



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201533250 A

(43)公開日：中華民國 104 (2015) 年 09 月 01 日

(21)申請案號：104102300

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 01 月 23 日

(51)Int. Cl. :	<i>C22C38/18 (2006.01)</i>	<i>C22C38/20 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/22 (2006.01)</i>	<i>C22C38/24 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/26 (2006.01)</i>	<i>C22C38/28 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/30 (2006.01)</i>	<i>C22C38/32 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/42 (2006.01)</i>	<i>C22C38/44 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/46 (2006.01)</i>	<i>C22C38/50 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/54 (2006.01)</i>	<i>C21D8/02 (2006.01)</i>
	<i>C21D6/00 (2006.01)</i>	<i>C21D9/46 (2006.01)</i>

(30)優先權：2014/01/24	日本	2014-011306
2014/11/11	日本	2014-228503

(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：吉野正崇 YOSHINO, MASATAKA (JP)；太田裕樹 OTA, HIROKI (JP)；田彩子 TA, AYAKO (JP)；松原行宏 MATSUBARA, YUKIHIRO (JP)；水谷映斗 MIZUTANI, AKITO (JP)；藤澤光幸 FUJISAWA, MITSUYUKI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：1 共 35 頁

(54)名稱

不銹鋼冷軋鋼板用素材及其製造方法

(57)摘要

本發明所提供的不銹鋼冷軋用素材，係適用於具有充分耐蝕性與抗皺性能、且成形性與表面性狀均優異的不銹鋼冷軋鋼板。

本發明的不銹鋼冷軋用素材，係依質量%計，含有：C：0.007~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.05~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：15.5~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

## 發明摘要

※ 申請案號：104102300

※ 申請日：104/01/23

※ I P C 分類：

【發明名稱】(中文/英文)

不銹鋼冷軋鋼板用素材及其製造方法

C22C38/18(2006.01)  
C22C38/20(2006.01)  
C22C38/22(2006.01)  
C22C38/24(2006.01)  
C22C38/26(2006.01)  
C22C38/28(2006.01)  
C22C38/30(2006.01)  
C22C38/32(2006.01)  
C22C38/42(2006.01)  
C22C38/44(2006.01)  
C22C38/46(2006.01)  
C22C38/50(2006.01)  
C22C38/54(2006.01)  
C21D8/02(2006.01)  
C21D6/00(2006.01)  
C21D9/46(2006.01)

【中文】

本發明所提供的不銹鋼冷軋用素材，係適用於具有充分耐蝕性與抗皺性能、且成形性與表面性狀均優異的不銹鋼冷軋鋼板。

本發明的不銹鋼冷軋用素材，係依質量%計，含有：C：0.007~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.05~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：15.5~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

【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)

不銹鋼冷軋鋼板用素材及其製造方法

## 【技術領域】

【0001】本發明係關於適用於製造成形性優異之不銹鋼冷軋鋼板的不銹鋼冷軋鋼板用素材及其製造方法。

## 【先前技術】

【0002】由於肥粒鐵系不銹鋼(鋼板)係廉價且耐蝕性優異，因而被使用於建材、輸送機器、家電製品、廚房器具、汽車零件等各種用途，且近年其適用範圍正擴大中。為能適用於該等用途，不僅要求耐蝕性，並要求能加工為既定形狀的充分成形性(伸展大(以下有時將伸展充分大之事稱為「具延性」)、平均蘭克福特值((Lankford value))(以下有時稱「平均 r 值」))大、以及抗皺性能優異。又，當適用於需要外觀美麗性用途的情況，亦需要表面性狀優異。

【0003】針對上述，專利文獻 1 所揭示的肥粒鐵系不銹鋼，係成形性與抗皺性能均優異，其特徵在於依質量%計，含有：C：0.02~0.06%、Si：1.0%以下、Mn：1.0%以下、P：0.05%以下、S：0.01%以下、Al：0.005%以下、Ti：0.005%以下、Cr：11~30%、Ni：0.7%以下，且滿足  $0.06 \leq (C+N) \leq 0.12$ 、 $1 \leq N/C$  及  $1.5 \times 10^{-3} \leq (V \times N) \leq 1.5 \times 10^{-2}$ (C、N、V 係分別表示各元素的質量%)。但是，專利文獻 1 在熱軋後必需施行所謂的箱式退火(例如依 860°C 施行 8 小時退火)。此種箱式退火若包括有加熱或冷卻過程，便需耗費一週左右，導致生產性低。

【0004】另一方面，專利文獻 2 所揭示的肥粒鐵系不銹鋼，係加工性與表面性狀均優異，其特徵在於將依質量%計，含有：C：0.01~0.10%、Si：0.05~0.50%、Mn：0.05~1.00%、Ni：0.01~0.50%、Cr：10~20%、Mo：0.005~0.50%、Cu：0.01~0.50%、V：0.001~0.50%、Ti：0.001~0.50%、Al：0.01~0.20%、Nb：0.001~0.50%、N：0.005~0.050%及 B：0.00010~0.00500%的鋼施行熱軋後，再使用箱式爐(box furnace)或 AP 線(annealing and pickling line，退火酸洗線)連續爐，依肥粒鐵單相溫度區域施行熱軋板退火，再施行冷軋及冷軋板退火。但是，使用箱式爐時(箱式退火)，將與上述專利文獻 1 同樣地會有生產性低的問題。又，關於伸展雖完全未提及，但當利用連續退火爐依肥粒鐵單相溫度區域施行熱軋板退火的情況，由於退火溫度低因而再結晶不充分，相較於依肥粒鐵單相溫度區域施行箱式退火的情況下，伸展較為降低。又，一般如專利文獻 2 之肥粒鐵系不銹鋼，會生成具有類似鑄造或熱軋時之結晶方位的晶粒群(colony，集群)，經成形後會有產生起皺(ridging)的問題

[先前技術文獻]

[專利文獻]

#### 【0005】

專利文獻 1：日本專利第 3584881 號公報(再公表 WO00/60134 號)

專利文獻 2：日本專利第 3581801 號公報(特開 2001-3134 號)

#### 【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

【0006】本發明之目的在於解決上述問題，並提供：適用於具

有充分耐蝕性及抗皺性能、且成形性及表面性狀均優異之肥粒鐵系不銹鋼冷軋鋼板的冷軋用素材及其製造方法。

【0007】另外，本發明中，所謂充分耐蝕性係指對表面經利用#600 剛砂紙施行拋光加工後再將端面部予以密封的鋼板，施行 JIS H 8502 所規定的鹽水噴霧循環試驗(以(鹽水噴霧(35℃、5 質量%NaCl、噴霧 2h)→乾燥(60℃、相對濕度 40%、4h)→濕潤(50℃、相對濕度 $\geq$ 95%、2h))為 1 循環的試驗)計施行 8 循環時，鋼板表面的生銹面積率(=生銹面積/鋼板總面積 $\times$ 100[%])在 25%以下。

【0008】再者，所謂優異成形性係指在根據 JIS Z2241 的拉伸試驗中，軋延方向之直角方向試驗片的斷裂拉伸(EI)達 25%以上、以及在根據 JIS Z2241 的拉伸試驗中，賦予 15%應變時利用下述(1)式所計算出的平均 r 值達 0.70 以上之情況。

$$\text{平均 } r \text{ 值} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$

其中， $r_L$  係在軋延方向的平行方向施行拉伸試驗時的 r 值； $r_D$  係在軋延方向的 45°方向施行拉伸試驗時的 r 值； $r_C$  係在軋延方向的直角方向施行拉伸試驗時的 r 值。

【0009】再者，所謂抗皺性能良好係指在根據 JIS Z 2201 採取的 JIS5 號拉伸試驗片的單面，利用#600 砂紙研磨，經利用單軸拉伸賦予 20%預應變後，對表面根據 JIS B 0601-2001 測定拉伸試驗片平行部中央的起伏，且大起伏(起皺高度)在 2.5 $\mu$ m 以下之情況。  
(解決問題之技術手段)

【0010】為解決問題經深入鑽研，結果發現藉由將金屬組織係依面積率含有適當成分且維氏硬度在 HV500 以下之麻田散鐵相為 10~60%的鋼板，使用作為冷軋用素材，經施行常法的冷軋及冷軋

