



(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 201213558 A1

(43)公開日：中華民國 101 (2012) 年 04 月 01 日

(21)申請案號：100126815

(22)申請日：中華民國 100 (2011) 年 07 月 28 日

(51)Int. Cl. : **C22C38/38 (2006.01)**

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2010/07/28 日本

2010-169230

2010/07/28 日本

2010-169627

2010/07/28 日本

2010-169670

2010/09/13 日本

2010-204671

2011/03/04 日本

2011-048236

2011/03/04 日本

2011-048246

2011/03/04 日本

2011-048253

2011/03/04 日本

2011-048272

(71)申請人：新日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：藤田展弘 FUJITA, NOBUHIRO (JP)；林邦夫 HAYASHI, KUNIO (JP)；岡本力

OKAMOTO, RIKI (JP)；高橋學 TAKAHASHI, MANABU (JP)；岸本哲生

KISHIMOTO, TETSUO (JP)；吉田博司 YOSHIDA, HIROSHI (JP)

(74)代理人：憚軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：25 項 圖式數：45 共 131 頁

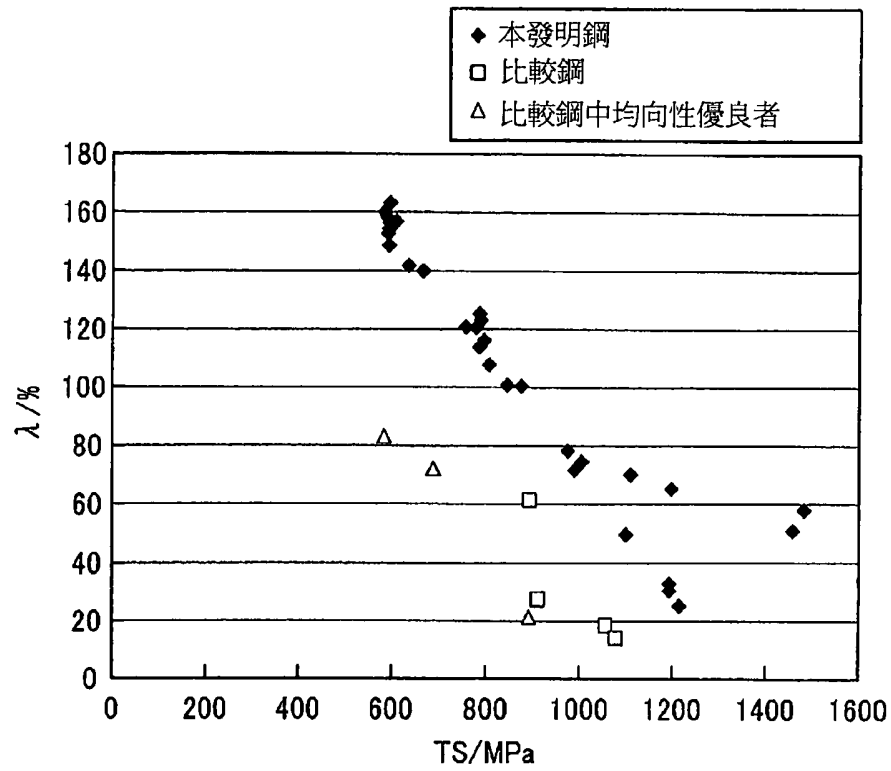
(54)名稱

熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍鋅鋼板及其等之製造方法

HOT ROLLED STEEL SHEET, COLD ROLLED STEEL SHEET, ZINC COATED STEEL SHEET, AND
MANUFACTURING METHODS THEREOF

(57)摘要

本發明之熱軋鋼板中，至少在距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之 X 光隨機強度比之平均值為 1.0 以上 6.0 以下，且 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 之結晶方位之 X 光隨機強度比為 1.0 以上 5.0 以下，對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 為 0.70 以上 1.10 以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 為 0.70 以上 1.10 以下。





(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 201213558 A1

(43)公開日：中華民國 101 (2012) 年 04 月 01 日

(21)申請案號：100126815

(22)申請日：中華民國 100 (2011) 年 07 月 28 日

(51)Int. Cl. : **C22C38/38 (2006.01)**

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2010/07/28 日本

2010-169230

2010/07/28 日本

2010-169627

2010/07/28 日本

2010-169670

2010/09/13 日本

2010-204671

2011/03/04 日本

2011-048236

2011/03/04 日本

2011-048246

2011/03/04 日本

2011-048253

2011/03/04 日本

2011-048272

(71)申請人：新日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：藤田展弘 FUJITA, NOBUHIRO (JP)；林邦夫 HAYASHI, KUNIO (JP)；岡本力

OKAMOTO, RIKI (JP)；高橋學 TAKAHASHI, MANABU (JP)；岸本哲生

KISHIMOTO, TETSUO (JP)；吉田博司 YOSHIDA, HIROSHI (JP)

(74)代理人：憚軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：25 項 圖式數：45 共 131 頁

(54)名稱

熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍鋅鋼板及其等之製造方法

HOT ROLLED STEEL SHEET, COLD ROLLED STEEL SHEET, ZINC COATED STEEL SHEET, AND
MANUFACTURING METHODS THEREOF

(57)摘要

本發明之熱軋鋼板中，至少在距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之 X 光隨機強度比之平均值為 1.0 以上 6.0 以下，且 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 之結晶方位之 X 光隨機強度比為 1.0 以上 5.0 以下，對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 為 0.70 以上 1.10 以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 為 0.70 以上 1.10 以下。

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

技術領域

本發明係有關於一種彎曲、伸緣、毛邊加工等局部變形能力優良、成形性之方向相關性較低、主要使用於汽車零件等之熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍鋅鋼板及其等之製造方法。上述熱軋鋼板包含作為冷軋鋼板、鍍鋅鋼板等之母模之熱軋鋼帶。

本申請案基於2010年7月28日已於日本提申之特願2010-169670號、2010年7月28日已於日本提申之特願2010-169627號、2011年3月4日已於日本提申之特願2011-048236號、2010年7月28日已於日本提申之特願2010-169230號、2011年3月4日已於日本提申之特願2011-048272號、2010年9月13日已於日本提申之特願2010-204671號、2011年3月4日已於日本提申之特願2011-048246號、2011年3月4日已於日本提申之特願2011-048253號主張優先權，並引用其等之內容於此。

【先前技術】

背景技術

為抑制來自汽車之二氧化碳之排出量，已藉使用高強度鋼板而促進汽車車體之輕量化。且，由確保搭乘者之安全性之觀點而言，汽車車體除軟鋼板以外，亦逐漸大量使用高強度鋼板。然而，今後為進而促進汽車車體之輕量化，必須較以往更為提高高強度鋼板之使用強度等級。

然而，一般而言，鋼板若高強度化則成形性將降低。舉例言之，非專利文獻1中已揭露一種因高強度化而致使對抽製成形及拉伸成形甚為重要之均一延展率降低之情形。

因此，就汽車車體之底盤零件及用於吸收衝突能量之零件等使用高強度鋼板時，改善有益於毛邊加工性及彎曲加工性等成形性之局部延展性等之局部變形能力甚為重要。

相對於此，非專利文獻2則揭露了使金屬組織複合化而藉同一強度亦可提高均一延展率之方法。

又，非專利文獻3則揭露一種藉內含物控制及單一組織化，進而減少組織間之硬度差，而改善以彎曲性及擴孔加工性、毛邊加工性為代表之局部變形能力之金屬組織控制法。其係藉組織控制而形成單一組織，而改善擴孔性，但形成單一組織，則如非專利文獻4所揭露而由從沃斯田鐵單相開始之熱處理作為製法之基礎。

又，非專利文獻4則揭露了藉熱軋後之冷卻控制進行金屬組織控制，並進行析出物之控制及變態組織之控制，而獲致肥粒鐵與變韌鐵之適當分率，並兼顧高強度化與延展性確保之技術。

然而，上述之各種技術均係依賴組織控制之局部變形能力之改善方法，而受基底之組織形成影響甚巨。

另，關於連續熱軋程序之壓下量增加所致之材質改善亦存在先前揭露技術。即，所謂結晶粒微細化之技術，舉例言之，非專利文獻5之內容已揭露在沃斯田鐵範圍內之極低溫領域內進行大壓下，並使未再結晶沃斯田變態為肥粒

鐵，而實現產品主相之肥粒鐵之結晶粒微細化，並藉細粒化而實現高強度化及強韌化之技術。然而，本發明所欲解決之局部變形能力之改善則完全未受到關注。

【先行技術文獻】

【非專利文獻】

【非專利文獻1】岸田「新日鐵技報」(1999)No.371,p.13

【非專利文獻2】O. Matsumura et al「Trans. ISIJ」
(1987)vol.27,p.570

【非專利文獻3】加藤等人所著「製鐵研究」
(1984)vol.312,p.41

【非專利文獻4】K.Sugimoto et al「ISIJ International」
(2000)Vol.40,p.920

【非專利文獻5】中山製鋼所NFG產品介紹

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

如上所述，高強度鋼板之局部變形能力之改善，主要方法乃進行包含內含物控制在內之組織控制。然而，由於利用組織控制，故必須控制析出物、肥粒鐵及變韌鐵等之組織之分率及形態，而限制基底之金屬組織。

因此，本發明並非藉基底組織之控制而係藉晶體組織之控制，不受相之種類所限制而控制結晶粒之尺寸及形態並控制晶體組織，以提供可使高強度鋼板之局部變形能力優良、成形性方向相關性較低之熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍

鋅鋼板及其等之製造方法。

用以欲解決課題之手段

依據以往之發現，如前述般對擴孔性及彎曲性等之改善，係藉內含物控制、析出物微細化、組織均質化、單一組織化及組織間之硬度差之減少等而進行。然而，僅藉該等技術將不得不限制主要之組織構造。進而，為求高強度化，而添加極有益於強度提昇之代表性元素Nb及Ti等後，異向性則有極度增大之虞，故不得不犧牲其它成形性因子，或限定成形前之切出胚料之方向，而導致用途受限。

因此，本發明人等人為提昇擴孔性及彎曲加工性，而重新關注鋼板之晶體組織之影響，並詳細調查、研究了其作用效果。其結果，則發現從熱軋程序開始控制特定之結晶方位群之各方位之X光隨機強度比，進而控制軋延方向之r值、對軋延方向成直角方向之r值、對軋延方向成30°或60°之方向之r值，即可大幅提昇局部變形能力。

本發明即基於前述之發現而構成，為解決上述問題而達成以上目的，本發明採用了以下之設計。

(1) 即，本發明一態樣之熱軋鋼板按質量%計含有以下元素：C：0.0001%以上且0.40%以下、Si：0.001%以上且2.5%以下、Mn：0.001%以上且4.0%以下、P：0.001%以上且0.15%以下、S：0.0005%以上且0.03%以下、Al：0.001%以上且2.0%以下、N：0.0005%以上且0.01%以下、O：0.0005%以上且0.01%以下、進而含有以下元素中1種或2種以上：Ti：0.001%以上且0.20%以下、Nb：0.001%以上且0.20%以下、

V：0.001%以上且1.0%以下、W：0.001%以上且1.0%以下、
B：0.0001%以上且0.0050%以下、Mo：0.001%以上且1.0%
以下、Cr：0.001%以上且2.0%以下、Cu：0.001%以上且2.0%
以下、Ni：0.001%以上且2.0%以下、Co：0.0001%以上且
1.0%以下、Sn：0.0001%以上且0.2%以下、Zr：0.0001%以
上且0.2%以下、As：0.0001%以上且0.50%以下、Mg：0.0001%
以上且0.010%以下、Ca：0.0001%以上且0.010%以下、
REM：0.0001%以上且0.1%以下、餘部則由鐵及無法避免的
雜質所構成，至少距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中
央部之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比
之平均值為1.0以上6.0以下，且 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 之結晶方位之X
光隨機強度比為1.0以上5.0以下，對軋延方向成直角方向之
r值之 r_C 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方
向之r值之 r_{30} 為0.70以上1.10以下。

(2) 又，上述(1)所揭露之態樣中，進而，亦可使前述
軋延方向之r值之 r_L 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方
向成 60° 之方向之r值之 r_{60} 為0.70以上1.10以下。

(3) 又，上述(1)或(2)所揭露之態樣中，進而，亦可使
前述熱軋鋼板中存在變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田
鐵之1種或2種以上，該等組織之結晶粒中，前述軋延方向
之長度 d_L 與板厚方向之長度 d_t 之比 d_L/d_t 在3.0以下之晶粒
比例為50%以上100%以下。

(4) 又，上述(1)或(2)所揭露之態樣中，亦可使前述熱
軋鋼板之金屬組織之全面積中，粒徑超過 $20\mu\text{m}$ 之結晶粒之

面積比例為0%以上10%以下。

(5) 本發明一態樣之冷軋鋼板乃冷軋前述(1)所揭露之熱軋鋼板而成者，至少前述板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上小於4.0，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0以下，對前述軋延方向成直角方向之r值之 r_C 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之r值之 r_{30} 為0.70以上1.10以下。

(6) 上述(5)所揭露之態樣中，亦可使前述軋延方向之r值之 r_L 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 60° 之方向之r值之 r_{60} 為0.70以上1.10以下。

(7) 上述(5)或(6)所揭露之態樣中，亦可使前述冷軋鋼板中存在變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田鐵之1種或2種以上，該等組織之結晶粒中，前述軋延方向之長度 d_L 與板厚方向之長度 d_t 之比 d_L/d_t 在3.0以下之晶粒比例為50%以上100%以下。

(8) 上述(5)或(6)所揭露之態樣中，亦可使前述冷軋鋼板之金屬組織之全面積中，粒徑超過 $20\mu\text{m}$ 之結晶粒之面積比例為0%以上10%以下。

(9) 本發明一態樣之鍍鋅鋼板係於上述(5)所揭露之冷軋鋼板表面上進而設有熔融鋅鍍覆層或合金化熔融鋅鍍覆層者，至少前述板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上小於4.0，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0以

