

發明專利說明書

573022

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※ 申請案號：92117242

※ 申請日期：92.6.25

※IPC 分類：(22C 38/00)

壹、發明名稱：(中文/英文)

(中文) 高強度冷軋鋼板及其製造方法

(英文) HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING
THE SAME

貳、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

(中文) 杰富意鋼鐵股份有限公司

(英文) JFE Steel Corporation(JFE スチール株式会社)

代表人：(中文/英文)

數土文夫 / Fumio Sudo

住居所或營業所地址：(中文/英文)

(中文) 日本國東京都千代田區內幸町2丁目2番3號

(英文) 2-3, Uchisaiwai-cho 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-0011, Japan

國籍：(中文) 日本 (英文) Japan

參、發明人：(共 3 人)

姓名：(中文/英文)

1. 中島勝己 / Katsumi Nakajima

2. 二塚貴之 / Takayuki Futatsuka

3. 長瀧康伸 / Yasunobu Nagataki(長滝康伸)

住居所地址：(中文/英文)

(中文) 1. 日本國東京都千代田區內幸町2丁目2番3號 JFE スチール株式会社
知的財産部內
2、3 同 1

(英文) 1. c/o Intellectual Property Dept, JFE Steel Corporation, 2-3,
Uchisaiwai-cho 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-0011, Japan
2、3 ditto 1

國籍：(中文) 日本 (英文) Japanese

肆、聲明事項：

☐ 本案係符合專利法第二十條第一項 ☐ 第一款但書或 ☐ 第二款但書規定之期間，其日期為： 年 月 日。

◎本案申請前已向下列國家（地區）申請專利 ☒ 主張國際優先權：

【格式請依：受理國家（地區）；申請日；申請案號數 順序註記】

1. 日本；2002-06-25；2002-185093

2.

3.

4.

5.

☐ 主張國內優先權（專利法第二十五條之一）：

【格式請依：申請日；申請案號數 順序註記】

1.

2.

☐ 主張專利法第二十六條微生物：

☐ 國內微生物 【格式請依：寄存機構；日期；號碼 順序註記】

☐ 國外微生物 【格式請依：寄存國名；機構；日期；號碼 順序註記】

☐ 熟習該項技術者易於獲得，不須寄存。

玖、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於適用於汽車內外板嵌板等之高強度冷軋鋼板，尤其是關於凸出成形性佳、具有 370~590MPa 的拉伸強度之高強度冷軋鋼板及其製造方法。

【先前技術】

近年來，基於環境問題方面之考量而朝向汽車用鋼板的輕量化方向進展著，於汽車內外板嵌板方面，一直在檢討著更高強度的冷軋鋼板之使用。於汽車內外板嵌板用之冷軋鋼板，優異的凸出成形性、耐凹陷性、耐面變形性、耐二次加工脆性、耐時效性及良好的表面性狀等之特性一向是必要的，而現今，汽車製造商對於具備有如此的特性之具有 370~590MPa 拉伸強度之高強度冷軋鋼板有著強烈的需求。

迄至目前為止，例如於日本專利特開平 5-78784 號公報中，曾提案對添加有 Ti 之極低碳鋼大量地添加 Mn、Cr、Si、P 等之固溶強化元素而成之具有 350~500MPa 的拉伸強度之高強度冷軋鋼板。

又，於日本專利特開 2001-207237 號公報與特開平 2002-322537 號公報中，曾提出一種具有 500MPa 以下的拉伸強度之熔融鍍鋅鋼板（2 相組織鋼板：DP 鋼板），其係由成分為 C：0.010~0.06%、Si：0.5%以下、Mn：0.5%以上、不滿 2.0%、P：0.20%以下、S：0.01%以下、Al：0.005~0.10%、N：0.005%以下、Cr：1.0%以下，且具有

Mn+1.3Cr：1.9~2.3%的成分，並含有50%以上的紅鋁鐵質固相與具20%以下面積率之麻田散鐵(martensite)相之第2相(低溫變態相)所構成。

然而，於日本專利特開平5-78784號公報中所記載之高強度冷軋鋼板，其耐時效性差，且由於有多量的Si，故表面性狀差而會產生鍍敷方面的問題，或有由於有多量的P而導致耐二次加工脆性差等之問題。

另一方面，於日本專利特開2001-207237號公報與特開2002-322537號公報中所記載之DP鋼板，雖由於組織強化而沒有此等問題，然而，本發明者據以試驗之後，發現其凸出成形性不夠理想，並非可恆常應用於汽車的外板嵌板者。

【發明內容】

本發明之目的在於提供可應用於以汽車的門及引擎蓋等為主之由凸出成形而製造的外板嵌板，並具有370~590MPa的拉伸強度之高強度冷軋鋼板及其製造方法。

此目的可藉由以紅鋁鐵質固相與低溫變態相所構成，且紅鋁鐵質固相的平均粒徑為 $20\mu\text{m}$ 以下，低溫變態相的體積率為0.1以上、不滿10%，同時r值的面內異向性之絕對值 $|\Delta r|$ 為未滿0.15，板厚為0.4mm以上的高強度冷軋鋼板而達成。

此高強度冷軋鋼板，例如具有實質上由以質量%計之C：不滿0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%

以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，及其餘部分為Fe所構成之成分。

此高強度冷軋鋼板，例如具有上述的成分，可藉由具有後述步驟之製造方法來製造：將體積率為60%以上之含有低溫變態相的熱軋鋼板以超過60%但不滿85%之拉伸率予以冷軋製之步驟，及使前述冷軋製後的鋼板於 $\alpha + \gamma$ 的2相區下進行連續退火之步驟。

【實施方式】

本發明者等，就適用於汽車的外板嵌板之具有370~590MPa的拉伸強度之高強度冷軋鋼板進行一再的檢討之結果，了解到只要如後述之(1)、(2)般的作法，即可得到於凸出成形性、耐凹陷性、耐面變形性、耐二次加工脆性、耐時效性及表面性狀皆優異的冷軋鋼板。其為：

(1)於微細的紅鋁鐵質固相中使主要由麻田散鐵相所構成的低溫變態相均一地分散。

(2)使 r 值的面內異向性之絕對值 $|\Delta r|$ 為較小。

以下，就其詳細加以說明。

1. 微組織

如上述般，於紅鋁鐵質固相單相的鋼板中，由於高強度化之故，必須大量地添加對於汽車的外板嵌板有害的Si與P等元素，而無法達成本發明之目的。

因此，雖必須藉由組織強化來謀求高強度化，惟，僅做成單只由紅鋁鐵質固相與麻田散鐵相為主體之低溫變

態相所構成的 2 相組織，並無法得到充分的凸出成形性。欲得到充分的凸出成形性，必須使平均粒徑為 $20\ \mu\text{m}$ 以下的紅鋁鐵質固相中之主要由麻田散鐵相所構成之低溫變態相以 0.1% 以上、不滿 10% 的體積率均一地分散。又，這樣的低溫變態相會析出於紅鋁鐵質固相的晶界。

紅鋁鐵質固相的平均粒徑若超過 $20\ \mu\text{m}$ ，則會引起質地粗糙，於表面性狀變差之同時也引起凸出成形性之降低。因而，此平均粒徑以定為 $20\ \mu\text{m}$ 以下為佳，而以 $15\ \mu\text{m}$ 以下更佳，尤以 $12\ \mu\text{m}$ 以下為特佳。