板退火後，可獲得具有充分耐蝕性、成形性及抗皺性能的不銹鋼冷軋鋼板。又，發現該不銹鋼冷軋鋼板的表面性狀亦優異。

【0011】本發明係根據以上發現而完成，主旨如下。

[1]一種不銹鋼冷軋鋼板用素材，係依質量%計，含有：C：0.007~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.05~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：15.5~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

[2]一種不銹鋼冷軋鋼板用素材，係依質量%計，含有：C：0.01~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.2~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：16.0~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

[3]如上述[1]或[2]所記載的不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，含有：C：0.035%以下、Si：0.25%~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下。

[4]如上述[1]或[2]所記載的不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，含有：Si：未滿 0.25%、或 Mn：超過 0.35%。

[5]如上述[1]~[4]中任一項所記載之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，更進一步含有從 Cu：0.1~1.0%、Ni：0.1~1.0%、Mo：0.1~0.5%、Co：0.01~0.2%之中選擇 1 種或 2 種以上。

[6]如上述[1]~[5]中任一項所記載之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其

中，依質量%計，更進一步含有從 V：0.01~0.25%、Ti：0.001~0.10%、Nb：0.001~0.10%、Mg：0.0002~0.0050%、B：0.0002~0.0050%、REM：0.01~0.10%、Ca：0.0002~0.0020%之中選擇 1 種或 2 種以上。

[7]一種不銹鋼冷軋鋼板用素材之製造方法，係將具有上述[1]至[6]中任一項所記載之成分組成的鋼胚，施行熱軋，接著施行依 880~1050℃ 的溫度範圍保持 5 秒~15 分鐘，再於 350~150℃ 的溫度範圍內依 10℃/sec 以下的冷卻速度進行冷卻的退火。

另外，本說明書中，表示鋼成分的%全部均指質量%。

(對照先前技術之功效)

【0012】若使用本發明的不銹鋼冷軋用素材，便可獲得具有充分耐蝕性與抗皺性能，且成形性優異、不會有因熱軋或熱軋板退火造成之線狀瑕疵發生的表面性狀優異的不銹鋼冷軋鋼板，達產業上特佳效果。

### 【圖式簡單說明】

#### 【0013】

圖 1 係表示肥粒鐵相與麻田散鐵相的金屬組織學特徵圖(光學顯微鏡照片)。

### 【實施方式】

【0014】以下，針對本發明進行詳細說明。

【0015】本發明的不銹鋼冷軋鋼板用素材，其特徵在於：依質量%計，含有：C：0.007~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.05~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：15.5~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，

上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

【0016】本發明的不銹鋼冷軋鋼板用素材係經熱軋後，施行依成為肥粒鐵相與沃斯田鐵相之雙相溫度區域 880~1050°C 的溫度，保持 5 秒~15 分鐘的熱軋板退火，接著於 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度施行冷卻便可製造。

【0017】本發明的不銹鋼冷軋用素材藉由施行常法的冷軋與冷軋板退火，便可獲得具有充分耐蝕性與成形性、且抗皺性能與表面性狀均優異的不銹鋼冷軋鋼板。

【0018】首先，針對本發明的技術內容進行詳細說明。

【0019】發明者等針對非如箱式退火(批次退火)之類的長時間熱軋板退火，而是藉由使用高生產性連續退火爐的短時間熱軋板退火，獲得既定加工性的技術進行檢討。使用連續退火爐的習知技術的問題，由於退火係依肥粒鐵單相溫度區域施行，因而不會生成充分的再結晶，導致無法獲得充分的伸展，且由於集群會殘存至冷軋板退火後，因而抗皺性能差。所以，發明者等創新思考在依肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相區域施行熱軋板退火後，再依既定冷卻速度施行冷卻，使生成既定面積率與硬度的麻田散鐵，接著依常法施行冷軋與冷軋板退火，最終再度成為肥粒鐵單相組織。

【0020】即，藉由熱軋板退火係依較肥粒鐵單相溫度區域更高溫的肥粒鐵相與沃斯田鐵之雙相區域實施，可促進肥粒鐵相的再結晶。其結果，可迴避因熱軋而被導入加工應變的肥粒鐵結晶粒殘存直到冷軋板退火後為止，俾提升冷軋板退火後的伸展。又，當利用熱軋板退火從肥粒鐵相生成沃斯田鐵相時，由於沃斯田鐵相會生成具有與退火前的肥粒鐵相不同結晶方位，因而能有效地破壞肥粒鐵

相的集群，提升平均  $r$  值與抗皺性能。

【0021】然而，經更進一步檢討得知，若對習知成分的鋼依上述肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相區域施行熱軋板退火，經冷軋板退火後會產生沿軋延方向的線狀瑕疵(以下稱「線狀瑕疵」)，會產生表面性狀明顯降低的新問題。

【0022】發明者等為能兼顧成形性與表面性狀，便針對因依肥粒鐵相與沃斯田鐵相之雙相區域施行熱軋板退火，而產生線狀瑕疵的原因進行調查。

【0023】其結果可知線狀瑕疵係因熱軋板退火後存在於鋼板表層部明顯硬質的麻田散鐵相造成。即，發現若在經熱軋板退火後的鋼板表層部存在有明顯硬質的麻田散鐵相，則在後續的冷軋中於明顯硬質的麻田散鐵相與肥粒鐵相的界面應變集中而發生微小龜裂，且在經冷軋板退火後成為線狀瑕疵。麻田散鐵相係屬於由依肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相區域施行熱軋板退火時所生成的沃斯田鐵相，在冷卻過程中變態而生成者。經調查組織中的各麻田散鐵結晶粒的硬度，發現多數麻田散鐵相的維氏硬度(HV)均為 300~400 左右，相對於此，一部分的麻田散鐵相會有超過 HV500 程度的明顯硬質，且冷軋時的微小龜裂係在該超過 HV500 的明顯硬質的麻田散鐵相與肥粒鐵相之界面處發生。

【0024】緣是，發明者等創思將依肥粒鐵相與沃斯田鐵相之雙相區域施行短時間退火後的冷卻過程，特別係 350~150°C 溫度範圍內的冷卻速度控制於 10°C/sec 以下。即，本發明鋼中，麻田散鐵相係在從退火溫度至室溫的冷卻中，藉由沃斯田鐵相進行變態而生成。藉由降低冷卻速度，便可拉長鋼板溫度從麻田散鐵開始變態(有

稱為 Ms 點的情況)，成為至室溫之溫度區域的時間。藉此，使藉由通過 Ms 點而生成的麻田散鐵相產生自行回火，便可將麻田散鐵相的硬度軟質化至 HV500 以下。藉此，可獲得利用麻田散鐵相存在而提升經冷軋板退火後之材質(r 值、抗皺性能)的效果，且可迴避因明顯硬質的麻田散鐵相造成的線狀瑕疵產生。

【0025】依照上述檢討結果，使金屬組織中存在既定量的麻田散鐵相、以及將麻田散鐵相軟質化係屬重要。本發明便以上述發現為基礎，首先，將麻田散鐵相的面積率設定為 10~60%。本發明中，利用熱軋板退火使生成沃斯田鐵相，而獲得解除熱軋板中之肥粒鐵相集群的效果。而，藉由在熱軋板退火後存在麻田散鐵相，便能提升抗皺性能、進一步使提升 r 值的  $\gamma$ -纖維集合組織充分發展。利用麻田散鐵相造成的該等效果，如上述，麻田散鐵相的舊沃斯田鐵晶界或者塊狀或板條狀邊界，具有作為最終退火時之肥粒鐵相之再結晶位置的機能，其亦可藉由促進冷軋板退火時的再結晶而促進。該等效果係當熱軋板退火後的麻田散鐵相的面積率達 10%以上時才能獲得。另一方面，若麻田散鐵相的面積率超過 60%，則熱軋退火板會硬質化，在冷軋步驟中會發生裂邊(cracked edge)或板形狀不良，就製造而言不佳。所以，麻田散鐵相的面積率設定為 10~60%。較佳係 10~50%範圍。更佳係 10~40%範圍。