下，對前述軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 為0.70以上1.10以下。

(10) 上述(9)所揭露之態樣中，亦可使前述軋延方向之 r 值之 r_L 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 為0.70以上1.10以下。

(11) 本發明一態樣之熱軋鋼板之製造方法係對按質量%計含有以下元素：C：0.0001%以上且0.40%以下、Si：0.001%以上且2.5%以下、Mn：0.001%以上且4.0%以下、P：0.001%以上且0.15%以下、S：0.0005%以上且0.03%以下、Al：0.001%以上且2.0%以下、N：0.0005%以上且0.01%以下、O：0.0005%以上且0.01%以下、進而含有以下元素中1種或2種以上：Ti：0.001%以上且0.20%以下、Nb：0.001%以上且0.20%以下、V：0.001%以上且1.0%以下、W：0.001%以上且1.0%以下、B：0.0001%以上且0.0050%以下、Mo：0.001%以上且1.0%以下、Cr：0.001%以上且2.0%以下、Cu：0.001%以上且2.0%以下、Ni：0.001%以上且2.0%以下、Co：0.0001%以上且1.0%以下、Sn：0.0001%以上且0.2%以下、Zr：0.0001%以上且0.2%以下、As：0.0001%以上且0.50%以下、Mg：0.0001%以上且0.010%以下、Ca：0.0001%以上且0.010%以下、REM：0.0001%以上且0.1%以下、餘部則由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼塊或鋼胚，施予以下處理：在 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內，執行至少進行1次以上20%以上之壓下之第1熱軋，而使沃斯田鐵粒徑

為200 μm 以下，在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內，進行壓下率總計為50%以上之第2熱軋，在 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內，進行壓下率總計小於30%之第3熱軋，在 Ar3 變態溫度以上狀態下結束熱軋。

在此，前述 $T1$ 係依鋼板成分而決定之溫度，以下式1表示。

$$T1(^{\circ}\text{C})=850+10\times(\text{C}+\text{N})\times\text{Mn}+350\times\text{Nb}+250\times\text{Ti}+40\times\text{B}+10\times\text{Cr}+100\times\text{Mo}+100\times\text{V}\cdots(\text{式}1)$$

(12) 上述(11)所揭露之態樣中，亦可在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

(13) 上述(11)或(12)所揭露之態樣中，亦可在 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為100 μm 以下。

(14) 上述(11)或(12)所揭露之態樣中，亦可在以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，採用滿足下式2之結構作為前述大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間 t ，

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2.5 \cdots (\text{式}2)$$

在此， $t1$ 則以下式3表示，

$$t1=0.001\times((Tf-T1)\times P1)^2-0.109\times((Tf-T1)\times P1)+3.1 \cdots (\text{式}3)$$

在此， Tf 係前述最終道次後之溫度， $P1$ 係前述最終道次之壓下率。

(15) 上述(14)所揭露之態樣中，亦可使 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。

(16) 本發明一態樣之冷軋鋼板之製造方法係對上述(11)所揭露之熱軋鋼板之製造方法所製得之前述熱軋鋼板，在 Ar3 變態溫度以上狀態結束熱軋後，加以進行酸洗，並藉冷軋進行20%以上90%以下之軋延，於 720°C 以上 900°C 以下之溫度範圍內在1秒以上300秒以下之保持時間內進行退火，進行 650°C 至 500°C 間之冷卻速度為 10°C/s 以上 200°C/s 以下之加速冷卻，加以保持在 200°C 以上 500°C 以下之溫度。

(17) 上述(16)所揭露之態樣中，亦可在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

(18) 上述(16)或(17)所揭露之態樣中，亦可在 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為 $100\mu\text{m}$ 以下。

(19) 上述(16)或(17)所揭露之態樣中，亦可在以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，採用滿足下式4之結構作為前述大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間 t ，

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2.5 \cdots (\text{式}4)$$

在此， $t1$ 則以下式5表示，

$$t_1=0.001 \times ((T_f-T_1) \times P_1)^2 - 0.109 \times ((T_f-T_1) \times P_1) + 3.1 \dots (\text{式} 5)$$

在此， T_f 係前述最終道次後之溫度， P_1 係前述最終道次之壓下率。

(20) 上述(16)或(17)所揭露之態樣中，亦可使 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。

(21) 本發明一態樣之鍍鋅鋼板之製造方法係對上述(11)所揭露之熱軋鋼板之製造方法所製得之前述熱軋鋼板，在 Ar3 變態溫度以上狀態下結束熱軋後，於 680°C 以下室溫以上之溫度範圍內加以回捲，進行酸洗，藉冷軋進行20%以上90%以下之軋延，昇溫至 650°C 以上 900°C 以下之溫度範圍，在1秒以上300秒以下之保持時間內進行退火，以 0.1°C/s 以上 100°C/s 以下之冷卻速度加以冷卻至 720°C 以下 580°C 以上之溫度範圍，而進行鍍鋅處理。

(22) 上述(21)所揭露之態樣中，亦可在 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

(23) 上述(21)或(22)所揭露之態樣中，亦可在 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為 $100\mu\text{m}$ 以下。

(24) 上述(21)或(22)所揭露之態樣中，亦可在以 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，採用滿足下式6之結構作為前述

大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間 t ，

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2.5 \dots (\text{式6})$$

在此， t_1 則以下式7表示，

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1) + 3.1 \dots (\text{式7})$$

在此， T_f 係前述最終道次後之溫度， P_1 係前述最終道次之壓下率。

(25) 上述(24)所揭露之態樣中，亦可使 $T_1 + 30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1 + 200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。

發明效果

依據本發明，可不限定主要之組織構造，即便添加有Nb及Ti等元素，對異向性之影響亦甚小，而可製得局部變形能力優良、成形性之方向相關性較低之熱軋鋼板、冷軋鋼板及鍍鋅鋼板。

圖式簡單說明

第1圖係顯示熱軋鋼板之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第2圖係顯示熱軋鋼板之 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第3圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第4圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第5圖係顯示熱軋鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 與板厚/最

小彎曲半徑之關係者。

第6圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第7圖係顯示冷軋鋼板之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第8圖係顯示冷軋鋼板之 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第9圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第10圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第11圖係顯示冷軋鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第12圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第13圖係顯示鍍鋅鋼板之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第14圖係顯示鍍鋅鋼板之 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第15圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第16圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第17圖係顯示鍍鋅鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第18圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第19圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與熱軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 之關係者。

第20圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與熱軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 之關係者。

第21圖係顯示粗軋之20%以上之壓下率時之壓下次數與粗軋後之沃斯田鐵粒徑之關係者。

第22圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第23圖係顯示 $T_1^\circ\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^\circ\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第24圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第25圖係顯示 $T_1^\circ\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^\circ\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第26圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以

T1+30°C 以上 T1+200°C 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與熱軋鋼板之軋延方向之r值之rL之關係者。

第27圖係顯示T1+30°C 以上 T1+200°C 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以T1+30°C 以上 T1+200°C 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與熱軋鋼板對軋延方向成60°之方向之r值之r60之關係者。

第28圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與冷軋鋼板對軋延方向成直角方向之r值之rC之關係者。

第29圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與冷軋鋼板對軋延方向成30°之方向之r值之r30之關係者。

第30圖係顯示T1+30°C 以上 T1+200°C 以下之壓下率與冷軋鋼板之{100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第31圖係顯示T1+30°C 以上 T1+200°C 以下之溫度範圍之總壓下率與冷軋鋼板之{332}<113>結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第32圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與鍍鋅鋼板對軋延方向成直角方向之r值之rC之關係者。

第33圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與鍍鋅鋼板對軋延方向成30°之方向之r值之r30之關係者。

第34圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第35圖係顯示 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第36圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第37圖係顯示 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第38圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與鍍鋅鋼板之軋延方向之 r 值之 rL 之關係者。

第39圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與鍍鋅鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 $r60$ 之關係者。

第40圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與擴孔性之關係者。

第41圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與彎曲性之關係者。

第42圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與成形性之異向性之關係者。

第43圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與擴孔性之關係者。

第44圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與彎曲性之關係者。

第45圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與成形性之異向性之關係者。

【實施方式】

用以實施發明之形態

以下，詳細說明本發明之一實施例。

1. 關於熱軋鋼板

(1) 距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}<011> \sim \{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值、 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比：

距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}<011> \sim \{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值乃本實施例中特別重要之特性值。

如第1圖所示，進行距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之板面之X光繞射，並求出各方位對隨機試料之強

度比後之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之平均值若為6.0以下，則作為底盤零件及構架零件之加工所需之板厚/最小彎曲半徑之 d/R_m 即滿足1.5以上。進而，需要擴孔性及較小之極限彎曲特性時，則宜為4.0以下，小於3.0則更佳。若超過6.0，則鋼板之機械特性之異向性將極度增強，其結果將導致即便改善某方向之局部變形能力，與該方向不同之方向之材質亦將明顯劣化，故無法滿足前述板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 之條件。作為冷軋鋼板或鍍鋅鋼板之母模之熱軋鋼板使用時，上述之X光隨機強度比宜小於4.0。

另，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X光隨機強度比若小於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

進而，基於相同之理由，距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比若如第2圖所示而為5.0以下，則可滿足底盤零件之加工所需之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。3.0以下則更佳。若超過5.0，則鋼板之機械特性之異向性將極度增強，其結果將導致即便僅有某方向之局部變形能力改善，與該方向不同之方向之材質亦將明顯劣化，故無法確實滿足板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。而，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X光隨機強度比若小於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

以上所述之結晶方位之X光隨機強度比對彎曲加工時之形狀凍結性甚為重要之理由雖未必明白，但可推測與彎曲變形時之結晶之滑動行為有關。

(2) 與軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C ：

該 r_C 於本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便僅有上述各種結晶方位之X光隨機強度比適當，亦未必可獲致良好之擴孔性及彎曲性。如第3圖所示，除上述之X光隨機強度比以外，亦必須同時使 r_C 為0.70以上。

使上述之 r_C 之上限為1.10，即可獲致更為優良之局部變形能力。

(3) 對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} ：

該 r_{30} 在本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便上述各種結晶方位之X光強度適當，亦未必可獲致良好之局部變形能力。如第4圖所示，除上述之X光強度以外，亦必須同時使 r_{30} 為1.10以下。

使上述之 r_{30} 之下限為0.70，即可獲致更為優良之局部變形能力。

(4) 軋延方向之 r 值之 r_L 及對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} ：

進而，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認除上述各種結晶方位之X線隨機強度比與 r_C 及 r_{30} 以外，且如第5、6圖所示，進而使軋延方向之 r_L 為0.70以上，且使對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 為1.10以下，即可滿足板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。

使上述之 r_L 值及 r_{60} 值各為 r_L 在1.10以下、 r_{60} 在0.70以上，即可獲致更為優良之局部變形能力。

然而，一般已知晶體纖構與 r 值相關，但本實施例之熱

軋鋼板在已論及之結晶方位之X線強度比之相關限制與 r 值之相關限制上並非相互同義，必須同時滿足雙方之限制乃可獲致良好之局部變形能力。

(5) 變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田鐵粒之 dL/dt 比：

本發明人等進而追求局部變形能力之結果，發現了既已滿足上述之晶體組織及 r 值，則結晶粒之等軸性優良時，彎曲加工之方向依賴性將大致消除。作為代表其等軸性之指標，該等組織中之結晶粒之熱軋方向之長度之 dL 與板厚方向之長度之 dt 之比之 dL/dt 為3.0以下之等軸性優良之晶粒之比例在該等結晶粒中占50%以上100%以下。若低於50%，則軋延方向之 L 方向或對軋延方向成直角方向之 C 方向之彎曲性 R 將會劣化。

各組織之判定則可進行如下。

可藉光學顯微鏡進行組織觀察，而界定波來鐵。其次使用EBSD(Electron Back Scattering Diffraction；電子背向散射衍射技術)，判定結晶構造，並以fcc構造之結晶作為沃斯田鐵。bcc構造之肥粒鐵、變韌鐵及麻田散鐵則可藉內含於EBSP-OIMTM之Kernel Average Misorientation即KAM法加以識別。KAM法乃平均測定資料中之某個正六角形之像元所相隣之6個第一接近或進而位於其外側之12個第二接近，或者進而位於其外側之18個第三接近之像元間之方位差，而就各像元進行以其值作為其中心之像元之值之計算而算出之值。實施上述計算而不超過晶界，即可作成代表晶內之方位變化之圖解。該圖解則顯示基於晶內之局部之

方位變化之應變之分布。

本發明之實施例中，將EBSP-OIMTM中計算隣接之像元間之方位差之條件設為第三接近，其方位差設為5°以下，並定義上述之方位差第三接近中，超過1°為低溫變態生成物之變韌鐵或麻田散鐵，1°以下則為肥粒鐵。此則因高溫下變態後之多邊形之初析肥粒鐵乃藉擴散變態而生成，故差排密度較小，晶內之應變較少，因此結晶方位之晶內差較小，依據發明人等至今所實施之各種調查結果，光學顯微鏡觀察所得之肥粒鐵體積分率與KAM法所測得之方位差第三接近1°所得之區域之面積分率大致相當符合之故。

(6) 粒徑超過20 μm 之結晶粒之比例：

進而，已發現彎曲性受到結晶粒之等軸性之強烈影響，其效果甚大。其理由雖尚不明，但彎曲變形乃局部集中應變之模式，所有結晶粒均一等效地承受應變之狀態被認為有利於彎曲性。可推論粒徑較大之結晶粒較多時，即便均向性化及等軸晶化充分，亦將因局部之結晶粒發生應變而受上述局部發生應變之結晶粒之方位影響，而使彎曲性產生較大之偏差，導致彎曲性之降低。因此，為藉均向性化及等軸晶化之效果，抑制應變之局部化，並提昇彎曲性，全面積中粒徑超過20 μm 之結晶粒所占之面積比例宜較少，應為0%以上10%以下。若大於10%將使彎曲性劣化。此之所謂結晶粒係指肥粒鐵、波來鐵、變韌鐵、麻田散鐵及沃斯田鐵之結晶粒。