主要由麻田散鐵相所構成的低溫變態相的體積率若未滿 0.1% 或為 10% 以上，則無法得到充分的凸出成形性。因而，此體積率定為 0.1% 以上、不滿 10% 為佳，而以 0.5% 以上、不滿 8% 更佳。又，主要由麻田散鐵相所構成的低溫變態相中，亦可含有麻田散鐵相以外之殘留 γ 相、變韌鐵 (bainite) 相、波來鐵 (pearlite) 相、碳化物，該等含有量為不妨礙本發明的效果之範圍的 40% 以下，而以 20% 以下為佳，尤以 10% 以下更佳。

圖 1A、1B 分別為顯示本發明之高強度冷軋鋼板與習知之 DP 鋼板的微組織之示意圖。

於本發明之鋼板中，在均一且微細的紅鋁鐵質固相 F 中，沿著紅鋁鐵質固相 F 的晶界均一地分散著低溫變態相 M。另一方面，於習知的 DP 鋼板中，係在不均一且粗大的紅鋁鐵質固相 F 中，沿著紅鋁鐵質固相 F 的晶界不

均一地分散著粗大的低溫變態相 M。

現在，如圖 2 所示般，將紅鋁鐵質固相 F 的平均粒徑設為 $d(\mu m)$ ，並將沿著紅鋁鐵質固相 F 的晶界之鄰接低溫變態相 M 間的間隔 l 的平均值設為 $L(\mu m)$ 時，若使其滿足下式 (1)，則 YPE1 (降伏點伸長) 容易消失，有利於低 YP (降伏點) 化，亦可提高耐時效性。

$$L < 3.5 \times d \quad \dots (1)$$

又，滿足 $L < 3.1 \times d$ 較佳，而滿足 $L < 2.4 \times d$ 則效果更佳。

2. | Δr |

於上述微組織之外，將 r 值的面內異向性的絕對值 | Δr | 定為不滿 0.15，於凸出成形性之提高方面極為重要。

如此，使 r 值的面內異向性的絕對值 | Δr | 為小，意味著使鋼板成為等向的 (對於軋製方向為 0° 、 45° 、 90° 的 r 值之 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} 為 1)，吾人認為藉此可使於 2 軸拉伸區域中的降伏強度降低，故可提高凸出成形性。

欲更加提高鋼板的等向性，以使 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} 中的最大值 r_{max} 與最小值 r_{min} 的差為 0.25 以下是有效的，而以 0.2 以下更佳，尤以 0.15 以下為特佳。又，使 r_{90} 為 1.3 以下則更有效，而以 1.25 以下更佳，尤以 1.2 以下為特佳。

r 值與鋼板的集合組織有關連是周知的事物。

圖 3 顯示集合組織與凸出成形性的關係，可確認得

知：橫座標之 $\{111\}\langle uvw \rangle$ 的方向群之 x 線隨機強度比為 3.5 以上，屬縱座標之同方向群的最大強度比與最小強度比的差只要為 0.9 以下，亦即鋼板更具等向性，則可得到優異的凸出成形性。此處， $\{111\}\langle uvw \rangle$ 的方向群之 x 線隨機強度比或同方向群之最大強度比和最小強度比的差，為使用例如「RINT2000 系列應用軟體」（三維極點資料處理程式）經由 ODF 解析法所求出的值。又，所謂 $\{111\}\langle uvw \rangle$ 的方向群，係指 Bunge Type 輸出之 $\phi = 54.7^\circ$ 、 $\phi_2 = 45^\circ$ 的 γ 纖維 (fiber) 上之方向群。

欲使 $|\Delta r|$ 作為較小，有時可如同鍍錫鋼板般地以超過 85% 之高拉伸率進行冷軋製而做到。然而，於汽車的外板嵌板用鋼板中，如此的高拉伸率，就軋製性、成本、品質方面考量並非良好。因而，本發明係限定於可在不滿 85% 的冷軋製率下製造之高強度冷軋鋼板，亦即即定於板厚為 0.4mm 以上的高強度冷軋鋼板，而將鍍錫鋼板排除於本發明之外。

3. 成分

本發明之高強度冷軋鋼板的成分，例如實質上由以質量 % 計之 C：未滿 0.05%、Si：2.0% 以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08% 以下、S：0.03% 以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01% 以下，其餘部分為 Fe 所構成。

C：C 為鋼板高強度化所必要的元素，其量若為 0.05% 以上，則凸出成形性會顯著地降低，且就熔接性考量亦不佳。因而，C 量定為未滿 0.05%。又，為了形成上述體

積率的低溫變態相，C量以0.005%以上為佳，而以0.007%以上更佳。

Si：Si量若超過2.0%，則表面性狀會變差，鍍層的密著性也會顯著地變差。因而，Si量定為2.0%以下，而以1.0%以下更佳，尤以0.6%以下為特佳。

Mn：Mn通常與鋼中的S以MnS之形態而析出，於防止鋼板的熱裂(hot tearing)是有效的。又，於本發明中，為使低溫變態相安定地形成，必須添加0.6%以上。然而，Mn量若超過3.0%，則不僅使鋼板成本顯著上昇，且會導致成形性變差。因而，Mn量定為0.6~3.0%，而以0.8%以上、不滿2.5%更佳。

P：P量若超過0.08%，則耐二次加工脆性變差，且鋅鍍層之合金化處理性降低。因此，P量以0.08%以下為佳，又以0.06%以下更佳。

S：S會使熱加工性降低，為增高鋼板的熱裂敏感性的有害元素。又，其量若超過0.03%則會以微細的MnS之形態析出而使成形性變差。因而，S量定為0.03%以下，而以0.02%以下更佳，尤以0.015%以下為特佳。又，就表面性狀的觀點考量，以0.001%以上為佳，而以0.002%以上更佳。

Al：Al對鋼的脫氧有貢獻，並且使鋼中不需要的固溶N以AlN之形態析出。此效果，於Al未達0.01%時並不理想，而若超過0.1%則達到飽和。因而將Al量定為0.01~0.1%。

N：N 就耐時效性的觀點考量，N 以固溶狀態殘存係為不佳，故其以少量為佳。N 量若超過 0.01%，則由於過量的氮化物存在，延展性與韌性會變差。因而，N 量定為 0.01% 以下，而以 0.007% 以下為佳，尤以 0.005% 以下更佳。

除了此等元素之外，添加選自 Cr：1% 以下、Mo：1% 以下、V：1% 以下、B：0.01% 以下、Ti：0.1% 以下以及 Nb：0.1% 以下之中至少 1 種元素，係分別因下述的理由而有其效用之故。

Cr、Mo：Cr、Mo 為可使淬火性提高，並安定地形成低溫變態相之有效元素。又，於熔接時的受熱變質區域 (HAZ) 之軟化抑制亦有效果。為此，以添加 Cr、Mo 的至少一方 0.005% 以上為佳，而以 0.01% 以上更佳。然而，其各自的量若超過 1%，則 HAZ 的硬度會上昇過大，故 Cr、Mo 的量分別以 1% 以下為佳，而以 0.8% 以下更佳，尤以 0.6% 以下為特佳。