【0026】另外，本發明鋼的鋼成分範圍中，由於熱軋板退火溫度下所生成的沃斯田鐵相幾乎全部會變態為麻田散鐵相，因而在熱軋板退火溫度下所生成的沃斯田鐵相的面積率，幾乎等於熱軋板退火後的麻田散鐵相的面積率。該沃斯田鐵相的面積率係依存於成分(特別係 C、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cu)與熱軋板退火溫度。所以，

所需的麻田散鐵相的面積率係藉由控制成分與熱軋板退火溫度便可獲得。

【0027】再者，麻田散鐵相的面積率係可依照後述之實施例所記載的方法進行測定。

【0028】再者，本發明中，麻田散鐵相的硬度係設定為 HV500 以下。為能獲得良好抗皺性能或高平均 r 值，如上述，必需使熱軋退火板中存在既定量的麻田散鐵相。但是，若存在有超過 HV500 的明顯硬質的麻田散鐵相，則在冷軋時，會因硬質的麻田散鐵相與肥粒鐵相間之硬度差，造成從二相的界面生成微小龜裂，且於冷軋板退火後出現沿軋延方向的線狀缺陷，導致鋼板的表面美麗性降低。所以，熱軋退火板的麻田散鐵相硬度必需設定在 HV500 以下。較佳係 HV475 以下。更佳係 HV450 以下。另外，麻田散鐵相的硬度係可利用熱軋板退火後的冷卻速度進行控制。

【0029】其次，針對本發明肥粒鐵系不銹鋼的成分組成進行說明。以下，在無特別聲明的前提下，%係指質量%。

【0030】

C：0.007~0.05%

C 係具有促進沃斯田鐵相生成，且擴大在熱軋板退火時出現肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相溫度區域之效果。為能獲得此項效果必需含有達 0.007%以上。但是，若 C 量超過 0.05%，則鋼板會硬質化而降低延性。又，即便根據本發明，在熱軋板退火後仍會生成明顯硬質的麻田散鐵相，誘發冷軋板退火後的線狀瑕疵。所以，C 量設定為 0.007~0.05%範圍。下限較佳係 0.01%、更佳係 0.015%。上限較佳係 0.03%、更佳係 0.025%。

**【0031】**

Si : 0.02~0.50%

Si 係屬於在鋼熔製時作為脫氧劑而作用的元素。為能獲得此項效果必需含有達 0.02 以上。但是，若 Si 量超過 0.50%，則鋼板會硬質化而增大熱軋時的軋延負荷。又，冷軋板退火後的延性會降低。所以，Si 量設定為 0.02~0.50% 範圍。較佳係 0.10~0.35% 範圍。更佳係 0.25~0.30% 範圍。

**【0032】**

Mn : 0.05~1.0%

Mn 係與 C 同樣地具有促進沃斯田鐵相生成，且擴大在熱軋板退火時出現肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相溫度區域之效果。為能獲得此項效果必需含有達 0.05% 以上。但是，若 Mn 量超過 1.0%，則 MnS 的生成量會增加而降低耐蝕性。所以，Mn 量設定為 0.05~1.0% 範圍。下限較佳係 0.1%、更佳係 0.2%。上限較佳係 0.8%、更佳係 0.3%。

**【0033】**

P : 0.04% 以下

P 係屬於會助長因晶界偏析而造成晶界破壞的元素，所以越少越理想，上限設定為 0.04%。較佳係 0.03% 以下。

**【0034】**

S : 0.01% 以下

S 係屬於會成為 MnS 等硫化物系夾雜物而存在並使延性或耐蝕性等降低的元素。特別係當含有量超過 0.01% 的情況，該等不良影響會明顯發生。所以，S 量儘可能越低越理想，本發明中的 S 量

上限係設定為 0.01%。更佳係 0.007%以下。特佳係 0.005%以下。

### 【0035】

Cr：15.5~18.0%

Cr 係屬於具有在鋼板表面上形成鈍化皮膜而提升耐蝕性效果的元素。為能獲得此項效果必需將 Cr 量設定為 15.5%以上。但是，若 Cr 量超過 18.0%，則在熱軋板退火時沃斯田鐵相的生成不充分，無法獲得既定的材料特性。所以，Cr 量設定為 15.5~18.0%範圍。較佳係 16.0~18.0%範圍。更佳係 16.0~17.25%範圍。

### 【0036】

Al：0.001~0.10%

Al 係與 Si 同樣地屬於作為脫氧劑而作用的元素。為能獲得此項效果必需含有達 0.001%以上。但是，若 Al 量超過 0.10%，則  $Al_2O_3$  等 Al 系夾雜物會增加，表面性狀容易降低。所以，Al 量設定為 0.001~0.10%範圍。較佳係 0.001~0.07%範圍。更佳係 0.001~0.05%範圍。特佳係 0.001~0.03%範圍。

### 【0037】

N：0.01~0.06%

N 係與 C、Mn 同樣地具有促進沃斯田鐵相生成，且擴大在熱軋板退火時出現肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相溫度區域之效果。為能獲得此項效果必需將 N 量設定達 0.01%以上。但是，若 N 量超過 0.06%，則延性會明顯降低，且會因助長氮化鉻的析出而產生耐蝕性降低。所以，N 量設定為 0.01~0.06%範圍。較佳係 0.01~0.05%範圍。更佳係 0.02~0.04%範圍。

【0038】再者，如下述，發現藉由設定為 C：0.035%以下、Si：

0.25%~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下，便可使斷裂拉伸達 27%以上。藉由將屬於肥粒鐵生成元素的 Si、及屬於沃斯田鐵生成元素的 C 與 Mn 調整於適當的範圍，便可使生成沃斯田鐵相的下限溫度移往高溫側。藉此，依肥粒鐵單相溫度區域施行冷軋板退火，可獲得充分晶粒成長的肥粒鐵單相組織。結果，可使斷裂拉伸達 27%以上。

C：0.035%以下、Si：0.25~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下

如上述，C 會促進沃斯田鐵相生成，擴大在熱軋板退火時出現肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相溫度區域。當使生成沃斯田鐵相的下限溫度移往高溫側，而使斷裂拉伸達 27%以上的情況，C 量設定為 0.035%以下。較佳係 0.030%以下、更佳係 0.025%以下。

Si 係屬於促進肥粒鐵相生成，將熱軋板退火時出現沃斯田鐵相的下限溫度高溫化之元素。為能獲得此項效果，Si 量必需含有達 0.25%以上。另一方面，若 Si 量達 0.40%以上，則鋼板會硬質化而降低冷軋板退火後的延性，且無法獲得達 27%以上的斷裂拉伸。所以，將斷裂拉伸設為 27%以上的情況，除 C 量在 0.035%以下之外，尚必需將 Si 量設定為 0.25%以上且未滿 0.40%的範圍。較佳係 0.25~0.35%範圍。更佳係 0.25~0.30%範圍。

Mn 係與 C 同樣地會促進沃斯田鐵相生成。若 Mn 量超過 0.35%，則生成沃斯田鐵相的下限溫度不會提升，導致無法獲得達 27%以上的斷裂拉伸。所以，將斷裂拉伸設為 27%以上的情況，除 C 量在 0.035%以下、Si 量為 0.25%以上且未滿 0.40%之外，尚必需將 Mn 量設定在 0.35%以下。較佳係 0.10~0.30%範圍。更佳係 0.15~0.25%範圍。

【0039】再者，如下述，發現藉由設定為 Si：未滿 0.25%、或

Mn：超過 0.35%，便會使 $|\Delta r|$ 變小。藉由將屬於肥粒鐵生成元素的 Si、及屬於沃斯田鐵生成元素的 Mn 調整於適當的範圍，便可將冷軋板退火時的組織形成分散著數%微量沃斯田鐵相的沃斯田鐵相與肥粒鐵相雙相。若在此狀態下施行退火，則所分散的沃斯田鐵相會成為障礙物，且肥粒鐵粒呈各方向類似地晶粒成長，而緩和金屬組織的異向性，便使 $|\Delta r|$ 變小。

