57	2.91	0.37	○	○	○	◎	發明例
28	0.004	0.97	0.30	0.024	0.001	3.17	0.010	17.7	0.52	0.14	2.5	0.02	0.18	Ca:0.0009,Mg:0.0007	4.14	2.87	0.38	○	○	○	◎	發明例
39	0.004	0.65	1.03	0.031	0.002	3.11	0.008	18.4	0.36	0.27	1.9	0.08	0.40	Cu:0.24, Ca:0.0008	3.76	2.08	0.09	○	○	○	◎	發明例
40	0.005	0.93	0.15	0.029	0.001	2.89	0.010	20.6	0.48	0.19	1.6	0.05	0.21	Cu:0.26	3.82	2.74	0.29	○	○	○	◎	發明例
41	0.005	1.88	0.50	0.030	0.002	1.23	0.009	19.9	0.54	0.20	2.4	0.29	0.78	-	3.11	0.73	0.34	○	○	○	◎	發明例
42	0.007	1.56	0.24	0.027	0.002	1.89	0.007	21.4	0.50	0.14	2.9	0.10	0.19	-	3.45	1.65	0.36	○	○	○	◎	發明例
43	0.004	0.58	0.77	0.028	0.002	2.13	0.011	18.9	0.37	0.19	0.8	0.47	0.29	-	2.71	1.36	0.18	○	○	○	◎	發明例
44	0.006	0.34	0.49	0.030	0.001	3.28	0.009	20.0	0.42	0.31	1.2	1.03	0.19	-	3.62	2.79	0.11	○	○	○	◎	發明例
45	0.005	0.53	0.18	0.031	0.003	2.47	0.008	20.7	0.45	0.26	2.0	1.97	0.15	-	3.00	2.29	0.19	○	○	○	◎	發明例
46	0.006	0.67	0.13	0.029	0.003	5.68	0.007	19.7	0.43	0.18	1.7	0.06	0.16	-	6.35	5.55	0.25	○	○	○	◎	發明例
47	0.005	0.78	0.30	0.030	0.002	2.56	0.010	20.3	0.42	0.15	2.2	0.04	0.27	Cu:0.06	3.34	2.26	1.46	○	○	○	◎	發明例
48	0.006	0.69	0.18	0.028	0.001	3.24	0.006	18.5	0.50	0.19	1.9	0.16	0.11	V:0.19, Ca:0.0010	3.93	3.06	2.46	○	○	○	◎	發明例
29	0.006	0.28	0.19	0.023	0.003	0.02	0.008	18.2	0.37	-	1.80	-	0.14	B:0.0001	0.30	-0.17	0.37	△	△	○	x	習知例 SUS444
30	0.004	0.85	0.29	0.022	0.002	3.86	0.008	18.8	0.24	0.18	1.8	0.02	0.15	-	4.71	3.57	0.06	○	○	○	x	比較例
31	0.005	1.20	0.63	0.025	0.003	2.98	0.006	10.7	0.54	0.20	1.8	0.04	0.23	-	4.18	2.35	0.33	x	x	○	x	比較例
32	0.006	1.03	0.54	0.028	0.003	0.21	0.011	17.1	0.53	0.10	1.2	0.06	0.27	-	1.24	-0.33	0.43	x	x	○	x	比較例
33	0.004	0.97	0.11	0.034	0.002	2.20	0.007	16.2	0.41	0.29	3.8	-	0.18	-	3.17	2.09	0.12	○	○	x	x	比較例
34	0.006	1.01	0.77	0.031	0.002	2.31	0.005	18.1	0.44	0.22	0.2	0.03	0.20	-	3.22	1.45	0.23	○	○	○	x	比較例
35	0.005	1.09	0.17	0.035	0.002	3.33	0.010	16.0	0.42	0.14	2.1	0.02	0.01	-	4.42	3.17	0.28	x	x	○	x	比較例
36	0.005	0.07	0.55	0.030	0.002	3.46	0.009	19.5	0.44	0.20	1.3	0.05	0.22	-	3.53	2.91	0.24	x	x	○	x	比較例
37	0.005	0.70	0.03	0.027	0.001	3.78	0.009	17.9	0.45	0.22	3.1	0.01	0.06	-	4.48	3.75	0.23	○	x	○	x	比較例
38	0.003	0.37	0.21	0.034	0.002	0.55	0.011	19.2	0.49	0.28	2.7	0.02	0.16	-	0.92	0.34	0.21	x	x	○	x	比較例
49	0.005	0.69	1.33	0.029	0.002	1.05	0.010	18.7	0.48	0.19	1.8	0.04	0.20	-	1.74	-0.28	0.29	x	x	○	○	比較例
50	0.006	1.11	0.35	0.031	0.002	2.56	0.008	19.3	0.51	0.15	6.7	0.10	0.31	-	3.67	2.21	0.36	○	○	○	x	比較例
51	0.005	0.90	0.44	0.031	0.001	1.59	0.007	20.1	0.46	0.22	2.3	0.06	1.21	-	2.49	1.15	0.24	x	x	x	x	比較例
52	0.004	0.86	0.29	0.028	0.002	2.64	0.009	18.8	0.41	0.44	3.0	0.08	0.23	-	3.50	2.35	-0.03	○	○	○	x	比較例
53	0.007	0.54	0.24	0.033	0.003	2.89	0.011	19.0	0.37	0.41	1.7	0.07	0.24	-	3.43	2.65	-0.04	○	○	○	x	比較例
54	0.006	1.03	0.30	0.034	0.002	2.06	0.009	19.5	0.46	0.18	2.2	0.13	0.17	Cu:0.55	3.09	1.76	0.28	○	x	○	○	比較例
55	0.004	1.11	0.15	0.030	0.002	0.19	0.010	18.9	0.48	0.20	1.9	0.11	0.24	-	1.30	0.04	0.28	○	○	○	x	比較例
56	0.007	0.89	0.25	0.031	0.002	3.33	0.009	18.8	0.46	-	2.3	0.14	0.21	-	4.22	3.08	0.46	x	x	○	x	比較例