V：V 具有熔接時的 HAZ 軟化抑制效果。因此，V 以添加 0.005% 以上為佳，而以 0.007% 以上更佳。然而，其量若超過 1%，則 HAZ 的硬度會上昇過大，故 V 量以 1% 以下為佳，而以 0.5% 以下更佳，尤以 0.3% 以下為特佳。

B：B 為可使淬火性提高，並安定地形成低溫變態相之有效元素。為此，B 以添加 0.0002% 以上為佳，而以 0.0003% 以上更佳。然而，其量若超過 0.01% 則其效果會達到飽和，故 B 量定為 0.01% 以下，而以 0.005% 以下為佳，尤以 0.003% 以下更佳。

Ti、Nb：Ti、Nb 會形成氮化物，有降低鋼中不需要的固溶 N 之作用。以 Ti、Nb 來取代 Al 以減低固溶 N，藉此可期成形性之提高。為此，以添加 Ti、Nb 的至少一方 0.005% 以上為佳，又以 0.008% 以上更佳。然而，其各自的量若超過 0.1%，則其效果會達到飽和，故 Ti、Nb 的量分別定為 0.1% 以下，又以 0.08% 以下更佳。惟，若較降低固溶 N 的必要量而過剩地添加 Ti、Nb，則過剩的 Ti、Nb 會形成碳化物，而妨礙到低溫變態相的安定形成，故不佳。

4. 製造條件

本發明之高強度冷軋鋼板，可藉由將具有上述的成分、且體積率為 60% 以上之含有低溫變態相的熱軋鋼板，以具有後述步驟之製造方法來製造，該步驟為：以拉伸率超過 60% 但不滿 85% 之條件予以冷軋製，再於 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區下進行連續退火。又，為了於退火後使低溫變態相更安定地形成，必須在 A_{c1} 變態點 $\sim (A_{c1}$ 變態點 $+ 80)^\circ\text{C}$ 的範圍內進行退火，而以在 A_{c1} 變態點 $\sim (A_{c1}$ 變態點 $+ 50)^\circ\text{C}$ 的範圍進行退火更佳。

為了實現如上述般之用以得到凸出成形性、耐凹陷性、耐面變形性、耐二次加工脆性、耐時效性及表面性狀皆優異的冷軋鋼板的要件之「(1)於微細的紅鋁鐵質固相中使主要由麻田散鐵相所構成的低溫變態相均一地分散，與(2)使 r 值的面內異向性之絕對值 $|\Delta r|$ 為小」，必須使冷軋製前的熱軋鋼板為含有體積率為 60% 以上

(而以 70% 以上更佳，尤以 80% 以上為特佳) 的低溫變態相者。

其機制雖尚未解明，但推測為如下述。

亦即，習知之由紅鋁鐵質固相 + 波來鐵相所構成之組織的熱軋鋼板的情況中，在退火時，於 $\alpha + \gamma$ 之 2 相區中容易殘存碳化物之熔渣，且粗大的 γ 相會相映於熱軋鋼板的波來鐵相的分布而呈不均一且稀疏地存在的狀態。其結果，會形成由較不均一地粗大化之紅鋁鐵質固相更粗大而不均一地分散之低溫變態相所構成的組織。

另一方面，如本發明所述，於含有體積率為 60% 以上的低溫變態相之熱軋鋼板的情況中，在退火時的昇溫過程中，微細的碳化物暫時溶入紅鋁鐵質固相中，而於 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區中均熱時，會自紅鋁鐵質固相的晶界均一且緻密地生成微細 γ 相。其結果，紅鋁鐵質固相會成為均一且細粒之狀態，低溫變態相亦微細地均一分散。又，如本發明所述之含有低溫變態相之熱軋鋼板的情況中，由於不同於習知的由紅鋁鐵質固相 + 波來鐵相所構成的 2 相組織的情況，係形成變態集合組織，故在外觀上可賦予等同於冷軋製的變形賦予之效果，而如後述般地，即使在 60~85% 的一般拉伸率下， $|\Delta r|$ 亦可成為較小者。

又，所謂之熱軋鋼板的低溫變態相，係指針狀紅鋁鐵質固 (acicular ferrite) 相、變韌鐵紅鋁鐵質固 (bainitic ferrite) 相、變韌鐵相、麻田散鐵相及其等

之混合相。

圖 4 中，顯示對如此使之含有低溫變態相之熱軋鋼板，改變拉伸率進行冷軋製，在 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區進行連續退火時的拉伸率與 $|\Delta r|$ 的關係。

冷軋製時的拉伸率係超過 60%、不滿 85%，可得到未滿 0.15 的 $|\Delta r|$ 。

欲製造含有體積率為 60% 以上的低溫變態相之熱軋鋼板，例如可使具有上述之本發明範圍的成分之厚鋼板，在 A_{r3} 變態點以上於熱軋製後 2 秒以內即開始冷卻，且以 $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上的冷卻速度並跨越 100°C 以上的溫度範圍進行冷卻而製得。此乃意味著對圖 5 所示之連續冷卻變態圖中之紅鋁鐵質固相的形成加以抑制而進行急速冷卻。又，自熱軋製後到開始冷卻的時間以 1.5 秒以內為較佳，尤以 1.2 秒以內為特佳。

圖 6 顯示熱軋製後的冷卻中，冷卻速度與退火後的 $|\Delta r|$ 的關係。此時的冷卻溫度寬度 ΔT 係為 150°C 。

可知：使冷卻速度為 $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上，則 $|\Delta r|$ 可成為未滿 0.15。又，冷卻速度以超過 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 為佳，尤以超過 $130^\circ\text{C}/\text{s}$ 更有效果。

圖 7 顯示熱軋製後的冷卻中，冷卻溫度寬度 ΔT 與退火後的 $|\Delta r|$ 的關係。此時的冷卻速度係為 $150^\circ\text{C}/\text{s}$ 。

可知：冷卻溫度寬度 ΔT 若作為 100°C 以上，則 $|\Delta r|$ 可成為未滿 0.15。又，此溫度寬度 ΔT ，以 130°C 以上為佳，尤以 160°C 以上更佳。

圖 8 顯示熱軋製後的冷卻條件及退火條件與 Δr 間的關係。

可知：即使採用如本發明的熱軋條件而不在 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區進行連續退火，或，不採用如本發明的熱軋條件進行連續退火，則 Δr 大，唯有組合如本發明的熱軋條件並於 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區連續退火，方能在通常的拉伸率下得到小的 Δr 。此乃本發明的要點所在。

於本發明之製造方法中，厚鋼板進行熱軋製之時，可用加熱爐加熱後再進行軋製，或不加熱下直接進行軋製。又，熱軋製後的捲繞溫度，只要可形成體積率 60% 以上的低溫變態相即可，而只要在本發明的熱軋製後的冷卻條件下，通常的捲繞溫度即已充分。

連續退火可在通常的連續退火或熔融鍍鋅線上進行。

亦可對本發明之高強度冷軋鋼板施行鋅電鍍或熔融鍍鋅。又，於熔融鍍鋅後，亦可施行合金化處理。再者，於鍍敷後，亦可施行被膜處理。

(實施例)