Si：未滿 0.25%、或 Mn：超過 0.35%

藉由將 Si 量設為未滿 0.25%、或將 Mn 量設為超過 0.35%，並依存在適量沃斯田鐵相的沃斯田鐵相與肥粒鐵相之雙相溫度區域，施行冷軋板退火，便可使冷軋退火板的 $|\Delta r|$ 在 0.2 以下。又，此情況，發現平均 r 值及  $\Delta r$  對冷軋率的影響較少。習知成分與製造方法由於經冷軋板退火後的平均 r 值與  $\Delta r$  會因冷軋率而出現變動，因而為能獲得既定材質必需達一定以上的冷軋率。所以，為製造既定板厚的冷軋鋼板，便必需依各種最終板厚分開製作熱軋鋼板。但是，若為 Si：未滿 0.25%、或 Mn：超過 0.35%的本發明之不銹鋼冷軋用素材，由於經冷軋板退火後的材質對冷軋率的影響較小，因而不需要細膩地分開製作熱軋鋼板的最終板厚，能特別提升熱軋步驟的生產性。

**【0040】** 其餘係 Fe 及不可避免的雜質。

**【0041】** 藉由以上的成分組成便可獲得本發明的效果，但在提升製造性或材料特性之目的下，可進一步含有以下的元素。

**【0042】**

從 Cu：0.1~1.0%、Ni：0.1~1.0%、Mo：0.1~0.5%、Co：0.01~0.2% 之中選擇 1 種或 2 種以上

Cu 與 Ni 均係屬於提升耐蝕性的元素，特別係在當要求高耐蝕性的情況下含有屬有效。又，Cu 與 Ni 均具有促進沃斯田鐵相生成，且擴大在熱軋板退火時出現肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相溫度區域之效果。該等效果分別係含有達 0.1% 以上才會明顯。但是，若 Cu 含有量超過 1.0%，則熱加工性會降低，故不佳。所以，當含有 Cu 的情況便設定為 0.1~1.0%。較佳係 0.2~0.8% 範圍。更佳係 0.3~0.5% 範圍。若 Ni 含有量超過 1.0%，則加工性會降低，故不佳。所以，當含有 Ni 的情況便設定為 0.1~1.0%。較佳係 0.1~0.6% 範圍。更佳係 0.1~0.3% 範圍。

【0043】Mo 係屬於提升耐蝕性的元素，特別係在要求高耐蝕性的情況下含有屬有效。此項效果係含有達 0.1% 以上才會明顯。但是，若 Mo 含有量超過 0.5%，則在熱軋板退火時沃斯田鐵相的生成不充分，無法獲得既定的材料特性，故不佳。所以，當含有 Mo 的情況便設定為 0.1~0.5% 以下。較佳係 0.1~0.3% 範圍。

【0044】Co 係屬於提升韌性的元素。此項效果係藉由含有達 0.01% 以上便可獲得。另一方面，若 Co 量超過 0.2%，則製造性會降低。所以，當含有 Co 量的情況便設定為 0.01~0.2% 範圍。

#### 【0045】

從 V：0.01~0.25%、Ti：0.001~0.10%、Nb：0.001~0.10%、Mg：0.0002~0.0050%、B：0.0002~0.0050%、REM：0.01~0.10%、Ca：0.0002~0.0020% 之中選擇 1 種或 2 種以上

V：0.01~0.25%

V 會與鋼中的 C 及 N 化合，而降低固溶 C、N。藉此提升平均 r 值。又，控制熱軋板中的碳氮化物析出行為，抑制因熱軋・退火

造成的線狀瑕疵產生，而改善表面性狀。為能獲得此項效果 V 量必需含有達 0.01% 以上。但是，若 V 量超過 0.25%，則加工性會降低，且會導致製造成本上升。所以，當含有 V 的情況便設定為 0.01~0.25% 範圍。較佳係 0.03~0.20% 範圍。更佳係 0.05~0.15% 範圍。

#### 【0046】

Ti : 0.001~0.10%、Nb : 0.001~0.10%、

Ti 及 Nb 係與 V 同樣地屬於與 C 及 N 間之親和力較高的元素，在熱軋時會依碳化物或氮化物的形式析出，使母相中的固溶 C、N 降低，具有提升經最終退火後的加工性的效果。為能獲得該等效果，必需含有達 0.001% 以上的 Ti、達 0.001% 以上的 Nb。但是，若 Ti 量超過 0.10%、或 Nb 量超過 0.10%，則會因析出過剩的 TiN 與 NbC，導致無法獲得良好的表面性狀。所以，當含有 Ti 的情況便設定為 0.001~0.10% 範圍，當含有 Nb 的情況便設定為 0.001~0.10% 範圍。Ti 量較佳係 0.001~0.015% 範圍。更佳係 0.003~0.010% 範圍。Nb 量較佳係 0.001~0.030% 範圍。更佳係 0.005~0.020% 範圍。

#### 【0047】

Mg : 0.0002~0.0050%

Mg 係屬於具有提升熱加工性之效果的元素。為能獲得此項效果必需含有達 0.0002% 以上。但是，若 Mg 量超過 0.0050%，則表面品質會降低。所以，當含有 Mg 的情況便設定為 0.0002~0.0050% 範圍。較佳係 0.0005~0.0035% 範圍。更佳係 0.0005~0.0020% 範圍。

#### 【0048】

B : 0.0002~0.0050%

B 係屬於防止低溫二次加工脆化的有效元素。為能獲得此項效

果必需含有達 0.0002%以上。但是，若 B 量超過 0.0050%，則熱加工性會降低。所以，當含有 B 的情況便設定為 0.0002~0.0050%範圍。較佳係 0.0005~0.0035%範圍。更佳係 0.0005~0.0020%範圍。

#### 【0049】

REM：0.01~0.10%

REM 係屬於提升耐氧化性的元素，特別係抑制熔接部的氧化皮膜形成而具有提升熔接部耐蝕性的效果。為能獲得此項效果必需含有達 0.01%以上。但是，若含有超過 0.10%，則會導致冷軋板退火時的酸洗性等製造性降低。又，由於 REM 係屬於高價的元素，因而過度含有會導致製造成本增加，故不佳。所以，當含有 REM 的情況便設定為 0.01~0.10%範圍。

#### 【0050】

Ca：0.0002~0.0020%

Ca 係屬於防止因連續鑄造時較容易發生的 Ti 系夾雜物晶出，而造成噴嘴阻塞的情況的有效成分。為能獲得此項效果必需含有達 0.0002%以上。但是，若 Ca 量超過 0.0020%，則會生成 CaS 而降低耐蝕性。所以，當含有 Ca 的情況便設定為 0.0002~0.0020%範圍。較佳係 0.0005~0.0015%範圍。更佳係 0.0005~0.0010%範圍。

【0051】其次，針對本發明的不銹鋼冷軋用素材之製造方法進行說明。

【0052】本發明的不銹鋼冷軋用素材係將具有上述成分組成的鋼胚施行熱軋，接著依 880~1050°C 的溫度範圍保持 5 秒~15 分鐘，再施行於 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度進行冷卻的退火便可獲得。

【0053】利用轉爐、電爐、真空熔解爐等公知方法熔製包含上述成分組成的熔鋼，再利用連續鑄造法或鑄錠-扁胚法形成鋼素材(鋼胚)。將該鋼胚依 1100~1250°C 加熱 1~24 小時、或在未加熱而保持鑄造狀態下直接施行熱軋而形成熱軋板。

【0054】其次，對熱軋板依成為肥粒鐵相與沃斯田鐵相之雙相區域溫度的 880~1050°C，施行 5 秒~15 分鐘的熱軋板退火。

【0055】

依 880~1050°C 施行 5 秒~15 分鐘的熱軋板退火

熱軋板退火係為能獲得本發明之金屬組織的極重要步驟。熱軋板退火溫度未滿 880°C，便不會生成充分的再結晶，而成為肥粒鐵單相區域，因而無法獲得利用雙相區域退火顯現本發明的效果。另一方面，若超過 1050°C，則由於會促進碳化物的固溶，因而更加助長沃斯田鐵相中的 C 濃化，經熱軋板退火後生成明顯硬質的麻田散鐵相，無法獲得既定的表面性狀。當退火時間未滿 5 秒的情況，即便依既定溫度施行退火，仍無法充分產生沃斯田鐵相的生成與肥粒鐵相的再結晶，故無法獲得既定的成形性。另一方面，若退火時間超過 15 分鐘，則碳化物的一部分會固溶，而助長沃斯田鐵相中的 C 濃化，因與上述同樣的機制而無法獲得既定的表面性狀。所以，熱軋板退火係依 880~1050°C、5 秒~15 分鐘的範圍實施。