註：帶下底線部分表示為本發明之範圍外。  
上述成分組成以外之剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質。

【0076】 由表 1 所示，本發明例之鋼 No.1~28 及 39~48 於 2 個氧化試驗中均未發生異常氧化及氧化層之剝離，表現出了特別較 SUS444(鋼 No.29)優異之熱疲勞壽命。

【0077】 關於鋼 No.30，係 Nb 含量為 0.3 質量%以下，熱疲勞特性為

不合格。關於鋼 No.31，係 Cr 含量未滿 12 質量%，耐氧化性均為不合格，熱疲勞壽命隨之亦為不合格。

【0078】 關於鋼 No.32，係 Al 含量未滿 0.3 質量%，Al—Mn 之值為 0 質量%以下，不僅耐氧化性均為不合格，而且熱疲勞壽命為不合格。關於鋼 No.33，係不含有 Co，Co 含量未滿 0.01 質量%，熱膨脹係數較大，受到其影響而熱疲勞壽命為不合格。

【0079】 關於鋼 No.34，係 Mo 含量未滿 0.3 質量%，熱疲勞壽命為不合格。關於鋼 No.35，係 Ni 含量未滿 0.02 質量%，耐氧化性為不合格，熱疲勞壽命隨之亦為不合格。

【0080】 關於鋼 No.36，係 Si 含量為 0.1 質量%以下，耐氧化性為不合格，熱疲勞壽命隨之亦為不合格。關於鋼 No.37，係 Mn 含量未滿 0.05 質量%，耐反覆氧化性為不合格，熱疲勞壽命亦為不合格。

【0081】 關於鋼 No.38，係 Si+Al 之值為 1.0 質量%以下，耐氧化性為不合格，熱疲勞壽命亦為不合格。關於鋼 No.49，係 Al—Mn 為 0 質量%以下，耐氧化性為不合格。

【0082】 鋼 No.50 係 Mo 含量超過 6.0 質量%，熱疲勞特性為不合格。關於鋼 No.51，係 Ni 含量超過 1.0 質量%，耐氧化性及熱疲勞特性均為不合格。