熔製如表 1 所示的鋼 No.1~15 之後，以連續鑄造製造成厚鋼板。

鋼 No.1~11 皆具有本發明範圍內之成分。另一方面，於鋼 No.12~15 中，分別使 C 量、Si 量、Mn 量於本發明範圍之外。又，本發明鋼 No.1~11 的 Ar_3 變態點為 820°C 以上， Ac_1 變態點與 Ac_3 變態點係在 $740\sim 850^\circ\text{C}$ 的範圍內。

將此等厚鋼板加熱至 1200°C 後，於表 2 所示之終軋溫度進行熱軋製後，以表 2 所示之冷卻開始時間、冷卻速度、冷卻溫度寬度 ΔT 進行冷卻，再於通常的捲繞溫度進行捲繞，製造成熱軋鋼板。然後，將熱軋鋼板進行酸洗，以表 2 所示之拉伸率冷軋製成板厚 0.75mm ，於連續退火線 (CAL) 或連續熔融鍍鋅線 (CGL) 進行連續退火，製得拉伸強度為 400MPa 以下、超過 400MPa 且在 500MPa 以下、超過 500MPa 等級的冷軋鋼板 No. 1~30。退火係於表 2 所示之均熱溫度下進行。其中之一部份的冷軋鋼板在電鍍鋅線 (EGL) 施以電鍍處理。將如此得到之冷軋鋼板，最後以拉伸率 $0.2\sim 1.5\%$ 進行精軋製。

接著，以掃描式電子顯微鏡觀察熱軋鋼板與冷軋鋼板的微組織，進行圖像解析而求出紅鋁鐵質固相的粒徑、低溫變態相的體積率、低溫變態相間的平均間隔。又，用 JIS5 號拉伸試驗片，計算出 r 值與 Δr 。並用 JIS5 號拉伸試驗片進行拉伸試驗，求出垂直於軋製方向之方向的強度 TS 與伸長量 $E1$ 。凸出成形性之評價，係用 150mm ϕ 的球頭衝頭使 $200\text{mm} \times 200\text{mm}$ 的試驗片進行凸出成形，求出臨限凸起高度。

結果如表 3 所示。

可得知：將成分、紅鋁鐵質固相的粒徑、低溫變態相的體積率、 $|\Delta r|$ 皆在本發明範圍內的鋼板 No. 1~5、10、15、16、18、20、22、23、25~28，以相同強度等級作比較，這樣的條件與在本發明範圍外之比較例相比，

其臨限凸起較高，凸出成形性優異。

又，以與日本專利特開 2001-207237 號公報和特開平 2002-322537 號公報之實施例相同的條件所製作的比較例之鋼板 No. 7，低溫變態相的量雖在本發明之範圍內，然而 Δr 大，故無法得到充分高的臨限凸起高度。此情形推測係熱軋製後的冷卻條件大不相同之故。

表 1

(質量%)

鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他	備註
1	0.007	0.02	2.05	0.031	0.016	0.071	0.0022	Cr=0.62	本發明鋼
2	0.012	0.26	1.54	0.026	0.0009	0.015	0.0008	Mo=0.26, Ti=0.031	本發明鋼
3	0.015	0.02	1.50	0.020	0.005	0.050	0.0040	Cr=0.5	本發明鋼
4	0.018	0.01	1.85	0.005	0.007	0.028	0.0016	-	本發明鋼
5	0.023	0.68	2.48	0.035	0.010	0.049	0.0019	Cr=0.15, Mo=0.08, V=0.04	本發明鋼
6	0.028	0.02	1.65	0.012	0.012	0.039	0.0049	V=0.35, Cr=0.19	本發明鋼
7	0.031	0.02	1.20	0.055	0.005	0.045	0.0029	B=0.0008, Nb=0.033	本發明鋼
8	0.035	1.20	1.15	0.068	0.009	0.029	0.0039	-	本發明鋼
9	0.042	0.31	1.90	0.014	0.026	0.044	0.0035	V=0.08	本發明鋼
10	0.046	0.55	0.88	0.008	0.011	0.048	0.0061	Mo=0.66	本發明鋼
11	0.049	0.22	1.40	0.025	0.0006	0.031	0.0014	B=0.0038, V=0.05	本發明鋼
12	0.061	0.04	1.35	0.025	0.006	0.049	0.0049	-	比較鋼
13	0.027	2.1	1.54	0.035	0.019	0.039	0.0042	-	比較鋼
14	0.046	0.21	3.15	0.011	0.028	0.055	0.0034	-	比較鋼
15	0.003	0.03	0.59	0.04	0.009	0.044	0.0022	-	比較鋼

表 2

鋼板 No.	鋼 No.	終軋溫度 (°C)	冷卻開始時間 (s)	冷卻速度 (°C/s)	冷卻溫度寬 度 ΔT (°C)	拉伸率 (%)	退火溫度 (°C)
1	1	875	0.2	250	255	83	775
2	1	880	0.4	195	235	88	770
3	2	880	0.2	245	250	80	765
4	2	885	0.5	250	155	80	770
5	2	890	0.3	235	125	80	775
6	2	815	0.8	120	175	80	785
7	3	850	2.1	35	205	60	800
8	3	855	0.6	155	255	55	800
9	15	890	0.7	165	245	77	825
10	4	870	0.5	205	265	75	770
11	4	865	2.3	210	225	75	775
12	4	875	0.8	55	200	75	765
13	4	870	0.9	80	85	75	770
14	4	880	1.8	35	230	88	775
15	5	910	0.2	195	230	75	745
16	5	895	0.7	105	220	75	760
17	6	890	1.1	165	190	77	730
18	6	885	0.9	175	200	77	780
19	6	895	1.0	180	195	77	880
20	7	875	0.3	275	115	71	785
21	13	875	1.3	90	145	73	825
22	8	870	0.5	305	135	69	815
23	9	860	1.3	135	225	66	775
24	9	870	1.5	115	210	88	780
25	9	865	1.4	120	230	73	765
26	9	885	1.7	130	205	73	840
27	10	855	0.3	85	250	71	760
28	11	850	0.4	95	270	63	780
29	14	870	1.6	125	135	75	820
30	12	855	0.7	125	185	71	780