【0056】特別係當設定為 C：0.035%以下、Si：0.25~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下，使冷軋退火板的斷裂拉伸達 27%以上的情況，便依 900~1050°C 溫度保持 5 秒~15 分鐘。較佳係依 920~1020°C 溫度保持 15 秒~5 分鐘。更佳係依 920~1000°C 溫度保持 30 秒~3 分鐘。

【0057】再者，當設定為 Si：未滿 0.25%、或 Mn：超過 0.35%，且將冷軋退火板的 $|\Delta r|$ 設為 0.2 以下的情況，便依 880~1000°C 溫度保持 15 秒~15 分鐘。較佳係依 900~960°C 保持 15 秒~5 分鐘範圍。

【0058】其次，在 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度施行冷卻。其後，視需要施行珠粒噴擊處理、表面研削或酸洗中之任一項以上。

【0059】

在 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度進行冷卻

若依成為肥粒鐵相與沃斯田鐵相之雙相區域的溫度施行熱軋板退火，則鋼中的 C 會濃化於沃斯田鐵相。所以，當在未控制本發明的成分鋼經熱軋板退火後的冷卻的情況下，會生成超過 HV500 明顯硬質的麻田散鐵相，且無法獲得既定的表面性狀。所以，本發明在熱軋板退火後的冷卻過程中，於成為麻田散鐵相生成溫度區域的 350°C 以下的溫度範圍內，控制冷卻速度。藉由控制冷卻速度，所生成的麻田散鐵相在熱軋板退火的冷卻步驟完成前便會自行回火，被軟質化至 HV500 以下。為能獲得此項效果，在 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度進行冷卻。若冷卻速度超過 10°C/sec，則冷卻中的麻田散鐵相的自行回火不充分，無法獲得充分的軟質化效果。較佳係 7°C/sec 以下的範圍。更佳係 5°C/sec 以下的範圍。

【0060】其次，針對使用本發明的不銹鋼冷軋鋼板用素材，製造不銹鋼冷軋鋼板的適當條件進行說明。

對本發明的不銹鋼冷軋鋼板用素材，利用冷軋形成冷軋板後，再施行冷軋板退火、以及視需要的酸洗或表面研磨便成為製品。

【0061】就冷軋的成形性及形狀矯正的觀點而言，冷軋較理想係依達 50%以上的軋縮率實施。又，本發明中，冷軋-退火亦可重複施行 2 次以上，亦可利用冷軋形成板厚 200 $\mu\text{m}$  以下的不銹鋼箔。

【0062】為能獲得良好的成形性，冷軋板的冷軋板退火較佳係依 800~950 $^{\circ}\text{C}$  實施。特別係當設定為 C：0.035%以下、Si：0.25~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下，且將冷軋退火板的斷裂拉伸設為 27%以上的情況，較佳係依 850 $^{\circ}\text{C}$ ~900 $^{\circ}\text{C}$  保持 15 秒~3 分鐘。又，為求更光澤亦可施行 BA 退火(輝面退火(bright annealing))。

【0063】另外，經冷軋後及加工後為能更進一步提升表面性狀，亦可施行研削或研磨等。

[實施例 1]

【0064】以下，針對本發明利用實施例進行詳細說明。

利用 50kg 小型真空熔解爐熔製具有表 1 所示之化學組成的不銹鋼鍋。該等鋼塊經利用 1150 $^{\circ}\text{C}$  加熱 1 小時後，施行熱軋而形成厚 3.5mm 的熱軋板。接著，對該等熱軋板依表 2 所記載之條件施行熱軋板退火後，對表面施行珠粒噴擊處理，以及藉由在溫度 80 $^{\circ}\text{C}$ 、20 質量%硫酸溶液中浸漬 120 秒後，於包含 15 質量%硝酸與 3 質量%氟酸之溫度 55 $^{\circ}\text{C}$  的混合酸溶液中浸漬 60 秒而施行酸洗，再施行除銹，便獲得熱軋退火板。

【0065】再對所獲得之熱軋退火板，利用冷軋形成厚 0.7mm，接著依表 2 所記載之條件施行冷軋板退火後，於水溫 80 $^{\circ}\text{C}$ 、18 質量% $\text{Na}_2\text{SO}_4$  水溶液中，依 25 $\text{C}/\text{dm}^2$  之條件施行電解酸洗，以及在水溫 50 $^{\circ}\text{C}$ 、10 質量% $\text{HNO}_3$  水溶液中，依 30 $\text{C}/\text{dm}^2$  之條件利用電解酸洗進行除銹處理，便獲得冷軋退火板。

【0066】針對依此獲得的熱軋退火板，從寬度中央部附近採取組織觀察用試驗片，對軋延方向截面施行鏡面研磨後，利用苦酸鹽酸溶液腐蝕(蝕刻)，使用光學顯微鏡依倍率 400 倍拍攝板厚中央部 10 視野。針對所獲得之組織照片，從金屬組織學特徵識別・分離麻田散鐵相與肥粒鐵相，使用影像解析裝置測定麻田散鐵相的面積率，將 10 視野的平均值設為該熱軋退火板的麻田散鐵相的面積率。將識別例的照片示於圖 1。圖 1 係表 2 所記載之 No.4 依倍率 400 倍拍攝的光學顯微鏡照片。本發明係將晶粒內出現麻田散鐵相特有內部結構的結晶粒，定義為「麻田散鐵相」。另外，面積率測定時，析出物(碳化物或氮化物)及夾雜物視為測定對象外。

【0067】再者，硬度測定係從所獲得之熱軋退火板的寬度中央部附近採取組織觀察用試驗片，對軋延方向截面施行鏡面研磨後，利用苦酸鹽酸溶液腐蝕(蝕刻)，使用微小維氏硬度計所附屬的光學顯微鏡，從金屬組織學特徵識別麻田散鐵相與肥粒鐵相，針對麻田散鐵相依荷重 1g、負荷時間 5 秒的條件，各試料均測定合計 100 結晶粒。將各試料的硬度最高值示於表 2。

【0068】再者，針對所獲得的冷軋退火板施行以下的評價。

#### (1)表面品質評價

經冷軋板退火後，測量鋼板每  $1\text{m}^2$  中存在之長度 5mm 以上線狀瑕疵的個數。當冷軋退火板表面上所發現之線狀瑕疵係鋼板每  $1\text{m}^2$  達 5 個地方以下的情況便評為合格，當超過 5 個地方的情況便評為不合格。

【0069】

#### (2)延性評價

從冷軋酸洗退火板在軋延方向的直角採取 JIS 13B 號拉伸試驗片，再根據 JIS Z2241 施行拉伸試驗，並測定斷裂拉伸，當斷裂拉伸達 27%以上的情況，為特別優異之特性評為合格(◎)，當斷裂拉伸未滿 27%且達 25%以上的情況便評為合格(○)，當未滿 25%的情況便評為不合格(×)。

### 【0070】

#### (3)平均 r 值及 $|\Delta r|$ 評價

從冷軋酸洗退火板在軋延方向的平行(L 方向)、45°(D 方向)及直角(C 方向)方向採取 JIS 13B 號拉伸試驗片，再根據 JIS Z2241 施行拉伸試驗直到應變 15%為止便中斷，測定各方向的 r 值，並計算出平均 r 值( $= (r_L + 2r_D + r_C) / 4$ )及 r 值的面內異向性( $\Delta r = (r_L - 2r_D + r_C) / 2$ )絕對值( $|\Delta r|$ )。其中， $r_L$ 、 $r_D$ 、 $r_C$ 分別係 L 方向、D 方向及 C 方向的 r 值。平均 r 值達 0.70 以上便評為合格(○)，未滿 0.70 則評為不合格(×)。 $|\Delta r|$ 在 0.20 以下便評為○，超過 0.20 則評為△。 $|\Delta r|$ 在 0.20 以下係屬特別優異之特性。