本發明可適用於熱軋鋼板整體，若滿足以上之限制，

則可大幅提昇熱軋鋼板之彎曲加工性及擴孔性等局部成形能力，而不致受限於組織之組成。

2. 關於冷軋鋼板

(1) 距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比：

距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值在本實施例中乃特別重要之特性值。

如第7圖所示，進行距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之板面之X光繞射，並求出各方位對隨機試料之強度比後之 $\{100\}\langle 011 \rangle \sim \{223\}\langle 110 \rangle$ 方位群之平均值若小於4.0，則可滿足構架零件之加工所需之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。進而需要擴孔性及較小之極限彎曲特性時，則宜為小於3.0。若為4.0以上，則鋼板之機械特性之異向性將極度增強，其結果，僅可改善某方向之局部變形能力，但與該方向不同方向之材質將明顯劣化，故無法滿足前述之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。

另，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X線隨機強度比若低於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

進而，依據相同之理由，距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{332\}\langle 113 \rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比若如第8圖所示而為5.0以下，則可滿足構架零件之加工所需之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。3.0以下則更佳。若超過5.0，

則鋼板之機械特性之異向性將極度增強，其結果，僅可改善某方向之局部變形能力，而與該方向不同方向之材質將明顯劣化，故無法確實滿足板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。另，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X線隨機強度比若低於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

以上所述之結晶方位之X線隨機強度比對彎曲加工時之形狀凍結性甚為重要之理由雖未必明白，但推測與彎曲變形時之結晶之滑動行為有關。

(2) 與軋延方向成直角方向之r值之rC：

該rC值在本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便僅有上述各種結晶方位之X光隨機強度比適當，亦未必可獲致良好之擴孔性及彎曲性。如第9圖所示，除上述之X光隨機強度比以外，亦必須同時使rC為0.70以上。

使上述之rC之上限為1.10，即可獲致更為優良之局部變形能力。

(3) 對軋延方向成30°之方向之r值之r30：

該r30在本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便上述各種結晶方位之X線隨機強度比適當，亦未必可獲致良好之局部變形能力。如第10圖所示，除上述之X線隨機強度比以外，亦必須同時使r30為1.10以下。

使上述之r30之下限為0.70，即可獲致更為優良之局部變形能力。

(4) 軋延方向之 r 值之 r_L 、對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} ：

進而，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認除上述各種結晶方位之X線隨機強度比與 r_C 及 r_{30} 以外，且如第11、12圖所示，進而使軋延方向之 r_L 與對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 分別為 r_L 在0.70以上，且 r_{60} 在1.10以下，即可滿足更良好之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。

使上述之 r_L 及 r_{60} 各為 r_L 在1.10以下、 r_{60} 在0.70以上，即可獲致更為優良之局部變形能力。

然而，一般已知晶體組織與 r 值相關，但本實施例之冷軋鋼板在已論及之結晶方位之X線強度比之相關限制與 r 值之相關限制上並非相互同義，必須同時滿足雙方之限制乃可獲致良好之局部變形能力。

(5) 變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田鐵粒之 dL/dt 比：

本發明人等進而追求局部變形能力之結果，發現了既已滿足上述之晶體組織及 r 值，則結晶粒之等軸性優良時，彎曲加工之方向依賴性將大致消除。作為代表其等軸性之指標，該等組織中之結晶粒之冷軋方向之長度之 dL 與板厚方向之長度之 dt 之比之 dL/dt 為3.0以下之等軸性優良之晶粒之比例在該等結晶粒中占50%以上100%以下。若在50%以下，則軋延方向之 L 方向或對軋延方向成直角方向之 C 方向之彎曲性 R 將會劣化。

各組織之判定則可進行如下。

可藉光學顯微鏡進行組織觀察，而界定波來鐵。其次

使用EBSD判定結晶構造，並以fcc構造之結晶作為沃斯田鐵。bcc構造之肥粒鐵、變韌鐵及麻田散鐵則可藉內含於EBSP-OIMTM之Kernel Average Misorientation即KAM法加以識別。KAM法乃平均測定資料中之某個正六角形之像元所相隣之6個第一接近或進而位於其外側之12個第二接近，或者進而位於其外側之18個第三接近之像元間之方位差，而就各像元進行以其值作為其中心之像元之值之計算而算出之值。實施上述計算而不超過晶界，即可作成代表晶內之方位變化之圖解。該圖解則顯示基於晶內之局部之方位變化之應變之分布。

本發明之實施例中，將EBSP-OIMTM中計算隣接之像元間之方位差之條件設為第三接近，其方位差設為5°以下，並定義上述之方位差第三接近中，超過1°為低溫變態生成物之變韌鐵或麻田散鐵，1°以下則為肥粒鐵。此則因高溫下變態後之多邊形之初析肥粒鐵乃藉擴散變態而生成，故差排密度較小，晶內之應變較少，因此結晶方位之晶內差較小，依據發明人等至今所實施之各種調查結果，光學顯微鏡觀察所得之肥粒鐵體積分率與KAM法所測得之方位差第三接近1°所得之區域之面積分率大致相當符合之故。

(6) 粒徑超過20 μm 之結晶粒之比例：

進而，已發現彎曲性受到結晶粒之等軸性之強烈影響，其效果甚大。其理由雖尚不明，但彎曲變形乃局部集中應變之模式，所有結晶粒均一等效地承受應變之狀態被認為有利於彎曲性。可推論粒徑較大之結晶粒較多時，即

便均向性化及等軸晶化充分，亦將因局部之結晶粒發生應變而受上述局部發生應變之結晶粒之方位影響，而使彎曲性產生較大之偏差，導致彎曲性之降低。因此，為藉均向性化及等軸晶化之效果，抑制應變之局部化，並提昇彎曲性，全面積中粒徑超過 $20\mu\text{m}$ 之結晶粒所占之面積比例宜較少，應為0%以上10%以下。若大於10%將使彎曲性劣化。此之所謂結晶粒係指肥粒鐵、波來鐵、變韌鐵、麻田散鐵及沃斯田鐵之結晶粒。

本發明可適用於冷軋鋼板整體，若滿足以上之限制，則可大幅提昇冷軋鋼板之彎曲加工性及擴孔性等局部變形能力，而不致受限於組織之組成。

3. 關於鍍鋅鋼板

(1) 距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值、 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比：

距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值在本實施例中乃特別重要之特性值。如第13圖所示，進行距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之板面之X光繞射，並求出各方位對隨機試料之強度比後之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之平均值若小於4.0，則可滿足最近要求之底盤零件之加工所需之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。進而需要擴孔性及較小之極限彎曲特性時，則宜為小於3.0。若為4.0以上，則鋼板之機械特性之異向性將極

度增強，其結果，僅可改善某方向之局部變形能力，但與該方向不同方向之材質將明顯劣化，故無法滿足板厚/最小彎曲半徑 ≥ 1.5 。

另，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X線隨機強度比若小於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

進而，依據相同之理由，距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{332\} < 113 >$ 結晶方位之X線隨機強度比若如第14圖所示而為5.0以下，則可滿足最近要求之底盤零件之加工所需之板厚/彎曲半徑 ≥ 1.5 。3.0以下則更佳。若超過5.0，則鋼板之機械特性之異向性將極度增強，其結果，僅可改善某方向之局部變形能力，而與該方向不同方向之材質將明顯劣化，故無法確實滿足板厚/彎曲半徑 ≥ 1.5 。另，現行一般之連續熱軋程序雖難以實現之，但X線隨機強度比若小於1.0則有局部變形能力劣化之虞。

以上所述之結晶方位之X線隨機強度比對彎曲加工時之形狀凍結性甚為重要之理由雖未必明白，但可推測與彎曲變形時之結晶之滑動行為有關。

與軋延方向成直角方向之r值之rC：

該rC在本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便僅有上述各種結晶方位之X光隨機強度比適當，亦未必可獲致良好之擴孔性及彎曲性。如第15圖所示，除上述之X光隨機強度比以外，亦必須同時使rC為0.70以上。

使上述之rC之上限為1.10，即可獲致更為優良之局部

變形能力。

對軋延方向成 30° 之方向之r值之r30：

該r30在本實施例中甚為重要。亦即，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認即便上述各種結晶方位之X線隨機強度比適當，亦未必可獲致良好之局部變形能力。如第16圖所示，除上述之X線隨機強度比以外，亦必須同時使r30為1.10以下。

使上述之r30之下限為0.70，即可獲致更為優良之局部變形能力。

軋延方向之r值之rL、對軋延方向成 60° 之方向之r值之r60：

進而，本發明人等鑽研檢討之結果，已確認除上述各種結晶方位之X線隨機強度比與rC及r30以外，且如第17、18圖所示，使軋延方向之rL與對軋延方向成 60° 之方向之r60分別為rL在0.70以上，且r60在1.10以下，即可滿足更良好之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。

使上述之rL值及r60值各為rL在1.10以下、r60在0.70以上，即可獲致更為優良之局部變形能力。

然而，一般已知晶體纖構與r值相關，但本實施例之鍍鋅鋼板在已論及之結晶方位之X線強度比之相關限制與r值之相關限制上並非相互同義，必須同時滿足雙方之限制乃可獲致良好之局部變形能力。

本發明可適用於鍍鋅鋼板整體，若滿足以上之限制，則可大幅提昇鍍鋅鋼板之彎曲加工性及擴孔性等局部變形

能力，而不致受限於組織之組成。

上述之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群所包含之主要方位乃 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{113\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{335\}\langle 110\rangle$ 及 $\{223\}\langle 110\rangle$ 。

該等各方位之X線隨機強度比可採用X光繞射或EBSD(Electron Back Scattering Diffraction；電子背向散射衍射技術)等方法加以測定。具體而言，可由基於 $\{110\}$ 極圖而藉向量法計算所得之3次元晶體纖構及在 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{310\}$ 極圖中使用複數極圖(宜為3個以上)而藉級數展開法計算所得之3次元晶體纖構加以求出。

舉例言之，EBSD法所算出之上述各結晶方位之X線隨機強度比，可直接使用3次元晶體纖構之 $\psi_2=45^\circ$ 截面上之 $(001)[1-10]$ 、 $(116)[1-10]$ 、 $(114)[1-10]$ 、 $(113)[1-10]$ 、 $(112)[1-10]$ 、 $(335)[1-10]$ 、 $(223)[1-10]$ 之強度。代表負1之附有上線之1則標記為-1。

又， $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之平均值係指上述各方位之相加平均。無法獲致上述所有方位之強度時，亦可以 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{223\}\langle 110\rangle$ 之各方位之相加平均代替之。

供X光繞射或EBSD使用之試料，可藉機械研磨等將鋼板自表面減厚至預定之板厚，接著藉化學研磨或電解研磨等除去應變部，同時以板厚之 $5/8\sim 3/8$ 之範圍內適當之面作為測定面，依據上述之方法調整試料而加以測定。板寬方向上則宜在距端部 $1/4$ 或 $3/4$ 之位置上進行揀料。

雖屬當然，但上述之X線強度之限制不限於板厚1/2附近，儘可能使大多之厚度滿足之，即可使局部變形能力更為良好。然而，進行距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之測定，可大致代表鋼板整體之材質特性，故規定距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值與 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比。 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 所代表之結晶方位係指板面之法線方向與 $\{hkl\}$ 平行，而軋延方向與 $\langle uvw \rangle$ 平行。

又，上述各r值係藉使用JIS5號拉伸測試片之拉伸測試而進行評價。拉伸應變通常在高強度鋼板方面係於5~15%之範圍中依均一延伸之範圍進行評價。

實施彎曲加工之方向隨加工零件而不同，故並無特別之限制，依據本發明，就任何彎曲方向均可獲致相同之特性。

波來鐵之 dL/dt 及粒徑在光學顯微鏡之組織觀察下，可經二進位化處理並藉點計算法而加以求出。

又，肥粒鐵、變韌鐵、麻田散鐵及沃斯田鐵粒之粒徑可在前述EBSD法所進行之鋼板之方位解析時，舉例言之，在藉1500倍之倍率在 $0.5\mu\text{m}$ 以下之測定步驟內進行方位測定，並將相隣之測定點之方位差在超過 15° 之位置定為粒界，求出其投影面積直徑而加以求得。此時，亦同時求出軋延方向及板厚方向之晶粒長度，而求得 dL/dt 。

其次，說明鋼板成分之限制條件。含量之%係指以質量%計。

本發明之冷軋鋼板及鍍鋅鋼板係以本發明之熱軋鋼板為母模，故鋼板成分在熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍鋅鋼板之任一種均如下述。

C係基本內含之元素，其下限設為0.0001%乃採用一般鋼所算得之下限值之故。上限若超過0.40%，則加工性及熔接性均將降低，故設為0.40%。另，C之過度添加將使點焊性明顯劣化，故0.30%以下更佳。

Si係可有效提高鋼板之機械強度之元素，但含量超過2.5%將使加工性劣化或產生表面瑕疵，故以2.5%為上限。另，一般鋼中不易使Si低於0.001%，故以0.001%為下限。

Mn係可有效提高鋼板之機械強度之元素，但含量超過4.0%將使加工性劣化，故以4.0%為上限。另，一般鋼中不易使Mn低於0.001%，故以0.001%為下限。但，為避免製鋼成本極度升高，而宜為0.01%以上。Mn可抑制肥粒鐵生成，故欲使組織中含有肥粒鐵相而確保延展性時，宜為3.0%以下。又，除Mn以外，未充分添加可抑制S所致之熱破裂之發生之Ti等元素時，宜依重量%計添加 $Mn/S \geq 20$ 之Mn量。

P與S之上限係為避免加工性之劣化及熱軋或冷軋時之破裂，而設為P在0.15%以下、S在0.03%以下。個別之下限則為現行一般冶煉(包含二次冶煉)下之可能值，P為0.001%、S為0.0005%。另，S方面因極端之脫硫之成本過高，故0.001%以上更佳。