表 3

鋼板 No.	熱軋後的低溫 變態相之比例 (%)	紅鋁鐵質 固相粒徑 d (μm)	低溫變態相 的體積率 (%)	低溫變態相間 的平均間隔 L (μm)	3.5 × d	Δr	rmax-rmin	r90	TS (MPa)	EI (%)	臨限凸起 高度 (mm)	備註
1	93	14.4	0.5	18.5	50.4	0.06	0.16	1.09	374	44.0	60.1	發明例
2	83	15.9	0.4	32.1	55.7	-0.01	0.13	1.37	364	39.7	58.0	發明例
3	100	10.8	1.4	11.5	37.8	0.04	0.09	1.06	391	42.7	59.2	發明例
4	77	11.4	1.2	20.4	39.9	0.11	0.14	1.08	382	42.9	58.7	發明例
5	62	13.3	0.9	28.2	46.6	0.14	0.19	1.12	371	43.2	58.2	發明例
6	0	15.9	0.9	56.4	55.7	0.48	0.63	1.41	377	38.6	54.8	比較例
7	0	14.2	3.1	52.2	49.7	0.34	0.50	1.38	385	37.6	53.4	比較例
8	78	13.1	3.3	34.5	45.9	0.18	0.26	1.21	398	36.1	51.9	比較例
9	15	17.3	0	-	-	0.31	0.43	2.05	356	39.9	54.9	比較例
10	92	7.9	2.4	9.1	27.7	0.03	0.05	1.03	442	39.6	56.7	發明例
11	25	10.4	1.6	25.0	36.4	0.37	0.55	1.37	412	36.5	52.9	比較例
12	10	9.2	1.3	28.6	32.2	0.54	0.68	1.43	422	35.9	51.7	比較例
13	0	9.7	1.5	35.1	34.0	0.42	0.58	1.39	417	36.1	51.4	比較例
14	0	11.3	1.8	40.3	39.6	-0.46	0.49	0.69	409	37.4	52.3	比較例
15	95	6.7	2.6	7.9	23.5	0.06	0.09	1.05	460	38.4	55.7	發明例
16	68	7.6	1.9	23.5	26.6	0.09	0.12	1.07	449	38.6	54.7	發明例
17	87	6.5	0	-	-	0.40	0.49	1.24	461	33.9	50.4	比較例
18	91	6.4	3.4	8.2	22.4	0.06	0.23	1.14	477	37.1	55.2	發明例
19	88	8.5	1.1	16.5	29.8	-0.43	0.45	0.93	465	32.7	49.5	比較例
20	69	6.5	4.1	9.3	22.8	0.09	0.22	1.15	489	36.4	54.1	發明例
21	45	20.5	0.7	72.5	71.8	0.08	0.43	1.22	452	37.8	50.6	比較例
22	79	6.2	4.4	14.5	21.7	0.12	0.23	1.21	515	34.8	51.8	發明例
23	91	5.9	6.1	6.8	20.7	0.14	0.18	1.14	548	34.2	51.7	發明例
24	89	8.2	5.9	16.0	28.7	-0.33	0.37	0.79	531	30.1	46.5	比較例
25	88	6.2	6.2	6.6	21.7	0.00	0.04	1.01	545	34.4	51.6	發明例
26	90	7.4	4.9	21.5	25.9	0.09	0.23	1.25	522	34.3	51.0	發明例
27	98	5.1	7.9	5.6	17.9	0.07	0.10	1.06	572	33.3	50.2	發明例
28	100	4.1	9.8	5.5	14.4	0.14	0.18	1.14	590	32.4	49.5	發明例
29	100	5.2	10.8	5.1	18.2	0.31	0.47	1.38	609	29.2	44	比較例
30	91	4.8	14.3	4.3	16.8	0.48	0.66	1.45	645	28.3	42	比較例

【圖式簡單說明】

圖 1A、1B 分別為顯示本發明之高強度冷軋鋼板與習知之 DP 鋼板的微組織之示意圖。

圖 2 為用以說明沿著紅鋁鐵質固相 F 之晶界之鄰接低溫變態相 M 間的間隔 l 之圖。

圖 3 為顯示集合組織與凸出成形性間的關係之圖。

圖 4 為顯示冷軋製時的拉伸率與回火後的 Δr 的關係之圖。

圖 5 為用以說明本發明之熱軋製鋼板的組織形成的連續冷卻變態圖。

圖 6 為顯示於熱軋製後的冷卻中之冷卻速度與退火後的 $|\Delta r|$ 的關係之圖。

圖 7 為顯示於熱軋製後的冷卻中之冷卻溫度寬度 ΔT 與退火後的 $|\Delta r|$ 的關係之圖。

圖 8 為顯示熱軋製後的冷卻條件及退火條件與 Δr 間的關係之圖。

伍、中文發明摘要：

本發明提供一種高強度冷軋鋼板，其係由紅鋁鐵質固相與低溫變態相所構成，紅鋁鐵質固相的平均粒徑為 $20\mu\text{m}$ 以下，低溫變態相的體積率為 0.1% 以上、不滿 10%，且 r 值的面內異向性的絕對值 $|\Delta r|$ 為未滿 0.15，板厚為 0.4mm 以上者。本發明之高強度冷軋鋼板具有 370~590MPa 的強度，於凸出成形性、耐凹陷性、耐面變形性、耐二次加工脆性、耐時效性及表面性狀皆優異，故適用於汽車的外板嵌板等。

陸、英文發明摘要：

The present invention provides a high strength cold steel sheet with a thickness of 0.4mm or more consisting of ferritic phase and second phase transformed at low temperature such as martensitic phase, wherein the mean grain size of the ferritic phase is $20\mu\text{m}$ or less and the volume fraction of the second phase is 0.1% or more to less than 10%. The high strength cold rolled steel sheet of the present invention having a tensile strength of 370-590 MPa is very suitable for the outer panel of automobile since it has excellent stretchability, dent resistance, surface precision, anti-secondary work embrittlement and anti-aging property, and good surface appearance.

柒、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 (8) 圖。

(二)本代表圖之元件代表符號簡單說明：

無

捌、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

無

拾、申請專利範圍：

1. 一種高強度冷軋鋼板，係由紅鋁鐵質固相與低溫變態相所構成，上述紅鋁鐵質固相的平均粒徑為 $20\mu\text{m}$ 以下，上述低溫變態相的體積率為 0.1% 以上、不滿 10% ，且 r 值的面內異向性之絕對值 $|\Delta r|$ 為未滿 0.15 ，板厚為 0.4mm 以上。

2. 如申請專利範圍第 1 項之高強度冷軋鋼板，其中，令紅鋁鐵質固相的平均粒徑為 $d(\mu\text{m})$ 時，沿著上述紅鋁鐵質固相晶界之鄰接低溫變態相間の間隔平均值 $L(\mu\text{m})$ 可滿足下式(1)：

$$L < 3.5 \times d \quad \dots (1)。$$

3. 如申請專利範圍第 1 項之高強度冷軋鋼板，其中，對軋製方向為 0° 、 45° 、 90° 的 r 值 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} 之中，最大值 r_{max} 與最小值 r_{min} 的差為 0.25 以下。

4. 如申請專利範圍第 2 項之高強度冷軋鋼板，其中，對軋製方向為 0° 、 45° 、 90° 的 r 值 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} 之中，最大值 r_{max} 與最小值 r_{min} 的差為 0.25 以下。

5. 如申請專利範圍第 1 項之高強度冷軋鋼板，其中，對軋製方向為 90° 的 r 值 r_{90} 為 1.3 以下。

6. 如申請專利範圍第 2 項之高強度冷軋鋼板，其中，對軋製方向為 90° 的 r 值 r_{90} 為 1.3 以下。

7. 如申請專利範圍第 1 項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之 C：未滿 0.05% 、Si： 2.0% 以下、Mn： $0.6\sim 3.0\%$ 、P： 0.08% 以下、S：

0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，且其餘部分為Fe所構成者。

8.如申請專利範圍第2項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之C：未滿0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，且其餘部分為Fe所構成者。

9.如申請專利範圍第3項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之C：未滿0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，且其餘部分為Fe所構成者。

10.如申請專利範圍第4項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之C：未滿0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，其餘部分為Fe所構成者。

11.如申請專利範圍第5項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之C：未滿0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，其餘部分為Fe所構成者。

12.如申請專利範圍第6項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係實質上由以質量%計之C：未滿

0.05%、Si：2.0%以下、Mn：0.6~3.0%、P：0.08%以下、S：0.03%以下、Al：0.01~0.1%、N：0.01%以下，其餘部分為Fe所構成者。