#### (4)抗皺性能評價

從所製作的冷軋退火板，採取平行於軋延方向的 JIS 5 號拉伸試驗片，試驗片單面利用#600 砂紙研磨，經利用單軸拉伸賦予 20%預應變後，對表面根據 JIS B 0601-2001 測定拉伸試驗片平行部中央的起伏，將最大起伏(起皺高度)在 2.5 $\mu\text{m}$  以下評為合格(○)，超過 2.5 $\mu\text{m}$  便評為不合格(×)。

### 【0071】

#### (5)耐蝕性評價

從冷軋酸洗退火板採取 60mm×100mm 試驗片，表面經利用#600

剛砂紙施行拋光加工後，製作端面部經密封的試驗片，提供至 JIS H 8502 規定的鹽水噴霧循環試驗。鹽水噴霧循環試驗係以鹽水噴霧(5 質量%NaCl、35℃、噴霧 2h)→乾燥(60℃、4h、相對濕度 40%)→濕潤(50℃、2h、相對濕度 $\geq$ 95%)為 1 循環，計施行 8 循環。

針對經施行鹽水噴霧循環試驗計 8 循環後的試驗片表面拍攝照片，利用影像解析測定試驗片表面的生銹面積，從與試驗片總面積的比率計算出生銹面積率((試驗片中的生銹面積/試驗片總面積) $\times$ 100[%])。生銹面積率在 10%以下係屬於特別優異的耐蝕性，評為合格(◎)，超過 10%且 25%以下評為合格(○)，超過 25%評為「不合格( $\times$ )」。

將評價結果合併熱軋板退火與冷軋退火條件示於表 2 中。

【0072】

[表 1]

鋼記號	質量%													備註
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Ni	其他				
A	0.03	0.15	0.7	0.02	0.002	16.3	0.002	0.03	0.1				發明例	
B	0.02	0.41	0.5	0.03	0.003	17.4	0.025	0.04	0.3	V : 0.20			發明例	
C	0.03	0.27	0.9	0.04	0.008	16.3	0.004	0.03	0.1	V : 0.14			發明例	
D	0.04	0.23	0.7	0.02	0.004	17.6	0.078	0.03	—	Ti : 0.014、Nb : 0.021			發明例	
E	0.03	0.35	0.5	0.02	0.003	16.2	0.003	0.03	0.2	V : 0.13、Ti : 0.013、Nb : 0.0018			發明例	
F	0.02	0.17	0.5	0.02	0.009	16.7	0.028	0.04	—				發明例	
G	0.03	0.19	0.8	0.02	0.003	16.4	0.011	0.06	0.2	Cu : 0.4			發明例	
H	0.03	0.23	0.8	0.03	0.005	16.5	0.005	0.02	0.5	V : 0.16			發明例	
I	0.02	0.25	0.9	0.03	0.004	16.7	0.007	0.03	0.1	Mo : 0.4			發明例	
J	0.04	0.15	0.7	0.02	0.003	16.1	0.004	0.02	0.2	Mg : 0.0013			發明例	
K	0.02	0.14	0.8	0.03	0.004	16.5	0.005	0.03	—	V : 0.13、B : 0.0018			發明例	
L	0.04	0.26	0.7	0.04	0.005	16.0	0.015	0.04	—	Co : 0.13			發明例	
M	0.03	0.25	0.9	0.02	0.004	16.5	0.008	0.03	0.2	REM : 0.04			發明例	
AB	0.007	0.18	0.77	0.03	0.004	16.3	0.005	0.03	—				發明例	
AC	0.022	0.20	0.09	0.04	0.006	16.6	0.004	0.04	—				發明例	
AD	0.023	0.15	0.76	0.03	0.005	15.6	0.005	0.03	—				發明例	
AE	0.025	0.19	0.78	0.04	0.004	16.1	0.003	0.04	—				發明例	
AF	0.024	0.20	0.81	0.03	0.004	16.3	0.004	0.04	0.5	V : 0.05、Ti : 0.008、Nb : 0.044			發明例	
AG	0.021	0.21	0.25	0.03	0.005	16.2	0.005	0.03	—				發明例	
AH	0.020	0.14	0.26	0.04	0.006	16.5	0.005	0.04	0.1	V : 0.11			發明例	
AI	0.023	0.18	0.79	0.02	0.004	16.3	0.003	0.04	—	Ti : 0.023、Ca : 0.0004			發明例	
AJ	0.022	0.34	0.34	0.02	0.005	16.1	0.028	0.03	0.2				發明例	
AK	0.021	0.31	0.22	0.03	0.003	16.0	0.005	0.03	0.1				發明例	
AL	0.022	0.26	0.27	0.03	0.004	16.3	0.003	0.04	—	Cu : 0.3			發明例	
AM	0.022	0.34	0.35	0.02	0.004	16.1	0.005	0.03	—				發明例	
AN	0.016	0.29	0.26	0.03	0.002	16.2	0.004	0.02	—	V : 0.08			發明例	
AO	0.019	0.25	0.24	0.03	0.004	17.7	0.007	0.03	—	Mg : 0.0015			發明例	
AP	0.022	0.32	0.28	0.04	0.004	15.6	0.002	0.03	—	Nb : 0.025、REM : 0.01			發明例	
AQ	0.018	0.26	0.30	0.02	0.004	16.2	0.005	0.02	0.1	Ti : 0.017、B : 0.0009、Ca : 0.0003			發明例	
AR	0.034	0.28	0.26	0.04	0.003	16.0	0.003	0.03	—				發明例	
AS	0.021	0.33	0.25	0.03	0.005	16.1	0.004	0.03	—	Mo : 0.3、Co : 0.19			發明例	
N	0.04	0.22	0.8	0.03	0.003	15.2	0.045	0.04	—				比較例	
O	0.03	0.26	0.7	0.03	0.003	18.3	0.033	0.04	0.2				比較例	
P	0.07	0.36	0.6	0.03	0.006	16.6	0.048	0.05	—				比較例	
Q	0.005	0.27	0.9	0.04	0.005	16.2	0.021	0.06	0.2				比較例	

底線處係表示本發明之範圍外。



【0073】

[表 2]