Al係為脫氧而添加0.001%以上者。但，脫氧極為必要時，添加0.01%以上更佳。又，Al可使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態點明顯升高，

故乃目的在Ar3點以下之熱軋時特別有益之元素。然而，過多時將使熔接性劣化，故以2.0%為上限。

N與O係雜質，均為0.01%以下，以避免加工性劣化。下限設為兩元素同在現行一般之冶煉(包含二次冶煉)下可能之值0.0005%。但，宜為0.001%以上以避免製鋼成本之極端升高。

進而，為藉析出強化提昇機械強度，或藉內含物控制及析出物微細化而提昇局部變形能力，亦可含有迄今所使用之元素Ti、Nb、B、Mg、REM、Ca、Mo、Cr、V、W、Cu、Ni、Co、Sn、Zr、As之任1種或2種以上。為達成析出強化，生成微細之碳氮化物甚為有效，添加Ti、Nb、V、W亦有效。且，Ti、Nb、V、W作為固溶元素，亦具幫助結晶粒之微細化之效果。

為添加Ti、Nb、V、W而獲致析出強化之效果，須添加Ti在0.001%以上、Nb在0.001%以上、V在0.001%以上、W在0.001%以上。特別需要析出強化時，添加Ti在0.01%以上、Nb在0.005%以上、V在0.01%以上、W在0.01%以上則更佳。進而，Ti、Nb除析出強化以外，並具備可經碳、氮之固定、組織控制、細粒強化等機制而改善材質之效果。又，V在析出強化方面有效，較之Mo或Cr，添加所致之強化所造成之局部變形能力之劣化量較小，在高強度下需要更佳之擴孔性及彎曲性時，乃有效之添加元素。但，過度添加亦將使強度之增強飽和，此外，並將抑制熱軋後之再結晶而難以控制結晶方位，故Ti及Nb須為0.20%以下，V及

W則須為1.0%以下。但，特別要求延展性時，使V為0.50%以下、W為0.50%以下則更佳。

提昇組織之淬火性並進行第二相控制以確保強度時，添加B、Mo、Cr、Cu、Ni、Co、Sn、Zr、As之1種或2種以上甚為有效。進而，B除上述以外，並具備可經碳、氮之固定、析出強化、細粒強化等機制而改善材質之效果。且，Mo、Cr除提高機械強度之效果以外，尚具備改善材質之效果。

為獲致前述效果，須添加B在0.0001%以上、Mo、Cr、Ni、Cu在0.001%以上、Co、Sn、Zr、As在0.0001%以上。然而，過度添加將反而導致加工性之劣化，故設定B之上限為0.0050%、Mo之上限為1.0%、Cr、Ni、Cu之上限為2.0%、Co之上限為1.0%、Sn、Zr之上限為0.2%、As之上限為0.50%。尤其極為要求加工性時，宜設定B之上限為0.005%、Mo之上限為0.50%。又，就成本之觀點而言，上述添加元素中，選擇B、Mo、Cr、As則更佳。

Mg、REM、Ca乃可使內含物安全化，並進而提昇局部變形能力之重要添加元素。可獲致上述效果之添加量之下限分別設為0.0001%，但需要內含物之形態控制時，則宜分別添加0.0005%以上。另，過度添加將造成潔淨度之惡化，故設定Mg為0.010%、REM為0.1%、Ca為0.010%作為上限。

對本發明之熱軋鋼板及冷軋鋼板施以表面處理，亦不致喪失局部變形能力改善效果，即便施以電鍍、熔鍍、蒸鍍、有機薄膜形成、薄膜積層、有機鹽類/無機鹽類處理及無鉻處理等任一種，均可獲致本發明之效果。

又，本發明之鍍鋅鋼板係於本發明之冷軋鋼板之表面上具有鍍鋅處理所形成之鋅鍍覆層者，但鍍鋅就熔融鋅鍍覆及鋅電鍍之任一種均可得其效果。又，亦可於鍍鋅後進行合金化處理，而製成以汽車用途為代表之合金化鍍鋅鋼板。

此外，即便對本發明之高強度鍍鋅鋼板進而實施表面處理，亦不致喪失本發明之效果，有機薄膜形成、薄膜積層、有機鹽類/無機鹽類處理及無鉻處理等之任一種均可獲致本發明之效果。

2.關於製造方法

以下說明本實施例之熱軋鋼板之製造方法。

為實現優良之局部變形能力，具備預定之X線隨機強度比之晶體纖構之形成、各方向之r值之條件之滿足以及晶粒形狀之控制甚為重要。滿足該等條件之製造條件之細節則說明如下。

熱軋之前之製造方法並無特別之限制。亦即，可接續高爐或電爐等之熔製，而進行各種二次熔煉，接著，藉通常之連續鑄造、鑄錠法之鑄造或薄鋼胚鑄造等方法進行鑄造。採用連續鑄造時，亦可在一度冷卻至低溫後，再度加熱而進行熱軋，或不將鑄造鋼胚冷卻至低溫，即於鑄造後直接進行熱軋。原料亦可使用廢料。

本實施例之熱軋鋼板可在滿足以下要件時製得。

為滿足 r_C 為0.70以上且 r_{30} 為1.10以下之前述預定值，粗軋後即精軋前之沃斯田鐵粒徑甚為重要。如第19、20圖所示，精軋前之沃斯田鐵粒徑可為 $200\mu\text{m}$ 以下。

為製得200 μm 以下之精軋前之沃斯田鐵粒徑，可如第21圖所示，藉1000 $^{\circ}\text{C}$ 以上1200 $^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之軋延進行粗軋，且在該溫度範圍內以至少20%以上之壓下率進行1次以上之壓下。但，為更加提昇均質性、延展性、局部變形能力，宜在1000 $^{\circ}\text{C}$ 以上1200 $^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內藉至少40%以上之壓下率進行1次以上之軋延。

沃斯田鐵粒徑為100 μm 以下則更佳，因此，宜藉20%以上之壓下率進行2次以上之壓下。宜藉40%以上之壓下率進行2次以上。壓下率及其壓下之次數愈大，愈可製得細粒，但超過70%之壓下及超過10次之粗軋則可能導致溫度降低或結垢之過度生成。如上所述，減小精軋前之沃斯田鐵粒徑，即可經隨後之精軋時之沃斯田鐵之再結晶促進而特別有效地藉rL及r30之控制而改善局部變形能力。

沃斯田鐵粒徑之微細化對局部變形能力造成影響之理由，可推測乃因作為精軋時之再結晶核之一而使粗軋後即精軋前之沃斯田鐵晶界發揮作用之故。

為確認粗軋後之沃斯田鐵粒徑，宜使進行精軋前之板片儘可能急冷，而以10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻板片，再蝕刻板片截面之組織以凸顯沃斯田鐵晶界而藉光學顯微鏡加以測定。此時，則以50倍以上之倍率藉影像解析或點計算法進行20視場以上之測定。

又，將距鋼板表面5/8~3/8之板厚範圍之板厚中央部之{100}<011>~{223}<110>方位群之X線隨機強度比之平均值、{332}<113>結晶方位之X線隨機強度比設在前述之值之

範圍內，係以粗軋後之精軋時依鋼板成分而決定之前述式1所記載之 T_1 溫度為基準，而於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內，在 $T_1+50^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內更佳，進行較大壓下率之加工，並在 $T_1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 狀態下進行較小壓下率之加工。由上，即可確保最終熱軋產品之局部變形能力與形狀。第22~25圖中即顯示各溫度範圍之壓下率與各方位之X線隨機強度比之關係。

即，如第22與24圖所示，藉 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之大壓下與第23、25圖所示之其後之 $T_1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 之輕壓下，可控制距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X線隨機強度比之平均值及 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X線隨機強度比，而大幅改善最終熱軋產品之局部變形能力。

上述 T_1 溫度本身係依經驗求得者，以 T_1 溫度為基準，可促進各種鋼材之沃斯田鐵範圍內之再結晶，則已業經發明人等藉實驗而發現。

為獲致更良好之局部變形能力，累積大壓下所致之應變或就每次壓下重複進行再結晶甚為重要。為累積應變，宜使壓下率總計為50%以上且以70%以上為佳，進而，道次間之鋼板之昇溫宜為 18°C 以下。另，壓下率總計若超過90%，由溫度確保及過大之軋延負擔之觀點而言較不適宜。進而，為提昇熱軋板之均質性，並將延展性、局部延展性提昇至極限，在 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之軋延中，至少使1道次藉30%以上而以40%以上為佳

之壓下率進行壓下。另，1道次若超過70%則形狀有出現瑕疵之虞。要求較高之加工性時，使最終之2道次為30%以上更佳。

進而，為促進已累積之應變之釋放所致之均一再結晶，須於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下狀態之大壓下後，儘量將 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內之加工量降低，而使 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之壓下率之總計為小於30%。就板形狀之觀點而言，壓下率雖宜為10%以上，但較重視局部變形能力時，壓下率宜為0%。 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之壓下率若超過預定範圍，則再結晶後之沃斯田鐵晶粒將伸長，若停留時間較短，再結晶之進行將不充分，而使局部變形能力劣化。即，在本實施例之製造條件下，為改善擴孔性及彎曲性等局部變形能力，精軋時使沃斯田鐵均一且微細地再結晶而控制熱軋產品之晶體纖構甚為重要。

在較前述規定之溫度範圍更低溫下進行軋延或壓下率採用大於規定之壓下率，將使沃斯田鐵之晶體纖構成長，而於最終製得之熱軋鋼板中，無法獲致至少距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值為6.0以下，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比為5.0以下之各結晶方位之X線隨機強度比。

另，進行較規定之溫度範圍更高溫下之軋延，或壓下率採用小於規定之壓下率，將造成粗粒化及混粒，並使粒徑超過 $20\mu\text{m}$ 之結晶粒之面積比增大。是否進行了上述規定

之軋延、壓下率，可由軋延力及板厚測定等藉實績或計算而求出。又，關於溫度，若具備機座間溫度計亦可加以實測，或可由線速及壓下率等進行已將加工發熱等納入考量之計算模擬，故可藉任一種或其等雙方而測得。

進行如上之熱軋將於Ar3以上之溫度下結束。熱軋之結束溫度若低於Ar3，則包含沃斯田鐵範圍與肥粒鐵範圍之雙相區軋延，故朝 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之聚積將增強，結果則使局部變形能力明顯劣化。

rL及r60若分別為rL在0.70以上、r60在1.10以下，則可進而滿足良好之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。因此，以T1+30°C以上T1+200°C以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間t(秒)宜滿足前述式2，各道次間之鋼板之昇溫則宜為18°C以下。

第26、27圖中已顯示T1+30°C以上T1+200°C以下之溫度範圍內之壓下時之道次間之鋼板之昇溫量、前述等待時間t與rL及r60之關係。T1+30°C以上T1+200°C以下之各道次間之鋼板之昇溫為18°C以下且t滿足前述式2時，可製得rL為0.70以上、r60為1.10以下之均一再結晶沃斯田鐵。

前述等待時間t若超過 $t_1 \times 2.5$ ，則將促進粗粒化，延展性將明顯降低。又，若短於 t_1 ，則異向性將增大，而等軸晶分率則降低。

T1+30°C以上T1+200°C以下時鋼板之昇溫過低而在T1+30°C以上T1+200°C以下之範圍內無法獲致預定之壓下

率時，再結晶將受抑制。又，前述等待時間 t (秒)未滿足前述式2時，長時間側將產生粗大晶粒，短時間側則不進行再結晶化，而無法獲致充分之局部變形能力。

軋延後之冷卻模式則無特別之規定。採用用於進行對應個別目的之組織控制之冷卻模式亦可獲致本發明之效果。

熱軋時，亦可在粗軋後接合板片，而連續進行精軋。此時，亦可暫將粗軋材捲成捲狀，並視需要而加以收置於具保溫功能之護罩中，待再度回捲後乃進行接合。

又，亦可於熱軋後進行捲繞。

對熱軋鋼板亦可視需要而施以調質軋延。調質軋延則具備可避免加工成形時發生之伸張應變及形狀矯正之效果。

本實施例可製得之熱軋鋼板之組織雖以肥粒鐵為主體，但肥粒鐵以外之金屬組織亦可含有波來鐵、變韌鐵、麻田散鐵、沃斯田鐵及碳氮化物等之化合物。麻田散鐵及變韌鐵之結晶構造與肥粒鐵之結晶構造同等或類似，故以其等之組織為主體取代肥粒鐵亦無妨。

另，本發明之鋼板不僅適用於彎曲加工，亦適用於彎曲、拉伸、抽製等及以彎曲加工為主體之複合成形。

以下說明本實施例之冷軋鋼板之製造方法。為實現優良之局部變形能力，於冷軋結束後之鋼板中形成具備預定之X線隨機強度比之晶體組織、滿足各方向之 r 值之條件，以及控制晶粒形狀甚為重要。可滿足其等之製造條件之細節則說明如下。

熱軋之前之製造方法並無特別之限制。亦即，可接續

高爐或電爐等之熔製，而進行各種二次熔煉，接著，藉通常之連續鑄造、鑄錠法之鑄造或薄鋼胚鑄造等方法進行鑄造。採用連續鑄造時，亦可在一度冷卻至低溫後，再度加熱而進行熱軋，或不將鑄造鋼胚冷卻至低溫，即於鑄造後直接進行熱軋。原料亦可使用廢料。

本實施例之局部變形能力優良之冷軋鋼板可在滿足以下要件時製得。

為使 rC 及 $r30$ 滿足前述之預定值，粗軋後即精軋前之沃斯田鐵粒徑甚為重要。如第28、29圖所示，精軋前之沃斯田鐵粒徑宜較小，若為 $200\mu m$ 以下即滿足前述之值。

為獲致 $200\mu m$ 以下之精軋前之沃斯田鐵粒徑，可如第21圖所示，在 $1000^{\circ}C$ 以上 $1200^{\circ}C$ 以下之溫度範圍內進行粗軋，且以至少20%以上之壓下率進行1次以上之壓下。壓下率及其壓下次數愈大，愈可製得細粒。