13.如申請專利範圍第7項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少1種元素者。

14.如申請專利範圍第8項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少1種元素者。

15.如申請專利範圍第9項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少1種元素者。

16.如申請專利範圍第10項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少1種元素者。

17.如申請專利範圍第11項之高強度冷軋鋼板，其中，上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少1種元素者。

18.如申請專利範圍第12項之高強度冷軋鋼板，其中，

上述高強度冷軋鋼板係更進一步含有選自 Cr：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、B：0.01%以下、Ti：0.1%以下、Nb：0.1%以下之其中至少 1 種元素者。

19. 一種高強度冷軋鋼板之製造方法，其係用以製造具有申請專利範圍第 7 至 18 項中任一項之成分，且含有體積率為 60% 以上之低溫變態相的熱軋鋼板者，具有下述步驟：
以超過 60%、未滿 85% 之拉伸率進行冷軋製之步驟；及
使上述冷軋製後的鋼板，於 $\alpha + \gamma$ 的 2 相區中進行連續退火之步驟。

20. 如申請專利範圍第 19 項之高強度冷軋鋼板之製造方法，其中，上述熱軋鋼板係使熱軋鋼板在 A_{r3} 變態點以上並於熱軋製後 2 秒以內開始冷卻，且以 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的冷卻速度，跨越 100°C 以上的溫度寬度進行冷卻而製得。

公告

1/8

图 1B

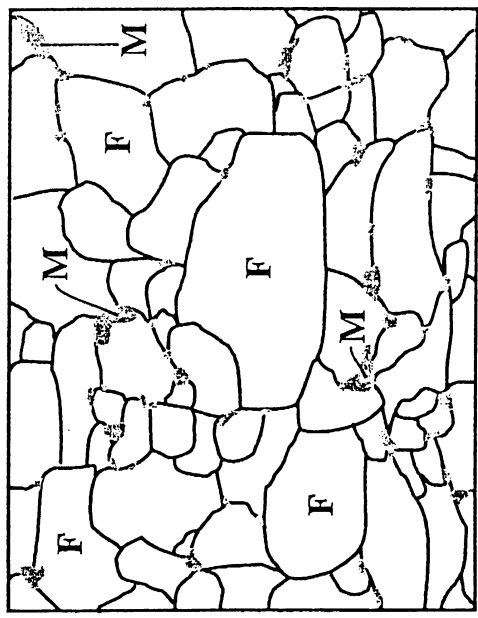


图 1A

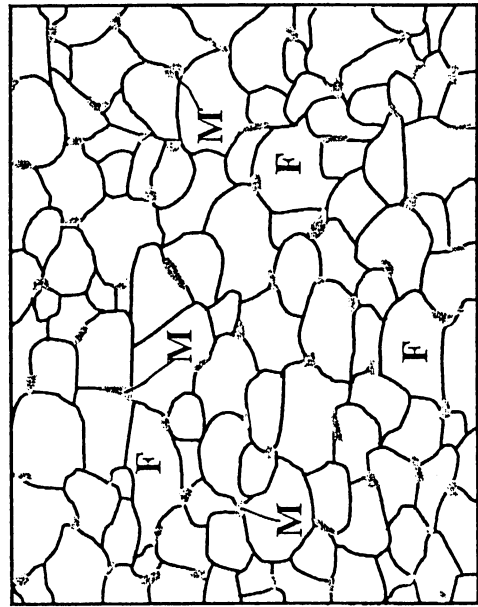
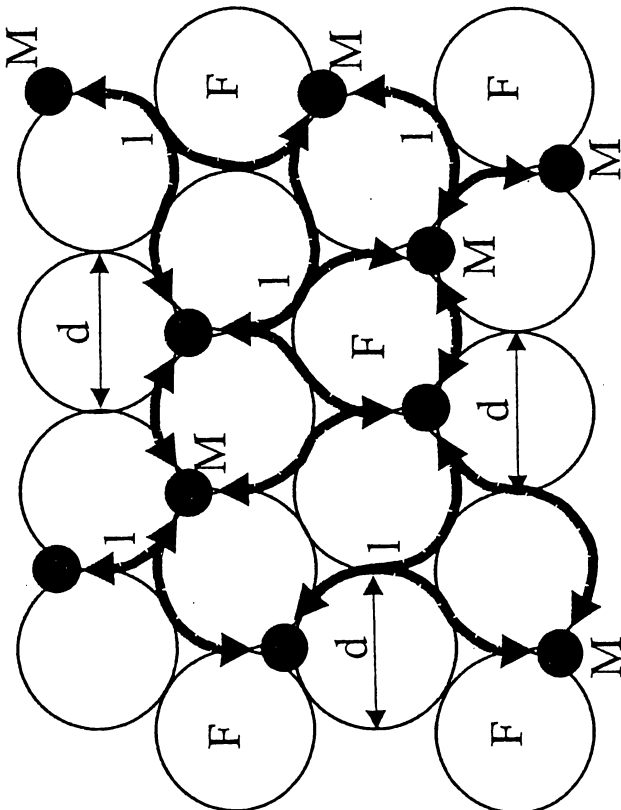
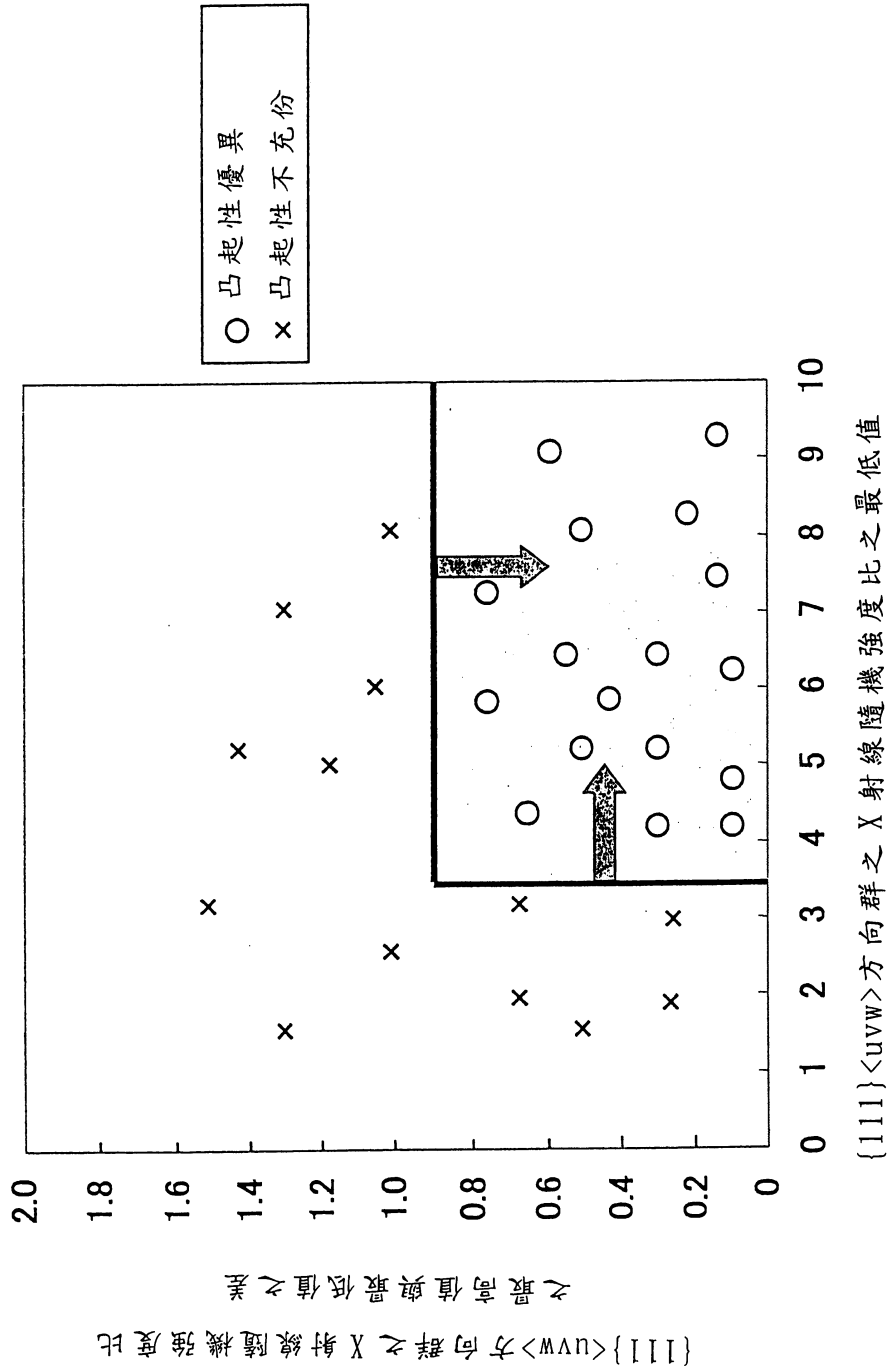