【0083】 關於鋼 No.52 及鋼 No.53，係 Nb—Ti 為 0 質量%以下，熱疲勞特性為不合格。鋼 No.54 係 Cu 含量超過 0.30 質量，耐反覆氧化性為不合格。

【0084】 鋼 No.55 係 Al 含量未滿 0.3%，熱疲勞特性為不合格。鋼 No.56 係 Ti 含量未滿 0.01%，連續氧化及反覆氧化均為不合格，熱疲勞特性隨之亦為不合格。

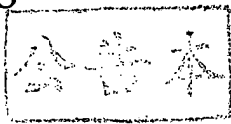
(產業上之可利用性)

【0085】 本發明之肥粒鐵系不銹鋼不僅適合作為汽車等之排氣系統構件用，而且亦可較佳地用作要求同樣特性之火力發電系統之排氣系統構件或固體氧化物類型之燃料電池用構件。

【符號說明】

【0086】

無



# 發明摘要

※ 申請案號：105131299

※ 申請日：105/09/29

※IPC 分類：C22C 38/00  
(2006.01)

## 【發明名稱】

肥粒鐵系不銹鋼

## 【中文】

本發明提供一種耐氧化性及熱疲勞特性優異之肥粒鐵系不銹鋼。

本發明以質量%計，含有 C：0.020%以下、Si：超過 0.1%且 3.0%以下、Mn：0.05~2.0%、P：0.050%以下、S：0.010%以下、Al：0.3~6.0%、N：0.020%以下、Cr：12~30%、Nb：超過 0.3%且 1.0%以下、Ti：0.01~0.5%、Mo：0.3~6.0%、Co：0.01~3.0%、Ni：0.02~1.0%，且其含有滿足  $Si + Al > 1.0\%$ 、 $Al - Mn > 0\%$ 、 $Nb - Ti > 0\%$ ，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。

## 【英文】

## 申請專利範圍

1. 一種肥粒鐵系不銹鋼，其具有如下組成，以質量%計含有 C：0.020% 以下、Si：超過 0.1% 且 3.0% 以下、Mn：0.05~2.0%、P：0.050% 以下、S：0.010% 以下、Al：0.3~6.0%、N：0.020% 以下、Cr：12~30%、Nb：超過 0.3% 且 1.0% 以下、Ti：0.01~0.5%、Mo：0.3~6.0%、Co：0.01~3.0%、Ni：0.02~1.0%，且其含有滿足下式(1)~(3)之條件，剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，

$$\text{Si} + \text{Al} > 1.0\% \dots (1)$$

$$\text{Al} - \text{Mn} > 0\% \dots (2)$$

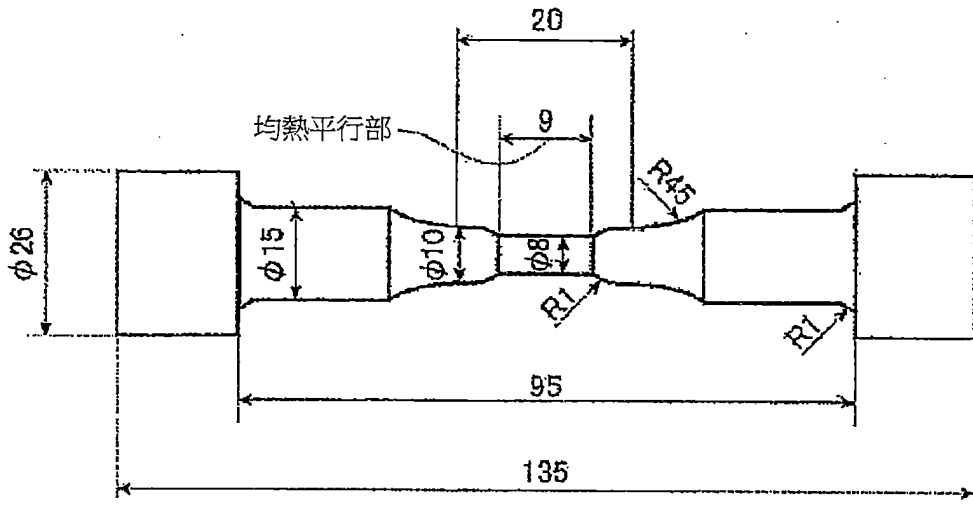
$$\text{Nb} - \text{Ti} > 0\% \dots (3)$$