沃斯田鐵粒徑為 $100\mu m$ 以下則更佳，因此，宜以20%以上之壓下率進行2次以上之壓下。宜以40%以上之壓下率進行2次以上。壓下率及其壓下次數愈大，愈可製得細粒，但超過70%之壓下及超過10次之粗軋則有溫度降低及結垢之過度生成之虞。如上所述，減小精軋前之沃斯田鐵粒徑，即可經隨後之精軋時之沃斯田鐵之再結晶促進而特別有效地藉 rL 及 $r30$ 之控制而改善局部變形能力。

沃斯田鐵粒徑之微細化對局部變形能力造成影響之影響，可推測乃因作為精軋時之再結晶核之一而使粗軋後即精軋前之沃斯田鐵晶界發揮作用之故。為確認粗軋後之沃

斯田鐵粒徑，宜使進行精軋前之板片儘可能急冷，而以 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上之冷卻速度冷卻板片，再蝕刻板片截面之組織以凸顯沃斯田鐵晶界而藉光學顯微鏡加以測定。此時，則以50倍以上之倍率藉影像解析或點計算法進行20視場以上之測定。

又，將距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值及 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比設在前述之值之範圍內，係以粗軋後之精軋時依鋼板成分而決定之前述 T_1 溫度為基準，而於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內，在 $T_1+50^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+100^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內更佳，進行較大壓下率之加工，並在 $T_1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 狀態下進行較小壓下率之加工。由上，即可確保最終冷軋產品之局部變形能力。第30~31圖中即顯示 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 200°C 以下之溫度範圍之壓下率與各方位之X線隨機強度比之關係。

即，如第30與31圖所示，進行 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T_1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之大壓下，然後進行 $T_1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^{\circ}\text{C}$ 之輕壓下，即可如後述之表7及表8所示，控制距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X線隨機強度比之平均值及 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X線隨機強度比，而大幅改善最終熱軋產品之局部變形能力。 T_1 溫度本身係依經驗求得者，以 T_1 溫度為基準，可促進各種鋼材之沃斯田鐵範圍內之再結晶，則已業經發明人等藉實驗而發現。

為獲致更良好之局部變形能力，累積大壓下所致之應變甚為重要，壓下率總計為50%以上，60%以上較佳，70%以上更佳。另，壓下率總計若超過90%，由溫度確保及過大之軋延負擔之觀點而言較不適宜。進而，為提昇熱軋板之均質性，並將延展性、局部延展性提昇至極限，在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之軋延中，至少使1道次藉30%以上而以40%以上為佳之壓下率進行壓下。另，1道次若超過70%則形狀有出現瑕疵之虞。要求較高之加工性時，使最終之2道次為30%以上更佳。

進而，為促進已累積之應變之釋放所致之均一再結晶，須於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下狀態之大壓下後，儘量將 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內之加工量降低，而使 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之壓下率之總計低於30%。就板形狀之觀點而言，壓下率雖宜為10%以上，但較重視局部變形能力時，壓下率宜為0%。 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之壓下率若超過預定範圍，則再結晶後之沃斯田鐵晶粒將伸長，若停留時間較短，再結晶之進行將不充分，而使局部變形能力劣化。即，在本實施例之製造條件下，於精軋時使沃斯田鐵均一且微細地再結晶而控制熱軋產品之晶體組織，即可改善擴孔性及彎曲性等局部變形能力。

在較前述規定之溫度範圍更低溫下進行軋延或壓下率採用大於規定之壓下率，將使沃斯田鐵之晶體組織成長，而於最終製得之冷軋鋼板中，無法獲致至少距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之

{100}<011>~{223}<110>方位群之X線隨機強度比之平均值小於4.0，且{332}<113>結晶方位之X線隨機強度比為5.0以下之各結晶方位之X線隨機強度比。

另，進行較前述規定之溫度範圍更高溫下之軋延，或壓下率採用小於規定之壓下率，將造成粗粒化及混粒，並使粒徑超過20 μ m之結晶粒之面積比增大。是否進行了上述規定之軋延、壓下率，可由軋延力及板厚測定等藉實績或計算而求出。又，關於溫度，若具備機座間溫度計亦可加以實測，或可由線速及壓下率等進行已將加工發熱等納入考量之計算模擬，故可藉任一種或其等雙方而測得。

進行如上之熱軋將於Ar3以上之溫度下結束。熱軋若在低於Ar3結束，則包含沃斯田鐵範圍與肥粒鐵範圍之雙相區軋延，故朝{100}<011>~{223}<110>方位群之聚積將增強，結果則使局部變形能力明顯劣化。

rL及r60若分別為rL在0.70以上，且r60在1.10以下，則可進而滿足良好之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。因此，T1+30℃以上T1+200℃以下狀態之壓下時之各道次間之鋼板之昇溫宜控制在18℃以下，並宜採用機架間冷卻等。

進而，在T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍之軋延之最後之軋延標準下進行壓下後之冷卻，將對沃斯田鐵粒徑造成極大影響，其並對冷軋退火後之組織之等軸晶分率、粗大晶粒分率造成強大影響。故而，以T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至冷

卻開始之等待時間 t 須滿足前述式4。藉此，於長時間側將進行粗粒化，延展性將明顯降低。藉此，短時間側則無法充分進行再結晶，將使異向性增大。因此，無法滿足板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。

又，熱軋後之冷卻模式則無特別之規定，採用用於進行對應個別目的之組織控制之冷卻模式亦可獲致本發明之效果。

熱軋時，亦可在粗軋後接合板片，而連續進行精軋。此時，亦可暫將粗軋材捲成捲狀，並視需要而加以收置於具保溫功能之護罩中，待再度回捲後乃進行接合。

對業經上述熱軋之鋼板，在壓下率20%以上90%以下之條件下進行冷軋。若低於20%，則難以於其後之退火程序中發生再結晶，等軸晶分率將降低，而使退火後之結晶粒粗大化。壓下率若超過90%，則退火時之晶體纖構將成長，而使異向性增大。因此，將冷軋之壓下率設為20%以上90%以下。

業經冷軋之鋼板隨後將保持在720°C以上900°C以下之溫度範圍內1~300秒。藉此，在低溫或短時間內，從肥粒鐵進行之逆變態將不充分，而無法於其後之冷卻程序中獲致第二相，故無法獲致充分之強度。另，若超過900°C，則連續保持300秒以上，將使結晶粒粗大化，故粒徑20 μm 以下之結晶粒之面積比將增大。然後，以650°C至500°C間之冷卻速度為10°C/s以上200°C/s以下之冷卻速度進行冷卻至500°C以下之溫度。若冷卻速度小於10°C/s或冷卻終點溫度

超過 500°C ，將生成波來鐵，故局部變形能力將降低。另，即便冷卻速度超過 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，波來鐵抑制效果亦將飽和，反而將使冷卻終點溫度之控制性明顯劣化，故設為 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。

本實施例可製得之冷軋鋼板之組織雖含有肥粒鐵，但肥粒鐵以外之金屬組織亦可含有波來鐵、變韌鐵、麻田散鐵、沃斯田鐵及碳氮化物等之化合物。但，波來鐵將使局部延展性劣化，故宜為5%以下。麻田散鐵及變韌鐵之結晶構造與肥粒鐵之結晶構造同等或類似，故亦可為以肥粒鐵、變韌鐵或麻田散鐵之任一種為主體之組織。

另，本發明之冷軋鋼板不僅適用於彎曲加工，亦適用於彎曲、拉伸、抽製等及以彎曲加工為主體之複合成形。

以下說明本實施例之鍍鋅鋼板之製造方法。

為實現優良之局部變形能力，於業經鍍鋅處理後之鋼板中，形成具備X線隨機強度比之晶體組織及滿足各方向之r值之條件甚為重要。可滿足其等之製造條件之細節則說明如下。

熱軋之前之製造方法並無特別之限制。亦即，可接續高爐或電爐等之熔製，而進行各種二次熔煉，接著，藉通常之連續鑄造、鑄錠法之鑄造或薄鋼胚鑄造等方法進行鑄造。採用連續鑄造時，亦可在一度冷卻至低溫後，再度加熱而進行熱軋，或不將鑄造鋼胚冷卻至低溫，即於鑄造後直接進行熱軋。原料亦可使用廢料。

本實施例之局部變形能力優良之鍍鋅鋼板可在滿足以

下要件時製得。

首先，為使 rC 及 $r30$ 滿足前述之預定值，粗軋後即精軋前之沃斯田鐵粒徑甚為重要。如第32、33圖所示，精軋前之沃斯田鐵粒徑宜較小，若為 $200\mu m$ 以下即滿足前述之值。

為獲致 $200\mu m$ 以下之精軋前之沃斯田鐵粒徑，可如第21圖所示，在 $1000^{\circ}C$ 以上 $1200^{\circ}C$ 以下之溫度範圍內進行粗軋，且以至少20%以上之壓下率進行1次以上之壓下。但，為進而提昇均質性，並提高延展性、局部變形能力，宜以 $1000^{\circ}C$ 以上 $1200^{\circ}C$ 以下之溫度範圍內之粗軋率中至少40%以上之壓下率進行1次以上之壓下。

為獲致更佳之 $100\mu m$ 以下之沃斯田鐵晶粒，可進而增加1次以上總計2次以上之20%以上之壓下率之壓下。壓下率及其壓下次數愈大，愈可製得細粒，但超過70%之壓下及超過10次之粗軋則有溫度降低及結垢之過度生成之虞。如上所述，減小精軋前之沃斯田鐵粒徑，即可經隨後之精軋時之沃斯田鐵之再結晶促進而特別有效地藉 rL 及 $r30$ 之控制而改善局部變形能力。

沃斯田鐵粒徑之微細化對局部變形能力造成影響之理由，可推測乃因作為精軋時之再結晶核之一而使粗軋後即精軋前之沃斯田鐵晶界發揮作用之故。

為確認粗軋後之沃斯田鐵粒徑，宜使進行精軋前之板片儘可能急冷，而以 $10^{\circ}C/s$ 以上之冷卻速度冷卻板片，再蝕刻板片截面之組織以凸顯沃斯田鐵晶界而藉光學顯微鏡加以測定。此時，則以50倍以上之倍率藉影像解析或點計算

法進行20視場以上之測定。為進而提高局部變形能力，則宜為100 μ m以下。

又，將距鋼板表面5/8~3/8之板厚範圍之板厚中央部之{100}<011>~{223}<110>方位群之X線隨機強度比之平均值及{332}<113>結晶方位之X線隨機強度比設在前述之值之範圍內，係以粗軋後之精軋時依前述式1所規定之鋼板成分而決定之前述T1溫度為基準，而於T1+30°C以上T1+200°C以下之溫度範圍內，在T1+50°C以上T1+100°C以下之溫度範圍內更佳，進行較大壓下率之加工，並在T1°C以上低於T1+30°C狀態下進行較小壓下率之壓下。由上，即可確保最終熱軋產品之局部變形能力與形狀。

第34~37圖中即顯示各溫度範圍之壓下率與各方位之X線隨機強度比之關係。

即，藉第34與36圖所示之T1+30°C以上T1+200°C以下之溫度範圍之總壓下率50%以下之大壓下，以及第35與37圖所示之隨後之T1°C以上低於T1+30°C之總壓下率30%以下之輕壓下，即可控制距鋼板表面5/8~3/8之板厚範圍之板厚中央部之{100}<011>~{223}<110>方位群之X線隨機強度比之平均值及{332}<113>結晶方位之X線隨機強度比，而大幅改善最終熱軋產品之局部變形能力。T1溫度本身係依經驗求得者，以T1溫度為基準，可促進各種鋼材之沃斯田鐵範圍內之再結晶，則已業經發明人等藉實驗而發現。

為獲致更良好之局部變形能力，累積大壓下所致之應變或就每次壓下重複進行再結晶甚為重要。為累積應變，

總壓下率須為50%以上，60%以上較佳，70%以上更佳，道次間之鋼板之昇溫宜為 18°C 以下。另，壓下率若超過90%，由溫度確保及過大之軋延負擔之觀點而言較不適宜。進而，為提昇熱軋板之均質性，並將延展性、局部延展性提昇至極限，在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之軋延中，至少宜使1道次藉30%以上而以40%以上為佳之壓下率進行壓下。另，1道次若超過70%則形狀有出現瑕疵之虞。要求較高之加工性時，使最終之2道次為30%以上更佳。

進而，為促進已累積之應變之釋放所致之均一再結晶，須於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下狀態之大壓下後，儘量將 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內之加工量降低，而使 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之總壓下率小於30%。就板形狀之觀點而言，壓下率雖宜為10%以上，但較重視局部變形能力時，壓下率宜為0%。又， $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之壓下率若超過預定範圍，則再結晶後之沃斯田鐵晶粒將伸長，若停留時間較短，再結晶之進行將不充分，而使局部變形能力劣化。即，在本實施例之製造條件下，於精軋時使沃斯田鐵均一且微細地再結晶而控制熱軋產品之晶體組織，即可改善擴孔性及彎曲性等局部變形能力。

在較前述規定之溫度範圍更低溫下進行軋延或壓下率採用大於規定之壓下率，將使沃斯田鐵之晶體組織成長，而於最終製得之鍍鋅鋼板中，無法獲致至少距鋼板表面 $5/8\sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X線隨機強度比之平均值小於4.0，且

{332}<113>結晶方位之X線隨機強度比為5.0以下之各結晶方位之X線隨機強度比。另，進行較前述規定之溫度範圍更高溫下之軋延，或壓下率採用小於規定之壓下率，將造成粗粒化及混粒，結果則使局部變形能力明顯降低。是否進行了上述規定之軋延、壓下率，可由軋延力及板厚測定等藉實績或計算而求出。又，關於溫度，若具備機座間溫度計亦可加以實測，或可由線速及壓下率等進行已將加工發熱等納入考量之計算模擬，而藉任一種或其等雙方加以測得。