圖 2



3/8

圖 3



4/8

圖 4

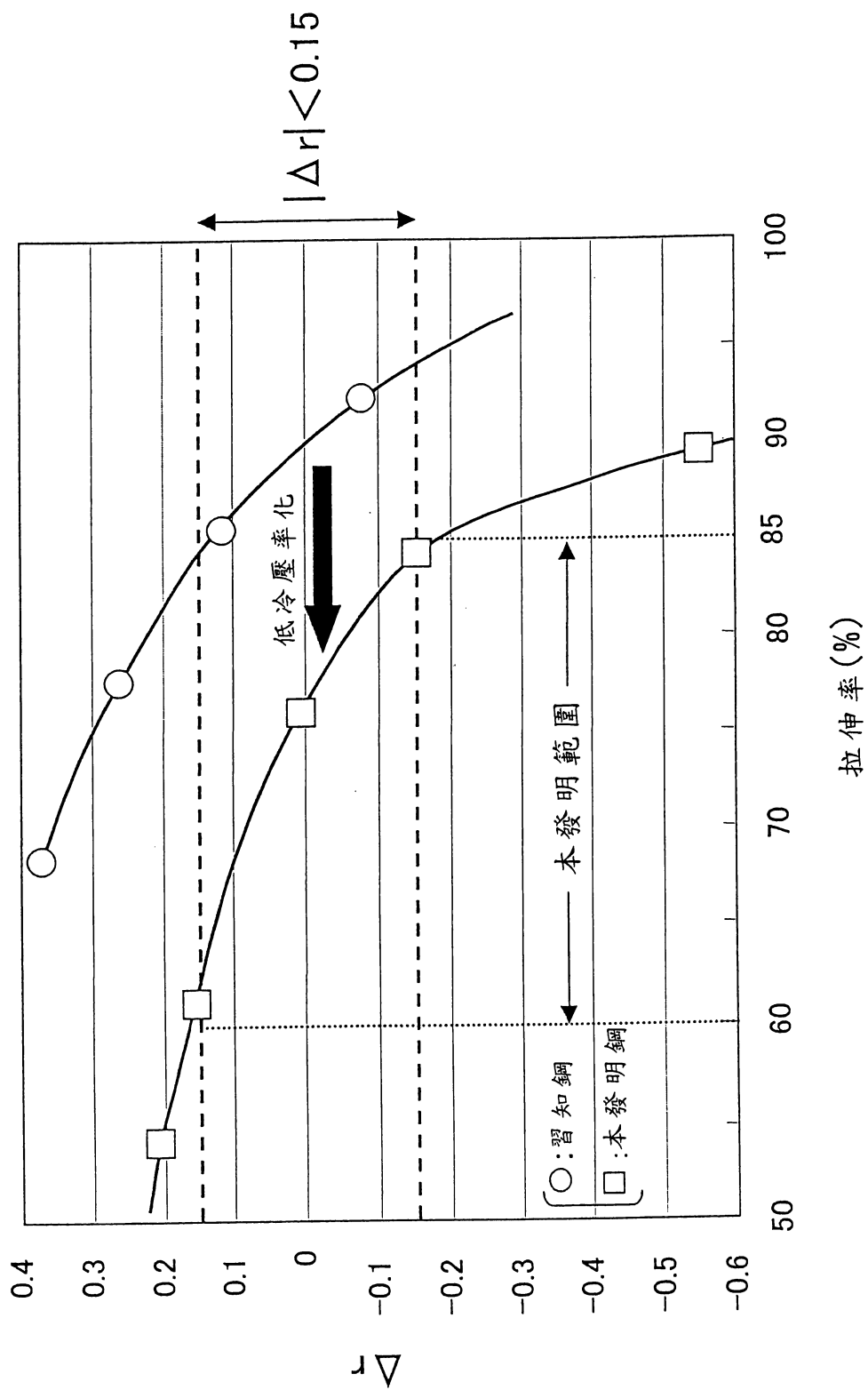


圖 5

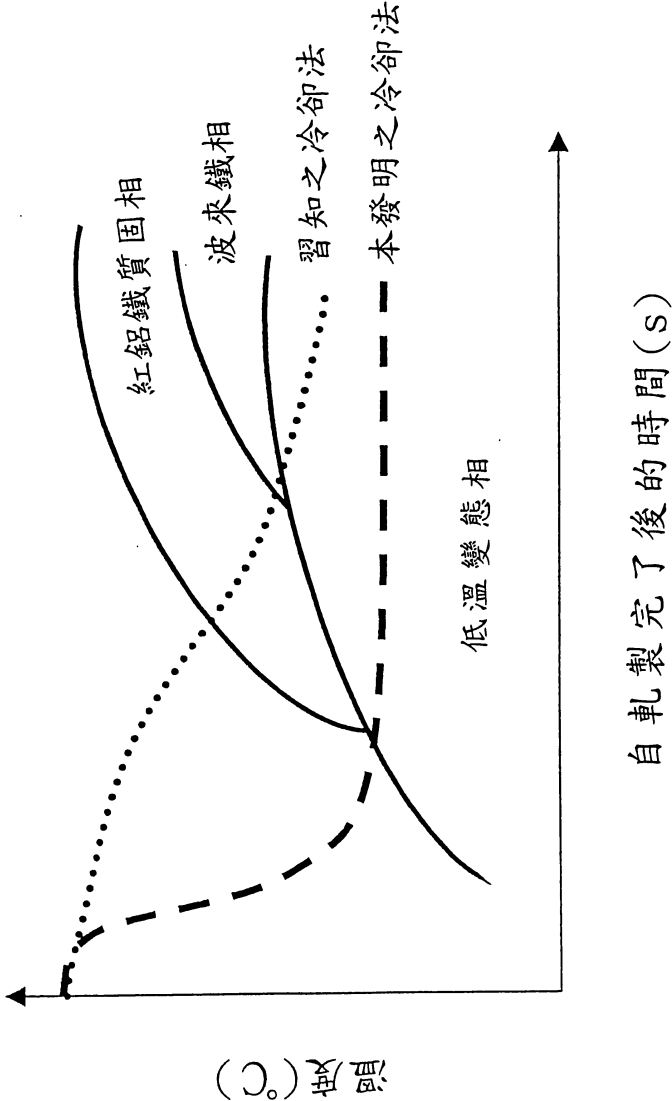