No.	鋼記號	熱軋退火		麻田散鐵相的面積率 [%]	麻田散鐵相以外的組織	麻田散鐵相的硬度 [HV]	冷軋退火		鋼板每1m <sup>2</sup> 的線狀瑕疵個數	延性	平均r值	抗蝕性能	耐蝕性	Δr	備註
		溫度 [°C]	時間 [秒]				溫度 [°C]	時間 [秒]							
1	A	922	58	2.5	29	399	860	30	1	○	○	○	○	○	發明例
2	A	959	61	2.8	37	391	864	30	0	○	○	○	○	○	發明例
3	A	903	90	3.4	14	405	857	30	0	○	○	○	○	○	發明例
4	B	921	60	2.7	28	405	861	30	0	○	○	○	○	○	發明例
5	C	923	57	2.0	29	411	861	30	1	○	○	○	○	○	發明例
6	C	957	124	2.8	40	416	864	30	1	○	○	○	○	○	發明例
7	D	925	63	2.2	32	395	862	30	1	○	○	○	○	○	發明例
8	E	919	58	2.1	27	394	860	30	0	○	○	○	○	○	發明例
9	F	923	60	3.5	28	413	865	30	0	○	○	○	○	○	發明例
10	G	918	59	2.8	30	394	860	30	2	○	○	○	○	○	發明例
11	H	922	61	4.2	32	397	858	30	1	○	○	○	○	○	發明例
12	I	921	57	2.3	28	414	863	30	3	○	○	○	○	○	發明例
13	J	926	61	3.1	27	408	860	30	2	○	○	○	○	○	發明例
14	K	920	58	2.3	31	405	858	30	3	○	○	○	○	○	發明例
15	L	917	60	1.4	29	399	857	30	2	○	○	○	○	○	發明例
16	M	918	59	2.1	33	404	856	30	1	○	○	○	○	○	發明例
39	AB	924	62	3.0	23	364	863	30	2	○	○	○	○	○	發明例
40	AC	920	61	8.5	25	380	862	30	0	○	○	○	○	○	發明例
41	AD	921	59	2.1	26	378	859	30	0	○	○	○	○	○	發明例
42	AE	924	60	2.8	29	422	860	30	0	○	○	○	○	○	發明例
43	AF	921	63	2.7	33	424	857	30	0	○	○	○	○	○	發明例
44	AG	920	61	3.2	21	409	863	30	1	○	○	○	○	○	發明例
45	AH	924	60	3.3	24	406	861	30	1	○	○	○	○	○	發明例
46	AI	924	60	3.0	25	399	861	30	0	○	○	○	○	○	發明例
47	A	922	6	2.7	19	402	842	60	0	○	○	○	○	○	發明例
52	AJ	945	60	2.5	23	401	862	30	0	○	○	○	○	○	發明例
53	AK	941	60	2.5	37	407	863	30	2	○	○	○	○	○	發明例
54	AL	944	61	2.1	28	414	860	30	0	○	○	○	○	○	發明例
55	AM	940	59	3.3	25	407	861	30	0	○	○	○	○	○	發明例
56	AN	942	62	2.8	22	368	856	30	1	○	○	○	○	○	發明例
57	AO	1018	58	2.5	15	395	855	60	0	○	○	○	○	○	發明例
58	AP	941	59	2.8	27	399	860	30	3	○	○	○	○	○	發明例
59	AQ	939	61	2.6	29	408	858	30	2	○	○	○	○	○	發明例
60	AR	939	57	2.0	33	415	857	30	0	○	○	○	○	○	發明例
61	AS	938	80	2.5	28	405	861	30	0	○	○	○	○	○	發明例
17	N	917	58	2.7	34	395	859	30	2	○	○	○	○	○	比較例
18	O	921	62	2.6	0	無法測定	862	30	3	○	○	○	○	○	比較例
19	P	923	62	2.7	29	531	863	30	27	○	○	○	○	○	比較例
20	Q	919	62	3.2	7	398	856	30	4	○	○	○	○	○	比較例
22	A	821	63	2.6	0	無法測定	860	30	1	○	○	○	○	○	比較例
25	C	927	61	13.4	37	554	862	30	34	○	○	○	○	○	比較例
62	B	925	3	2.8	0	無法測定	861	30	1	○	○	○	○	○	比較例
63	AK	1065	62	2.4	65	542	861	30	28	○	○	○	○	○	比較例
64	AK	821	60	2.3	0	無法測定	860	30	2	○	○	○	○	○	比較例
65	AK	919	3	2.5	0	無法測定	862	30	0	○	○	○	○	○	比較例
66	AK	961	1075	2.2	25	521	858	30	17	○	○	○	○	○	比較例
67	AK	941	61	13.7	31	544	859	30	33	○	○	○	○	○	比較例

底線處係表示本發明之範圍外。

【0074】屬於本發明例的 No.1~16、39~47、52~61，經冷軋板退火後發現之線狀瑕疵均係每 1m<sup>2</sup> 在 5 個地方以下，獲得良好的表面性狀。又，確認具有斷裂拉伸達 25%以上、平均 r 值達 0.70 以上

的優異成形性，且抗皺性能良好。又，關於耐蝕性亦是可獲得經實施鹽水噴霧循環試驗計 8 循環後的試驗片表面的生銹面積率，均在 25% 以下的良好特性。

【0075】特別係 Si 未滿 0.25%、或 Mn 超過 0.35% 的 No.1~16、39~47， $|\Delta r|$  成為 0.20 以下，更加提升成形性。

再者，C 在 0.035% 以下、Si 為 0.25%~未滿 0.40%、且 Mn 在 0.35% 以下的 No.52~61，斷裂拉伸達 27% 以上，更加提升延性。

再者，含 Cu 0.4% 的鋼 G 之 No.10、含 Cu 0.3% 的鋼 AL 之 No.54、含 Ni 0.5% 的鋼 H 之 No.11、同樣含 Ni 0.5% 的鋼 AF 之 No.43、含 Mo 0.4% 的鋼 I 之 No.12、含 Mo 0.3% 的鋼 AS 之 No.61，經鹽水噴霧循環試驗後的生銹面積率在 10% 以下，更加提升耐蝕性。

【0076】該等熱軋板組織經確認，經熱軋板退火後的金屬組織可獲得面積率 14~40% 的麻田散鐵相，由硬度測定的結果，確認到麻田散鐵相的硬度即便最高仍為 HV424 的軟質，確認到均滿足本發明之不銹鋼冷軋用素材的條件。

【0077】但是，Cr 含有量低於本發明範圍的 No.17，雖能獲得既定的表面性狀、延性、平均 r 值、及抗皺性能，但由於 Cr 含有量不足，因而無法獲得既定的耐蝕性。

【0078】Cr 含有量高於本發明範圍的 No.18，雖能獲得充分的耐蝕性，但由於過剩含有 Cr，因而在熱軋板退火時並不會生成沃斯田鐵相，所以不會生成麻田散鐵相，導致無法獲得既定的平均 r 值及抗皺性能。

【0079】C 量高於本發明範圍的 No.19，雖在熱軋板退火後於

350~150°C 的溫度範圍內依既定冷卻速度進行冷卻，但麻田散鐵相卻未充分軟質化，結果經熱軋板退火後殘存超過 HV500 硬質的麻田散鐵，且無法獲得既定的表面性狀。又，由於固溶 C 量增加，因而鋼板強度明顯上升，亦無法獲得既定的延性。

【0080】 C 量低於本發明範圍的 No.20，由於因 C 造成的沃斯田鐵相安定化不充分，因而在熱軋板退火中不會生成充分之量的沃斯田鐵相，經熱軋板退火後無法獲得既定量的麻田散鐵相，造成無法獲得既定的平均 r 值及抗皺性能。

【0081】 No.63 及 No.66 由於在熱軋板退火中發生碳化物固溶，在沃斯田鐵相中的 C 濃化量過度增加，因而與 No.19 同樣地，經熱軋板退火後殘存超過 HV500 明顯硬質的麻田散鐵，且無法獲得既定的表面性狀。特別係 No.63，在冷軋時發生裂邊。

【0082】 No.22 及 No.64 係熱軋板退火溫度成為肥粒鐵單相溫度區域，產生不充分的再結晶，結果無法獲得既定的延性。又，經熱軋板退火後不會生成麻田散鐵相，亦無法獲得既定的平均 r 值及抗皺性能。

【0083】 No.62 及 No.65 由於熱軋板退火時間過短，因而不會充分生成再結晶，無法獲得既定的延性，且由於退火中不會生成沃斯田鐵相，因而經熱軋板退火後不會生成麻田散鐵相，無法獲得既定的平均 r 值及抗皺性能。

【0084】 No.25 及 No.67 係所生成之麻田散鐵相的自行回火不充分，結果經熱軋板退火後殘存超過 HV500 硬質的麻田散鐵相，雖能獲得既定的延性、平均 r 值、抗皺性能及耐蝕性，但無法獲得既定的表面性狀。

【0085】由上述可確認到若使用本發明的不銹鋼冷軋用素材，可輕易獲得具有既定的表面性狀、成形性及抗皺性的肥粒鐵系不銹鋼冷軋鋼板。

[實施例 2]

【0086】針對表 1 所記載之鋼 A 及 C，將鋼塊依 1150°C 加熱 1 小時後，施行熱軋而形成厚 3.5mm 的熱軋板。接著，對該等熱軋板依表 3 所記載之條件施行熱軋板退火後，再對表面施行珠粒噴擊處理、與利用酸洗進行的除銹，獲得熱軋退火板。在經熱軋退火後的冷卻過程 350~150°C 的溫度範圍中，依 2~5°C/sec 的冷卻速度進行冷卻。對所獲得之熱軋退火板依表 3 所記載之條件施行冷軋及冷軋板退火後，利用酸洗進行除銹處理，獲得冷軋退火板。

【0087】針對所獲得之熱軋退火板，從寬度中央部附近採取組織觀察用試驗片，對軋延方向截面施行鏡面研磨後，利用苦酸鹽酸溶液腐蝕(蝕刻)，使用光學顯微鏡依倍率 400 倍拍攝板厚中央部 10 視野。針對所獲得之組織照片，從金屬組織學特徵識別，分離麻田散鐵相與肥粒鐵相，使用影像解析裝置測定麻田散鐵相的面積率，將 10 視野的平均值設為該熱軋退火板的麻田散鐵相的面積率。另外，面積率測定時，析出物(碳化物、氮化物)及夾雜物為測定對象外。