進行如上之熱軋將於Ar3以上之溫度下結束。熱軋若在低於Ar3結束，則包含沃斯田鐵範圍與肥粒鐵範圍之雙相區軋延，故朝{100}<011>~{223}<110>方位群之聚積將增強，結果則使局部變形能力明顯劣化。

進而，rL及r60若分別為rL在0.70以上，且r60在1.10以下，則可進而滿足良好之板厚/最小彎曲半徑 ≥ 2.0 。因此，以T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間t(秒)滿足前述式6所規定之條件甚為重要。

第38、39圖中已顯示T1+30℃以上T1+200℃以下狀態之壓下時之鋼板之昇溫及前述等待時間t與rL及r60之關係。

使前述等待時間t滿足前述式6，進而將T1+30℃以上T1+200℃以下狀態下之鋼板之昇溫在各道次間控制在18℃以下，即可有效製得均一再結晶沃斯田鐵。

另， $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下狀態下之昇溫過低而無法在 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之範圍內獲致預定之壓下率時，再結晶將受抑制，且，前述等待時間 t 未滿足前述式6時，長時間側將產生粗大晶粒，短時間側則不進行再結晶，而無法獲致充分之局部變形能力。

熱軋後之冷卻模式並無特別之規定，採用用於進行對應個別目的之組織控制之冷卻模式亦可獲致本發明之效果。然而，若回捲溫度昇至超過 680°C ，將可能發生表面氧化，或有冷軋或退火後之彎曲性受到不良影響之虞，故回捲溫度設為 680°C 以下室溫以上。

熱軋時，亦可在粗軋後接合板片，而連續進行精軋。此時，亦可暫將粗軋材捲成捲狀，並視需要而加以收置於具保溫功能之護罩中，待再度回捲後乃進行接合。對熱軋鋼板亦可視需要而施以調質軋延。調質軋延則具備可避免加工成形時發生之伸張應變及形狀矯正之效果。

又，業經上述熱軋之鋼板再經酸洗後，將以20%以上90%以下之壓下率進行冷軋。壓下率若小於20%，則無法充分形成冷軋再結晶組織，而有發生混粒之虞。又，若超過90%，則有破裂所致之截斷之虞。退火之熱處理模式採用用於進行對應個別目的之組織控制之熱處理模式亦可獲致本發明之效果。

然而，為獲致充分之冷軋再結晶等軸組織，且滿足本案範圍之條件，必須至少昇溫至 650°C 以上 900°C 以下之溫度範圍，並在1秒以上300秒以下之保持時間內退火後，以

0.1°C/s以上100°C/s以下之冷卻速度實施一次冷卻至720°C以下580°C以上之溫度範圍。保持溫度範圍在低於650°C或保持時間在少於1秒時，無法充分獲致回復再結晶組織。又，保持溫度範圍超過900°C或保持時間超過300秒時，則有氧化及晶粒粗大化之虞。又，一次冷卻時，冷卻速度若小於0.1°C/s或溫度範圍超過720°C，則有無法獲致充足量之變態量之虞。又，冷卻速度若超過100°C/s或溫度範圍低於580°C，則有晶粒粗大化等之虞。

然後，即依循固定方法進行鍍鋅處理而製得鍍鋅鋼板。

本實施例可製得之鍍鋅鋼板之組織雖以肥粒鐵為主體，但肥粒鐵以外之金屬組織亦可含有波來鐵、變韌鐵、麻田散鐵、沃斯田鐵及碳氮化物等之化合物。麻田散鐵及變韌鐵之結晶構造與肥粒鐵之結晶構造同等或類似，故以其等之組織為主體取代肥粒鐵亦無妨。

本發明之鍍鋅鋼板不僅適用於彎曲加工，亦適用於彎曲、拉伸、抽製等、以彎曲加工為主體之複合成形。

【第1實施例】

以下例舉本發明之實施例，並說明本實施例之熱軋鋼板之技術內容。

就使用具有表1所示之成分組成之AA至Bg之鋼作為實施例而加以檢討之結果加以說明。

表1 化学成分 (mass%)

	TI/°C	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W	As	V	其它	備考
AA	851	0.070	0.08	1.30	0.015	0.004	0.040	0.0026	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
AB	885	0.080	0.31	1.35	0.009	0.005	0.016	0.0032	0.0023	-	0.041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
AC	858	0.060	0.87	1.20	0.009	0.004	0.038	0.0033	0.0026	-	0.021	-	-	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
AD	865	0.210	0.15	1.62	0.012	0.003	0.026	0.0033	0.0021	0.021	-	0.0022	-	-	-	0.03	0.35	-	-	-	-	發明鋼
AE	861	0.035	0.67	1.88	0.015	0.003	0.045	0.0028	0.0029	-	0.021	-	0.002	-	0.0015	-	-	-	-	0.029	-	發明鋼
AF	875	0.180	0.48	2.72	0.009	0.003	0.050	0.0036	0.0022	-	-	-	0.002	-	-	0.10	-	-	-	0.10	-	發明鋼
AG	892	0.060	0.11	2.12	0.010	0.005	0.033	0.0028	0.0035	0.036	0.089	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
AH	903	0.040	0.13	1.33	0.010	0.005	0.038	0.0032	0.0026	0.042	0.121	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
AI	855	0.350	0.52	1.33	0.260	0.003	0.045	0.0026	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
AJ	1376	0.072	0.15	1.42	0.014	0.004	0.036	0.0022	0.0025	-	1.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
AK	851	0.110	0.23	1.12	0.021	0.003	0.026	0.0025	0.0023	-	-	-	0.150	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
AL	1154	0.250	0.23	1.56	0.024	0.120	0.034	0.0022	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	5.0	-	-	2.50	-	比較鋼
BA	864	0.078	0.82	2.05	0.012	0.004	0.032	0.0026	0.0032	0.02	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BB	852	0.085	0.75	2.25	0.012	0.003	0.035	0.0032	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co0.5%, Sn0.02%	發明鋼
BC	866	0.110	0.10	1.55	0.02	0.004	0.038	0.0033	0.0026	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BD	863	0.350	1.80	2.33	0.012	0.003	0.710	0.0033	0.0021	0.02	-	0.0020	-	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BE	859	0.120	0.22	1.35	0.015	0.003	0.025	0.0055	0.0029	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BF	884	0.068	0.50	3.20	0.122	0.002	0.040	0.0032	0.0038	0.03	0.07	-	-	0.0044	-	-	0.10	-	-	-	-	發明鋼
BG	858	0.130	0.24	1.54	0.010	0.001	0.038	0.0025	0.0029	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BH	899	0.035	0.95	2.20	0.010	0.020	0.021	0.0019	0.0023	0.15	0.03	-	-	0.0005	0.0009	-	-	0.05	-	-	-	發明鋼
BI	852	0.090	1.25	1.88	0.014	0.002	0.030	0.0030	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BJ	852	0.115	1.10	1.46	0.008	0.002	0.850	0.0034	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BK	861	0.144	0.45	2.52	0.007	0.001	0.021	0.0024	0.0031	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co0.5%, Ni0.25%, Zr0.02%	發明鋼
BL	853	0.190	1.40	1.78	0.011	0.002	0.018	0.0032	0.0028	-	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BM	866	0.080	0.10	1.40	0.007	0.002	1.700	0.0033	0.0034	-	-	-	-	-	0.0022	-	-	-	0.15	-	-	發明鋼
BN	852	0.062	0.72	2.82	0.009	0.002	0.035	0.0033	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BO	885	0.120	0.80	2.20	0.008	0.002	0.035	0.0022	0.0035	0.05	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.20	-	-	發明鋼
BP	873	0.190	0.55	2.77	0.009	0.002	0.032	0.0033	0.0036	0.04	-	-	0.006	-	-	0.022	-	-	-	0.05	-	發明鋼
BQ	852	0.082	0.77	1.82	0.008	0.003	0.025	0.0032	0.0031	-	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BR	875	0.030	1.00	2.40	0.005	0.001	0.033	0.0022	0.0011	0.05	0.01	-	0.004	0.004	-	-	0.80	-	-	-	-	發明鋼
BS	852	0.077	0.45	2.05	0.009	0.003	0.025	0.0029	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BT	861	0.142	0.70	2.44	0.008	0.002	0.030	0.0032	0.0035	0.03	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
BU	878	0.009	0.10	1.40	0.006	0.001	0.003	0.0033	0.0024	0.10	-	-	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	發明鋼
BV	853	0.150	0.61	2.20	0.011	0.002	0.028	0.0021	0.0036	-	-	-	0.004	0.005	-	0.90	-	-	-	-	-	發明鋼
BW	1043	0.120	0.17	2.26	0.028	0.009	0.033	0.0027	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
Ba	860	0.440	0.50	2.20	0.008	0.002	0.035	0.0021	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Bb	854	0.080	0.45	4.50	0.200	0.002	0.034	0.0041	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Bc	914	0.080	0.35	2.00	0.008	0.002	0.033	0.0042	0.0034	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Bd	939	0.070	0.35	2.40	0.008	0.002	0.033	0.0042	0.0035	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Be	851	0.090	0.10	1.00	0.008	0.040	0.036	0.0035	0.0022	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Bf	952	0.070	0.21	2.20	0.008	0.002	0.033	0.0023	0.0036	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	1.10	-	-	比較鋼
Bg	853	0.140	0.11	1.90	0.008	0.002	0.032	0.0044	0.0035	-	-	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼

該等鋼材在鑄造後係直接或暫先冷卻至室溫後再經加熱，並加熱至 900°C ~ 1300°C 之溫度範圍內，然後依表2或表3之條件進行熱軋，最後製成厚2.3mm或3.2mm之熱軋鋼板。

表2 製造條件

鋼種	T1/°C	1000°C以上 1200°C以下 之壓下次數	1000°C以上 1200°C以下 之20%以上 之壓下率/%	沃斯田鐵 組織/%	T1+30°C ~T1+200°C 之總壓下 率/%	T1+30°C ~T1+200°C 之壓下時之 昇溫/°C	T1-T1+30°C 以下之總壓 下率/%	Tf：大壓 下道次之 最終道次 後之溫度/ °C	PI：大壓下 道次之壓下 速率/%	t1	2.5×t1	t：大壓下道 次結束後至冷 卻開始之等待 時間/s	t/t1	回捲溫度/ °C
1 AA	851	1	20	150	85	15	10	935	40	0.57	1.41	0.8	1.41	600
2 AA	851	2	45/45	90	95	5	0	892	35	1.74	4.35	2	1.15	50
3 AB	865	2	45/45	80	75	15	25	945	37	0.76	1.90	1	1.32	600
4 AB	865	2	45/45	80	85	18	5	920	31	1.54	3.86	2.3	1.49	50
5 AC	858	2	45/45	95	85	13	15	955	31	0.73	1.82	1	1.38	600
6 AC	858	2	45/45	95	95	14	0	934	40	0.71	1.78	1	1.41	500
7 AD	862	3	40/40/40	75	80	16	25	970	30	0.62	1.56	0.9	1.45	600
8 AE	858	2	45/40	95	80	17	5	960	30	0.70	1.75	1	1.42	300
9 AE	858	1	50	120	80	18	15	921	30	1.40	3.50	2	1.43	200
10 AF	875	3	40/40/40	70	95	18	0	990	30	0.53	1.32	0.7	1.32	500
11 AG	892	3	40/40/40	65	95	10	0	943	35	1.46	3.65	2.1	1.44	600
12 AH	903	2	45/45	70	90	13	0	1012	40	0.25	0.63	0.3	1.19	500
13 AH	903	2	45/45	95	85	15	10	985	40	0.61	1.52	0.9	1.48	600
14 AF	875	3	40/40/40	70	65	20	25	965	34	0.70	1.75	0.9	1.28	500
15 AG	892	1	50	120	75	20	15	993	30	0.71	1.77	0.8	1.13	500
16 AG	892	1	50	120	60	21	20	945	45	1.06	2.64	1.1	1.04	600
17 AH	903	1	50	120	65	19	15	967	38	1.05	2.63	1.5	1.43	500
18 AH	903	1	50	120	35	12	45	880	30	3.92	9.79	5	1.28	100
19 AA	851	2	45/45	90	45	20	45	930	30	1.08	2.69	5	4.54	600
20 AB	865	2	45/45	80	45	15	45	1075	30	0.20	0.50	0.1	0.50	600
21 AV	858	2	40/45	95	75	12	45	890	30	2.15	5.36	1.3	0.61	600
22 AG	892	0	-	350	45	30	35	910	35	2.44	6.09	0.5	0.21	400
23 AE	858	1	50	120	80	40	35	860	40	3.02	7.54	9	2.98	600
24 AA	851	0	-	250	65	18	20	850	30	3.13	7.83	0.3	0.10	800
25 AC	858	0	-	300	85	13	25	890	30	2.15	5.36	2.2	1.03	600
26 AI	855													
27 AJ	1376													
28 AK	851													
29 AL	1154													