圖 6

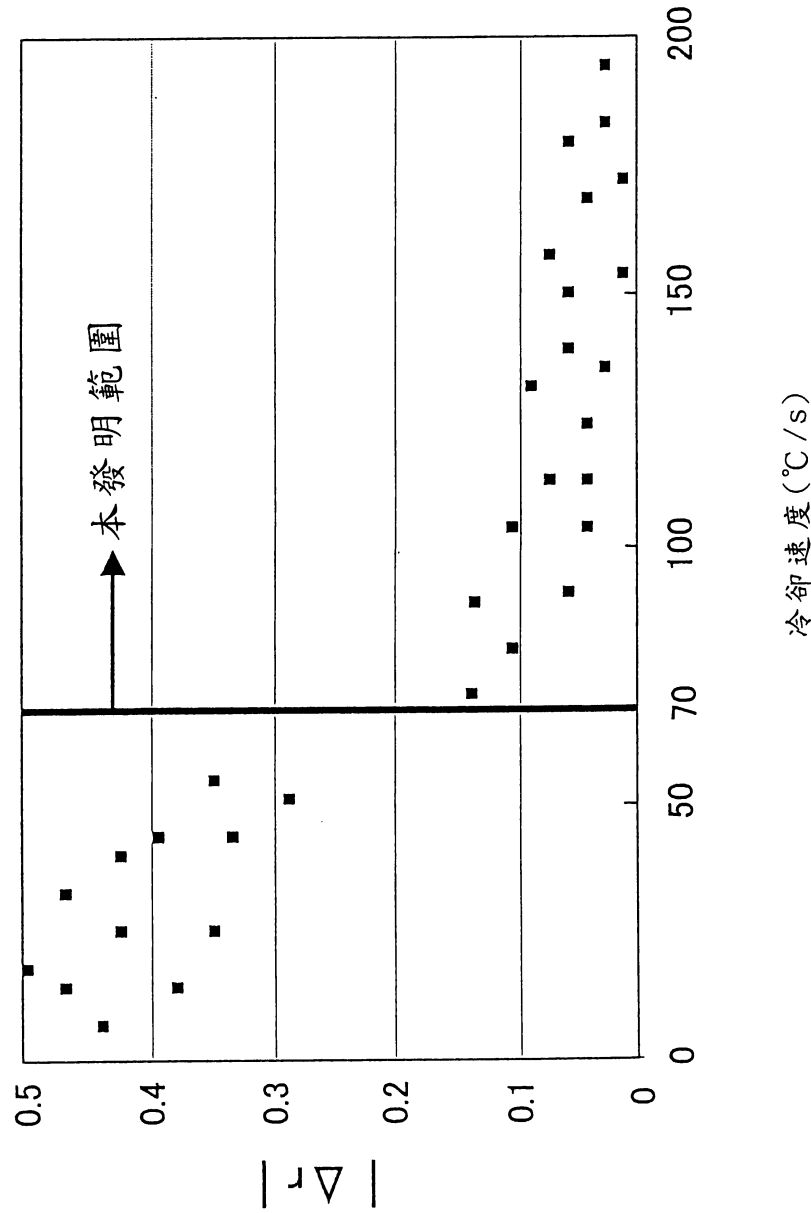


圖 7

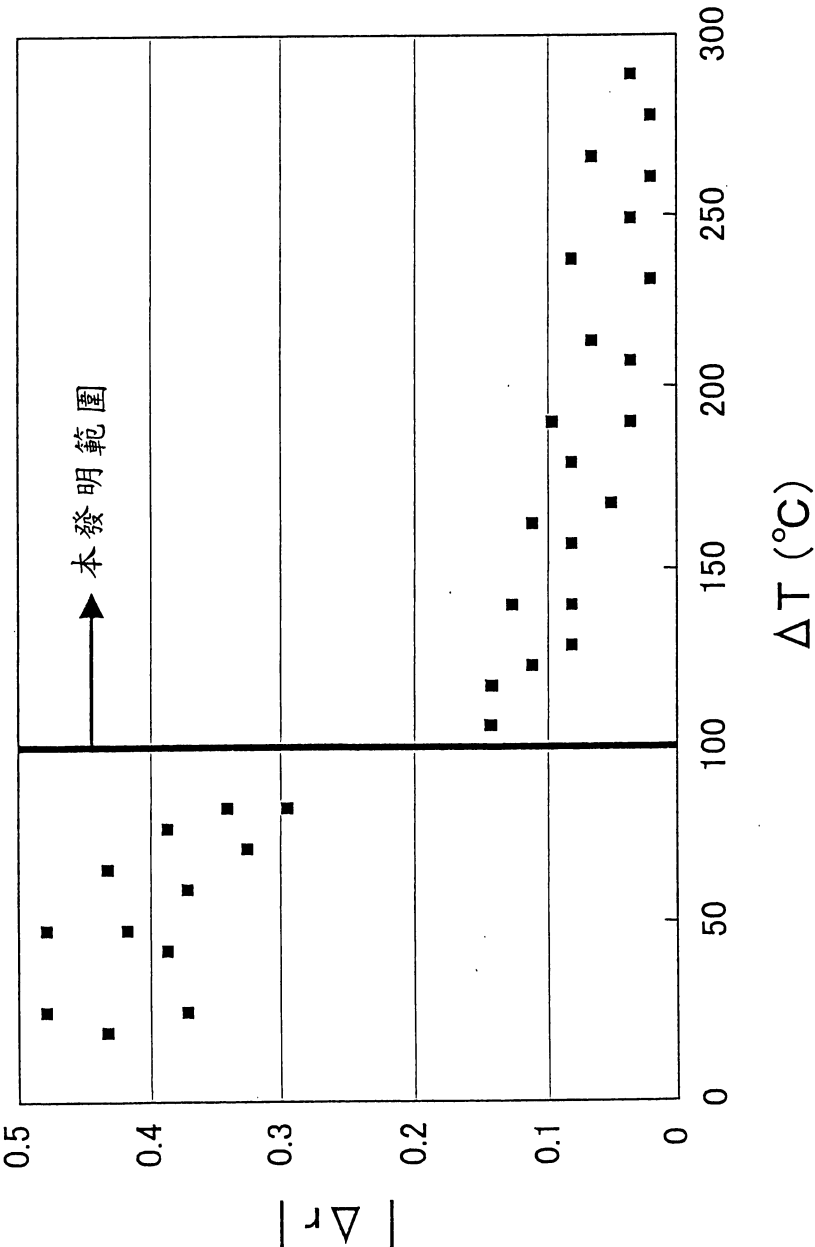


圖 8

0.02C-1.8Mn