【0088】再者，硬度測定係從所獲得之熱軋退火板的寬度中央部附近採取組織觀察用試驗片，對軋延方向截面施行鏡面研磨後，利用苦酸鹽酸溶液腐蝕(蝕刻)，使用微小維氏硬度計所附屬的光學顯微鏡，從金屬組織學特徵識別麻田散鐵相與肥粒鐵相，針對麻田散鐵相依荷重 1g、負荷時間 5 秒的條件測定合計 100 結晶粒。將各

試料的硬度最高值示於表 3。

【0089】再者，針對所獲得之冷軋退火板，依照與實施例 1 同樣的方法評價延性、平均  $r$  值、 $|\Delta r|$ 、抗皺性能及耐蝕性。

[表 3]

No.	鋼記號	熱軋板退火		麻田散鐵相的面積率 [%]	麻田散鐵相以外的組織	麻田散鐵相的最高硬度 [HV]	冷軋板厚 [mm]	冷軋率 [%]	冷軋板退火		延性	平均r值	抗皺性能	耐蝕性	IΔr	備註
		溫度 [°C]	時間 [秒]						溫度 [°C]	時間 [秒]						
26	A	882	60	26	肥粒鐵相74%	413	1.79	49	863	30	○	0.96	○	○	0.07	發明明例
27	A	881	60	19	肥粒鐵相81%	415	1.40	60	884	30	○	0.76	○	○	0.08	發明明例
28	A	880	60	22	肥粒鐵相78%	405	1.02	71	861	30	○	0.85	○	○	0.08	發明明例
29	A	880	60	27	肥粒鐵相73%	410	0.70	80	861	30	○	0.78	○	○	0.09	發明明例
30	A	881	60	22	肥粒鐵相78%	416	0.39	89	862	30	○	1.00	○	○	0.98	發明明例
31	C	881	60	31	肥粒鐵相69%	424	1.79	49	862	30	○	0.88	○	○	0.08	發明明例
32	C	882	60	34	肥粒鐵相66%	404	0.98	72	860	30	○	0.91	○	○	0.07	發明明例
33	C	880	60	33	肥粒鐵相67%	423	0.67	81	859	30	○	0.80	○	○	0.09	發明明例
48	A	924	60	29	肥粒鐵相71%	418	0.63	82	840	60	○	0.81	○	○	0.08	發明明例
49	A	941	60	27	肥粒鐵相73%	412	0.70	80	861	30	○	0.83	○	○	0.09	發明明例
50	C	923	60	37	肥粒鐵相63%	425	0.67	81	860	30	○	0.78	○	○	0.06	發明明例

【0091】如表 3 所示，No.26~33、48~50 的本發明例，熱軋退火板均係獲得面積率 19~37%的麻田散鐵相，其麻田散鐵相的硬度亦是最高為 HV404~HV425 的軟質，滿足本發明之冷軋用素材的條件。使用該冷軋用素材依各種冷軋率施行冷軋後再施行最終退火，結果任一冷軋率均獲得 0.10 以下的 $|\Delta r|$ ，面內異向性小。又， $|\Delta r|$ 係即便使冷軋率變化為 49~89%，仍為 0.02 變動幅度，幾乎呈一定值，可知幾乎未依存於冷軋率。

【0092】由上述確認到若使用本發明中，Si 未滿 0.25%、或 Mn 超過 0.35%的冷軋用素材，便可獲得各拉伸方向的 r 值、平均 r 值及 $|\Delta r|$ 幾乎未依存於冷軋率的肥粒鐵系不銹鋼冷軋鋼板。

(產業上之可利用性)

【0093】本發明所獲得之不銹鋼冷軋鋼板用素材，適合作為以深衝為主體的沖壓成形品、或要求高表面美麗性的用途，例如廚房器具或食器所適用之肥粒鐵系不銹鋼的素材。

### 【符號說明】

【0094】

無

## 申請專利範圍

1. 一種不銹鋼冷軋鋼板用素材，係依質量%計，含有：C：0.007~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.05~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：15.5~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

2. 一種不銹鋼冷軋鋼板用素材，係依質量%計，含有：C：0.01~0.05%、Si：0.02~0.50%、Mn：0.2~1.0%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：16.0~18.0%、Al：0.001~0.10%、N：0.01~0.06%，其餘係包含 Fe 及不可避免的雜質所成，且依面積率具有 10~60%麻田散鐵相與其餘包含肥粒鐵相的金屬組織，又，上述麻田散鐵相的硬度係 HV500 以下。

3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，含有：C：0.035%以下、Si：0.25%~未滿 0.40%、Mn：0.35%以下。

4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，含有：Si：未滿 0.25%、或 Mn：超過 0.35%。

5. 如申請專利範圍第 1 至 4 項中任一項之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，更進一步含有從 Cu：0.1~1.0%、Ni：0.1~1.0%、Mo：0.1~0.5%、Co：0.01~0.2%之中選擇 1 種或 2 種以上。

6. 如申請專利範圍第 1 至 5 項中任一項之不銹鋼冷軋鋼板用素材，其中，依質量%計，更進一步含有從 V：0.01~0.25%、Ti：

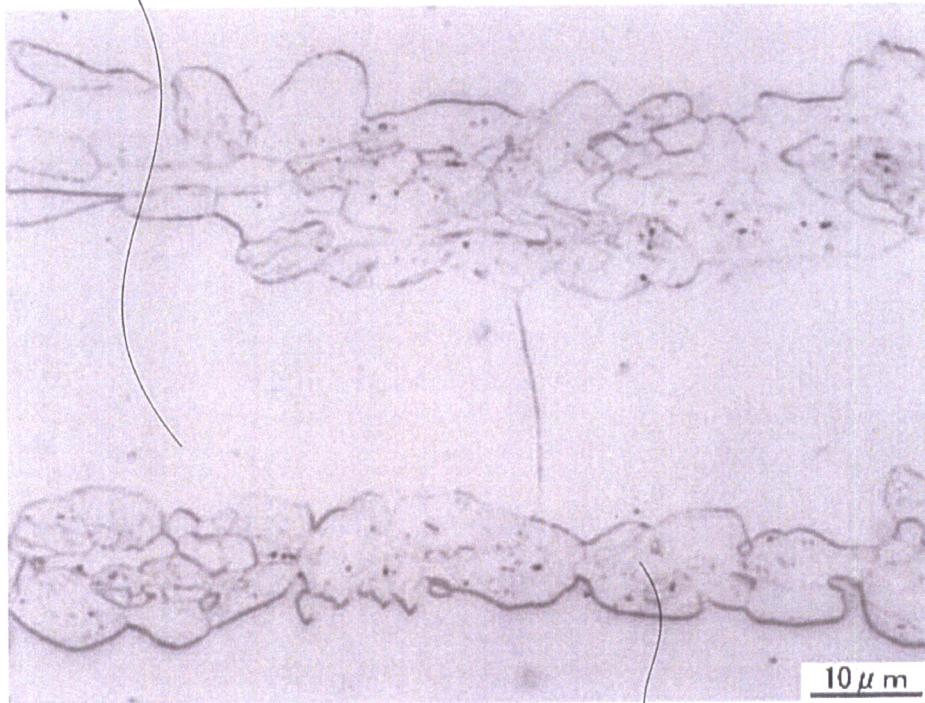
0.001~0.10%、Nb：0.001~0.10%、Mg：0.0002~0.0050%、B：  
0.0002~0.0050%、REM：0.01~0.10%、Ca：0.0002~0.0020%之中選  
擇 1 種或 2 種以上。

7. 一種不銹鋼冷軋鋼板用素材之製造方法，係將具有申請專利範圍第 1 至 6 項中任一項之成分組成的鋼胚，施行熱軋，接著施行依 880~1050°C 的溫度範圍保持 5 秒~15 分鐘，再於 350~150°C 的溫度範圍內依 10°C/sec 以下的冷卻速度進行冷卻的退火。

# 圖式

圖 1

肥粒鐵相



10 μm

軋延方向



麻田散鐵相