熱軋中破裂

熱軋中破裂

熱軋中破裂

熱軋中破裂

表3 製造條件

鋼種	T1/°C	1000°C以上 1200°C以下 之壓下次數	1000°C以上 1200°C以下 之壓下率/%	沃斯田鐵 組織/mm	T1+30°C 之壓下率/%	T1+30°C -T1+200°C 之壓下時之 昇溫/°C	T1+30°C 以下之壓下 率/%	Tf：大壓 下通水之 最後溫度/ °C	PI：大壓下 通水之最後 溫度之壓下 率/%	t1	2.5×t1	大壓下通 水後至冷卻 時間/s	t/t1	回轉溫度/ °C
BA1	864	2	45/45	80	85	17	0	984	45	0.13	0.33	0.28	2.15	500
BB1	852	2	45/45	85	80	13	0	982	40	0.14	0.34	0.29	2.10	500
BB2	852	2	45/45	80	85	16	0	982	45	0.88	1.65	1.15	1.75	500
BC1	866	2	45/45	80	85	16	0	986	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
BD1	863	1	50	120	85	14	0	963	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
BE1	859	2	45/45	80	80	16	0	929	45	0.86	1.65	1.15	1.75	600
BF1	884	2	45/45	75	85	15	15	944	45	0.89	2.22	1.04	1.17	500
BF2	884	1	50	110	80	13	0	954	40	0.83	2.08	0.60	2.21	500
BG1	858	3	40/40/40	80	80	15	0	958	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
BH1	899	2	45/45	80	80	12	20	959	40	1.06	2.65	1.21	1.14	500
BI1	852	2	45/45	75	90	12	0	952	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
BI2	852	2	45/45	75	80	16	0	922	45	0.66	1.65	1.15	1.75	600
BJ1	852	3	40/40/40	85	85	15	0	962	45	0.15	0.39	0.30	1.97	600
BJ2	852	2	45/45	75	80	13	0	922	40	0.83	2.08	1.46	1.75	600
BK1	861	3	40/40/40	85	90	13	0	961	40	0.34	0.85	0.49	1.44	550
BK2	853	3	40/40/40	85	90	12	0	923	40	0.83	2.08	0.98	1.18	600
BL1	853	2	45/45	80	85	14	0	953	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
BL2	853	2	45/45	80	80	17	0	923	50	0.51	1.28	0.66	1.29	600
BM1	866	1	30	140	65	12	10	966	40	0.34	0.85	0.49	1.44	500
BN1	852	2	45/45	75	70	12	0	952	40	0.34	0.85	0.49	1.44	550
BO1	885	2	45/45	80	60	15	0	985	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
BP1	873	2	45/45	75	85	13	0	973	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
BQ1	852	2	45/45	80	80	16	0	952	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
BR1	875	2	45/45	75	85	12	0	985	40	0.24	0.60	0.39	1.63	500
BS1	852	2	45/45	80	85	12	0	992	40	0.19	0.33	0.28	2.14	550
BS2	852	2	45/45	75	80	15	0	922	45	0.66	1.65	0.81	1.23	550
BT1	861	2	45/45	80	95	16	15	961	45	0.22	0.55	0.37	1.68	500
BT2	861	2	45/45	85	80	12	0	931	40	0.83	2.08	0.98	1.18	500
BU1	876	2	45/45	75	85	12	10	976	40	0.34	0.85	0.49	1.44	500
BV1	853	2	45/45	85	80	11	0	953	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
BW1	1043	1	50	120	80	16	10	1083	45	1.46	3.66	1.61	1.10	550
Ba1	860	2	45/45	75	90	16	0	960	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600
Bb1	854	1	50	120	85	12	0	954	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
Bc1	914	2	45/45	75	90	13	0	994	40	0.64	1.59	0.79	1.24	600
Bd1	939	2	45/45	75	85	12	0	999	40	1.06	2.65	1.21	1.14	600
Be1	851	2	45/45	80	65	11	0	951	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600
Bf1	952	2	45/45	80	70	12	0	1012	40	1.06	2.65	1.21	1.14	600
Bg1	853	2	45/45	75	60	12	0	953	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600

表1中顯示了各種鋼材之化學成分，表2、表3則顯示了各製造條件，表4、表5顯示了組織與機械特性。

使用擴孔率及90°V字形彎曲所致之極限彎曲半徑作為局部變形能力之指標。彎曲測試係進行C方向彎曲與45°方向彎曲，並使用其比率作為成形性之方向相關性之指標。拉伸測試及彎曲測試係分別以JIS Z2241及Z2248之V形塊90°彎曲測試為標準，擴孔測試則以日本鋼鐵聯盟標準JFST1001為標準。X線隨機強度比係採用前述之EBSD，而在與軋延方向平行之截面之5/8~3/8之領域之板厚中央部，對寬度方向上距端部1/4之位置按0.5μm之間距進行測定。又，各方向之r值係藉前述之方法而測定。

表4 各種製造條件下之各級鋼之組織與機械特性

鋼種	$\{100\} < 011 \rangle \sim \{223\}$ 位向度比	$\{332\} < 113 \rangle \sim \{110\}$ 位向度比	rL	rC	r30	r60	損傷面 積/%	等軸晶 率/%	TS/MPa	EL/%	λ /%	TS $\times \lambda$ /MPa $\cdot$ %	板厚/最小 曲半徑	45°方向彎 曲/1°方向彎 曲比	備考
1	2.6	2.2	0.88	0.87	1.04	1.05	5	74	445	34	145	64525	3.2	1.1	發明鋼
2	2.2	2.1	0.92	0.90	0.96	0.98	1	80	450	38	180	81000	3.3	1.0	發明鋼
3	2.9	2.8	0.87	0.79	1.05	1.05	5	72	605	25	95	57475	3.2	1.2	發明鋼
4	2.7	2.7	0.90	0.85	1.02	1.03	4	73	595	24	115	68425	2.3	1.1	發明鋼
5	3.5	3.2	0.78	0.75	0.98	1.00	6	75	595	29	85	50575	2.7	1.2	發明鋼
6	3.0	2.8	0.83	0.85	0.95	0.98	4	78	600	28	90	54000	2.3	1.1	發明鋼
7	5.2	4.1	0.70	0.70	1.08	1.09	7	72	650	19	75	48750	2.1	1.5	發明鋼
8	2.9	2.7	0.85	0.90	1.06	1.05	5	72	625	21	135	84375	3.3	1.1	發明鋼
9	3.5	2.9	0.75	0.95	1.02	1.10	5	72	635	19	118	74930	3.2	1.2	發明鋼
10	3.0	3.0	0.72	0.75	1.05	1.08	6	78	735	15	75	55125	2.5	1.4	發明鋼
11	2.9	3.0	0.72	0.74	1.07	1.09	6	77	810	19	85	68850	2.3	1.4	發明鋼
12	2.9	2.6	0.71	0.72	1.06	1.08	3	78	790	21	140	110600	2.7	1.4	發明鋼
13	3.0	2.9	0.73	0.72	1.10	1.08	5	74	795	20	140	111300	2.3	1.4	發明鋼
14	5.4	4.6	0.66	0.73	1.10	1.20	5	69	765	14	60	45900	1.5	1.6	發明鋼
15	3.7	3.5	0.65	0.75	1.05	1.19	4	74	825	18	70	57750	1.6	1.5	發明鋼
16	5.4	4.5	0.58	0.70	1.10	1.26	1	70	835	17	65	54275	1.5	1.8	發明鋼
17	5.4	3.0	0.54	0.75	1.02	1.15	5	67	830	17	125	103750	1.5	1.5	發明鋼
18	7.2	6.4	0.54	0.67	1.24	1.31	3	59	805	19	60	48300	1.1	2.0	發明鋼
19	5.6	5.1	0.69	0.79	1.15	1.15	29	29	465	34	85	39525	1.2	1.5	比較鋼
20	6.9	5.2	0.56	0.65	1.25	1.19	1	70	635	24	65	41275	1.2	1.9	比較鋼
21	7.2	5.8	0.65	0.68	1.18	1.15	1	79	640	26	45	28800	1.2	1.7	比較鋼
22	7.6	5.4	0.52	0.65	1.22	1.30	1	73	845	16	45	38025	1.1	2.0	比較鋼
23	7.1	6.4	0.63	0.65	1.15	1.23	16	57	670	16	75	50250	1.2	1.8	比較鋼
24	5.4	5.6	0.59	0.75	1.05	1.21	1	81	405	30	70	28350	1.1	1.6	比較鋼
25	5.2	5.4	0.68	0.72	1.15	1.10	4	78	650	27	50	32500	1.1	1.5	比較鋼
26	熱軋中破裂														
27	熱軋中破裂														
28	熱軋中破裂														
29	熱軋中破裂														

表5 各種製造條件下之各種鋼之機械試驗特性

鋼種	1100(1011)>(224) <110>方位解之X線 殘餘強度比	1332(1113)>之X 線殘餘強度比	rL	rC	r30	r60	加熱面 積/%	零缺陷 率/%	TS/MPa	El/%	λ /%	TS $\times\lambda$ /MPa $\times\%$	振盪/最小 彎曲半徑(C 彎曲)	45°方向彎 曲/C方向彎 曲比	備考
BA1	2.3	2.4	0.83	0.84	0.85	0.88	9	67	785	24	125	98125	6.4	1.0	本發明鋼
BB1	2.4	2.4	0.84	0.85	0.86	0.89	9	66	787	24	123	96801	6.3	1.0	本發明鋼
BB2	2.8	2.8	0.79	0.81	0.90	0.92	6	71	777	24	120	93240	5.0	1.1	本發明鋼
BC1	2.8	2.9	0.78	0.80	0.91	0.93	6	72	598	28	155	92690	4.8	1.1	本發明鋼
BD1	3.5	3.1	0.83	0.84	0.99	0.99	5	74	1216	14	25	30400	4.1	1.1	本發明鋼
BE2	2.8	2.8	0.79	0.81	0.90	0.92	6	69	588	29	158	92904	5.0	1.1	本發明鋼
BF1	3.3	3.4	0.72	0.75	0.97	0.98	2	77	1198	14	65	77870	3.6	1.3	本發明鋼
BF2	1.1	1.2	0.95	0.95	0.99	1.01	30	30	1100	5	50	55000	6.0	1.0	本發明鋼
BG1	2.8	2.8	0.78	0.80	0.91	0.93	6	70	594	29	156	92664	4.8	1.1	本發明鋼
BH1	3.4	3.4	0.72	0.76	0.97	0.98	2	75	843	20	101	85143	3.6	1.3	本發明鋼
BI1	3.0	3.2	0.74	0.77	0.94	0.95	5	76	593	37	154	91322	4.1	1.2	本發明鋼
BI2	2.7	2.8	0.78	0.80	0.90	0.92	6	69	583	38	160	93280	5.0	1.1	本發明鋼
BJ1	2.6	2.6	0.82	0.83	0.88	0.91	8	69	607	36	157	95299	5.7	1.0	本發明鋼
BJ2	2.7	2.8	0.78	0.80	0.90	0.92	7	69	602	36	156	93912	5.0	1.1	本發明鋼
BK1	3.1	3.2	0.76	0.79	0.95	0.96	5	76	1194	16	33	39402	4.1	1.2	本發明鋼
BK2	3.4	3.4	0.73	0.76	0.99	0.99	3	78	1194	16	30	35820	3.5	1.3	本發明鋼
BL1	2.8	2.9	0.78	0.80	0.91	0.93	6	72	795	28	116	92220	4.8	1.1	本發明鋼
BL2	3.2	3.2	0.74	0.77	0.95	0.96	2	74	785	28	114	89490	3.9	1.2	本發明鋼
BM1	3.7	2.9	0.87	0.87	0.99	0.99	5	67	592	29	148	87616	4.2	1.1	本發明鋼
BN1	3.0	3.0	0.74	0.77	0.92	0.94	5	69	974	17	78	75972	4.3	1.2	本發明鋼
BO1	2.8	2.6	0.78	0.80	0.89	0.91	6	63	874	19	100	87400	5.1	1.1	本發明鋼
BP1	3.0	3.1	0.74	0.77	0.94	0.95	5	74	1483	11	58	86014	4.1	1.2	本發明鋼
BQ1	2.8	2.8	0.78	0.80	0.91	0.93	6	70	599	32	155	92845	4.8	1.1	本發明鋼
BR1	2.8	2.9	0.76	0.79	0.92	0.93	6	72	1110	15	70	77700	4.6	1.1	本發明鋼
BS1	2.4	2.4	0.83	0.84	0.86	0.89	7	67	63	32	163	96822	6.3	1.0	本發明鋼
BS2	3.2	3.3	0.72	0.76	0.96	0.96	2	74	590	32	152	89680	3.7	1.2	本發明鋼
BT1	2.8	3.0	0.78	0.80	0.92	0.94	5	75	1004	19	74	74296	4.6	1.1	本發明鋼
BT2	3.4	3.3	0.73	0.78	0.98	0.98	3	75	989	19	71	70219	3.6	1.2	本發明鋼
BU1	3.0	3.1	0.74	0.77	0.94	0.95	5	74	665	26	140	93100	4.1	1.2	本發明鋼
BV1	3.1	3.1	0.76	0.79	0.94	0.95	5	72	755	22	121	91355	4.2	1.2	本發明鋼
BW1	3.8	3.4	0.78	0.80	1.03	1.03	1	76	1459	12	51	74409	3.4	1.2	本發明鋼
Ba1	2.8	2.9	0.77	0.79	0.96	0.97	6	73	892	14	21	18732	4.5	1.2	比較鋼
Bb1	6.5	6.1	0.53	0.64	1.27	1.28	5	34	912	12	27	24624	1.2	2.1	比較鋼
Bc1	6.2	6.4	0.42	0.56	1.20	1.22	4	38	892	15	61	54412	1.0	2.4	比較鋼
Bd1	6.3	6.4	0.41	0.55	1.19	1.21	3	27	1057	8	18	19026	1.0	2.4	比較鋼
Be1	3.1	2.8	0.75	0.78	0.91	0.93	5	67	583	26	93	48389	4.5	1.1	比較鋼
Bf1	8.4	6.3	0.42	0.56	1.18	1.20	3	72	1079	13	14	15106	1.0	2.3	比較鋼
Bg1	3.0	2.3	0.74	0.77	0.90	0.92	5	66	688	21	72	49536	5.0	1.1	比較鋼

【第2實施例】

以下例舉本發明之實施例，並說明本實施例之冷軋鋼板之技術內容。

說明使用作為實施例而具有表6所示之成分組成之CA至CW之滿足本發明之申請專利範圍所界定之成分之鋼，以及Ca至Cg之比較鋼，而加以檢討之結果。

表6 化学成分 (mass%)