(式(1)~(3)中之 Si、Al、Mn、Nb 及 Ti 表示各元素之含量(質量%))。

2. 如請求項 1 之肥粒鐵系不銹鋼，其以質量%計，進而含有選自 B：0.0002~0.0050%、Zr：0.005~1.0%、V：0.01~1.0%、Cu：0.01~0.30%、W：0.01~5.0% 中之 1 種或 2 種以上。

3. 如請求項 1 或 2 之肥粒鐵系不銹鋼，其以質量%計，進而含有選自 Ca：0.0002~0.0050%、Mg：0.0002~0.0050% 中之 1 種或 2 種。

圖式



(單位: mm)

圖1

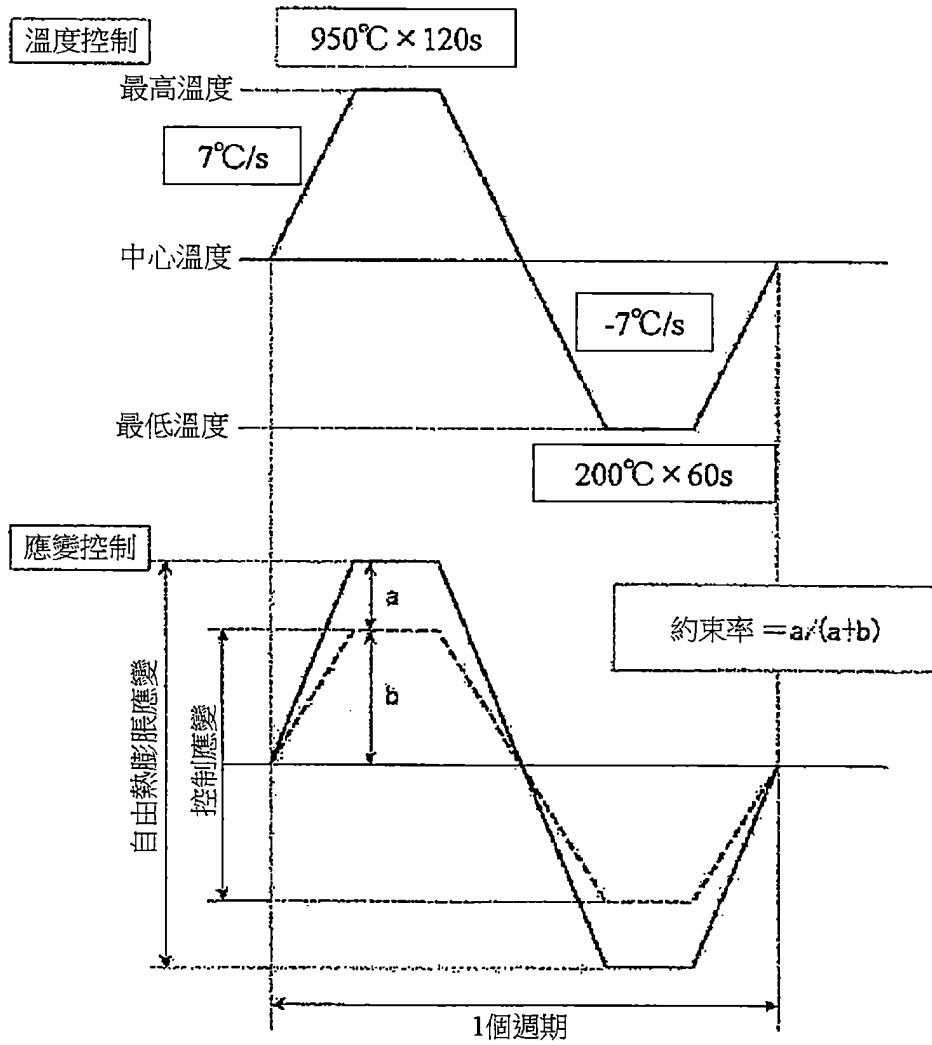


圖2

**【代表圖】**

**【本案指定代表圖】**：第（ 1 ）圖。

**【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