	T1/°C	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W	As	V	其它	備考
CA	864	0.078	0.82	2.05	0.012	0.004	0.032	0.0026	0.0032	0.02	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CB	852	0.085	0.75	2.25	0.012	0.003	0.035	0.0032	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co:0.5%, Sn:0.02%	發明鋼
CC	866	0.110	0.10	1.55	0.020	0.004	0.038	0.0033	0.0026	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CD	863	0.350	1.80	2.33	0.012	0.003	0.710	0.0033	0.0021	0.02	0.0020	-	-	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CE	859	0.120	0.22	1.35	0.015	0.003	0.025	0.0055	0.0029	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CF	884	0.068	0.50	3.20	0.122	0.002	0.040	0.0032	0.0038	0.03	0.07	-	-	0.0044	-	-	0.1	-	-	-	-	發明鋼
CG	858	0.130	0.24	1.54	0.010	0.001	0.038	0.0025	0.0029	-	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CH	899	0.035	0.05	2.20	0.010	0.020	0.021	0.0019	0.0023	0.15	0.03	-	-	0.0005	0.0009	-	-	0.05	-	-	-	發明鋼
CI	852	0.090	1.25	1.88	0.014	0.002	0.030	0.0030	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CJ	852	0.115	1.10	1.46	0.008	0.002	0.850	0.0034	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CK	861	0.144	0.45	2.52	0.007	0.001	0.021	0.0024	0.0031	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Co:0.5%, Ni:0.25%, Zr:0.02%	發明鋼
CL	853	0.190	1.40	1.78	0.011	0.002	0.018	0.0032	0.0028	-	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CM	866	0.080	0.10	1.40	0.007	0.002	1.700	0.0033	0.0034	-	-	-	-	-	0.0022	-	-	-	0.15	-	-	發明鋼
CN	852	0.062	0.72	2.82	0.009	0.002	0.035	0.0033	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CO	885	0.120	0.80	2.20	0.008	0.002	0.035	0.0022	0.0035	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	0.01	0.20	-	發明鋼
CP	873	0.190	0.55	2.77	0.009	0.002	0.032	0.0033	0.0036	0.04	-	-	0.0055	-	-	0.022	-	-	-	0.05	-	發明鋼
CQ	852	0.082	0.77	1.82	0.008	0.003	0.025	0.0032	0.0031	-	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CR	875	0.030	1.00	2.40	0.005	0.001	0.033	0.0022	0.0011	0.05	0.01	-	0.0040	0.004	-	-	0.8	-	-	-	-	發明鋼
CS	852	0.077	0.45	2.05	0.009	0.003	0.025	0.0029	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CT	861	0.142	0.70	2.44	0.008	0.002	0.030	0.0032	0.0035	0.03	-	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CU	876	0.009	0.10	1.40	0.006	0.001	0.003	0.0033	0.0024	0.10	-	-	-	-	-	0.010	-	-	-	-	-	發明鋼
CV	853	0.150	0.61	2.20	0.011	0.002	0.028	0.0021	0.0036	-	-	-	0.0040	0.005	-	-	-	-	-	-	-	發明鋼
CW	1043	0.120	0.17	2.26	0.028	0.009	0.033	0.0027	0.0019	-	-	-	-	-	-	0.90	-	-	-	-	-	發明鋼
Ca	860	0.440	0.50	2.20	0.008	0.002	0.035	0.0021	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Cb	854	0.080	0.45	4.50	0.200	0.002	0.034	0.0041	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Cc	914	0.080	0.35	2.00	0.008	0.002	0.033	0.0042	0.0034	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Cd	939	0.070	0.35	2.40	0.008	0.002	0.035	0.0035	0.0026	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Ce	851	0.090	0.10	1.00	0.008	0.040	0.036	0.0035	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
Cf	952	0.070	0.21	2.20	0.008	0.002	0.033	0.0023	0.0036	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	1.10	-	比較鋼
Cg	853	0.140	0.11	1.90	0.008	0.002	0.032	0.0044	0.0035	-	-	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼

該等鋼材在鑄造後係直接或暫先冷卻至室溫後再經加熱，並加熱至 900°C ~ 1300°C 之溫度範圍內，然後依表7之條件進行熱軋，製成厚2~5mm之熱軋鋼板後，加以酸洗，並實施冷軋至厚度為1.2~2.3mm，再依表7所示之退火條件實施退火。然後，進行0.5%之調質軋延，再供材質評價使用。

表7 製造條件

鋼種	T1/°C	1000°C以上 之20%以上 之降下收數	1000°C以上 之20%以上 之降下率/%	派納田 值在臨 下/mm	T1:30°C T1:200°C 之降下率/%	T1-T1:30°C 下率/%	Tf:大應 下屈服溫度/ °C	PI:大應 下屈服溫度/ °C	2.5× t1	ε/t1	回轉溫 度/°C	冷風 率/%	退火溫 度/°C	退火時 保持時 間/s	一次冷 卻速度 °C/s	一次冷 卻停止 溫度/°C				
CA1	CA	864	2	45/45	80	85	16	0	984	45	0.13	0.33	0.28	2.15	500	45	740	60	30	280
CA2	CA	864	2	45/45	85	80	15	10	934	45	0.86	1.65	1.15	1.75	500	45	680	60	30	280
CB1	CB	852	2	45/45	85	80	12	0	982	40	0.14	0.34	0.29	2.10	500	45	850	30	30	270
CB2	CB	852	2	45/45	80	85	15	0	922	45	0.66	1.85	1.15	1.75	600	45	850	90	120	270
CC1	CC	866	2	45/45	80	85	15	0	966	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600	45	800	30	120	350
CC2	CC	866	0	-	250	80	18	0	936	45	0.66	1.65	1.15	1.75	600	50	900	30	120	350
CD1	CD	863	1	50	120	85	12	0	983	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	40	820	40	100	290
CD2	CD	863	2	50	130	85	19	0	963	35	0.51	1.28	0.70	1.37	600	40	820	40	30	290
CE1	CE	859	2	45/45	90	85	12	40	909	40	1.32	3.30	1.47	1.11	600	50	740	40	120	350
CE2	CE	859	2	45/45	80	80	17	0	929	45	0.66	1.65	1.15	1.75	600	50	740	40	30	350
CF1	CF	884	2	45/45	75	85	15	15	944	45	0.89	2.22	1.04	1.17	500	40	830	90	100	300
CF2	CF	884	1	50	110	80	11	0	954	40	0.83	2.08	6.00	7.21	500	40	830	90	100	300
CG1	CG	858	3	40/40/40	80	80	15	0	958	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600	55	760	30	30	330
CG2	CG	858	2	40/40/40	80	80	12	10	928	40	0.83	2.08	0.04	0.05	600	40	760	30	100	330
CH1	CH	899	2	45/45	80	80	12	20	959	40	1.06	2.85	1.21	1.14	500	45	850	90	120	320
CI1	CI	852	2	45/45	75	80	14	0	952	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	50	780	30	100	400
CI2	CI	852	2	45/45	75	80	15	0	922	45	0.66	1.85	1.15	1.75	600	50	780	30	400	400
CJ1	CJ	852	3	40/40/40	85	85	11	0	962	45	0.15	0.39	0.30	1.97	600	50	780	30	410	410
CJ2	CJ	852	2	45/45	75	80	12	0	922	40	0.83	2.08	1.46	1.75	600	50	780	90	100	410
CK1	CK	861	3	40/40/40	85	90	12	0	961	40	0.34	0.85	0.49	1.44	550	40	855	30	30	270
CK2	CK	853	3	40/40/40	85	90	14	0	923	40	0.83	2.08	0.98	1.13	500	45	800	90	30	400
CL1	CL	853	2	45/45	80	85	17	0	953	45	0.22	0.51	0.37	1.68	600	45	800	30	30	400
CL2	CL	853	2	45/45	80	80	13	0	923	50	0.34	1.28	0.86	1.29	600	45	800	30	100	400
CM1	CM	866	1	20	150	85	17	10	966	40	0.96	0.85	0.49	1.44	500	50	840	60	100	300
CM2	CM	866	1	50	150	60	11	0	966	50	0.15	0.38	0.25	1.67	500	20	840	60	100	300
CN1	CN	852	2	45/45	75	70	15	0	952	40	0.34	0.85	0.49	1.44	550	40	870	30	120	325
CO1	CO	885	2	45/45	80	60	14	0	985	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600	40	800	30	100	270
CO2	CO	885	1	50	120	20	15	10	1100	45	0.66	1.65	1.15	1.75	600	40	800	30	100	270
CP1	CP	873	2	45/45	75	35	12	0	973	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	40	800	40	30	250
CQ1	CQ	852	2	45/45	80	80	16	0	952	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600	50	810	40	110	350
CR1	CR	875	2	45/45	75	85	11	0	985	40	0.24	0.60	0.39	1.63	500	40	830	90	100	350
CS1	CS	852	2	45/45	80	85	12	0	952	40	0.13	0.33	0.28	2.14	550	55	780	60	30	320
CS2	CS	852	2	45/45	75	80	15	0	922	45	0.68	1.65	0.81	1.23	550	45	780	60	100	320
CT1	CT	861	2	45/45	80	85	14	15	961	45	0.22	0.55	0.37	1.68	500	50	870	30	100	350
CT2	CT	861	2	45/45	85	80	13	0	931	40	0.33	2.08	0.98	1.18	500	50	870	30	30	350
CU1	CU	876	2	45/45	75	85	13	10	976	40	0.34	0.85	0.49	1.44	500	45	850	30	120	350
CV1	CV	853	2	45/45	85	80	12	0	953	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	50	860	40	100	320
CW1	CW	1043	1	50	130	80	16	10	1083	45	1.46	3.66	1.61	1.10	550	40	800	40	120	350
Ga1	Ga	860	2	45/45	75	90	15	0	960	45	0.22	0.55	0.37	1.68	600	45	820	30	100	350
Gb1	Gb	854	1	50	120	85	12	0	954	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	45	820	30	100	350
Gc1	Gc	914	2	45/45	75	90	12	0	994	40	0.64	1.59	0.79	1.24	600	45	820	30	100	350
Gd1	Gd	939	2	45/45	75	85	13	0	999	40	1.06	2.85	1.21	1.14	800	45	820	30	100	350
Ge1	Ge	861	2	45/45	80	85	11	0	934	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	50	820	30	100	350
Gf1	Gf	952	2	45/45	80	70	13	0	1012	40	1.08	2.65	1.21	1.14	600	40	820	30	100	350
Gh1	Gh	853	2	45/45	75	80	12	0	951	40	0.34	0.85	0.49	1.44	600	55	820	30	100	350

表6顯示了各鋼材之化學成分，表7則顯示了各製造條件。又，表8顯示了個別之組織與機械特性。使用擴孔率及90°V字形彎曲所致之極限彎曲半徑作為局部變形能力之指標。彎曲測試係進行C方向彎曲與45°方向彎曲，並使用其比率作為成形性之方向相關性之指標。另，拉伸測試及彎曲測試係分別以JIS Z2241及Z2248之V形塊90°彎曲測試為標準，擴孔測試則以日本鋼鐵聯盟標準JFS T1001為標準。X線隨機強度比係採用前述之EBSD，而在與軋延方向平行之截面之3/8~5/8之領域之板厚中央部，對寬度方向上距端部1/4之位置按0.5 μ m之間距進行測定。又，各方向之r值係藉前述之方法而測定。

表8 各種製造條件下之各種鋼之組織與機械特性

鋼種	11001<0111>-12231 <110>方向之X線 機械強度比	13321<113>-之X 線機械強度比	rL	rC	r30	r60	粗粒面 積/%	等軸晶 率/%	TS/MPa	EL/%	λ/%	板厚/最小 彎曲半徑(C 彎曲)	45°方向彎 曲/1°方向彎 曲比	備考
CA1	2.6	2.5	0.83	0.84	0.85	0.88	9	67	795	24	121	5.8	1.0	本發明鋼
CA2	4.4	3.0	0.80	0.81	0.80	0.92	15	29	805	15	61	0.6	1.6	比較鋼
CB1	2.1	2.6	0.84	0.85	0.86	0.89	8	66	788	24	130	6.5	1.0	本發明鋼
CB2	2.5	3.0	0.79	0.81	0.80	0.92	6	71	778	24	125	5.1	1.1	本發明鋼
CC1	3.0	2.5	0.78	0.80	0.81	0.93	5	72	598	28	154	4.9	1.1	本發明鋼
CC2	5.0	3.5	0.40	0.40	1.26	1.15	15	39	598	22	31	1.2	2.9	比較鋼
CD1	3.1	3.8	0.83	0.84	0.99	0.98	5	74	1216	14	29	3.9	1.1	本發明鋼
CD2	5.1	5.8	0.84	0.85	0.95	0.96	12	58	1211	8	10	0.4	1.7	比較鋼
CE1	5.2	7.1	0.73	0.75	1.01	1.01	8	81	585	29	82	0.8	1.8	比較鋼
CE2	3.5	2.5	0.79	0.81	0.90	0.92	5	69	588	29	151	4.6	1.1	本發明鋼
CF1	3.2	4.0	0.72	0.75	0.97	0.98	3	77	1198	14	66	3.3	1.3	本發明鋼
CF2	1.1	1.2	0.95	0.95	0.99	1.01	30	30	1100	5	50	6.0	1.0	本發明鋼
CG1	3.4	2.0	0.78	0.80	0.91	0.93	4	70	594	29	150	5.0	1.1	本發明鋼
CG2	3.1	5.2	0.61	0.65	1.40	1.38	30	30	544	26	71	1.4	2.1	比較鋼
CH1	3.1	3.6	0.72	0.76	0.97	0.98	1	75	844	20	104	3.6	1.3	本發明鋼
CI1	3.5	2.8	0.74	0.77	0.94	0.95	3	78	593	37	150	4.1	1.2	本發明鋼
CI2	3.2	2.5	0.78	0.80	0.90	0.92	5	69	583	38	155	4.9	1.1	本發明鋼
CJ1	3.2	2.2	0.82	0.83	0.88	0.91	7	69	608	36	153	5.7	1.0	本發明鋼
CJ2	3.2	2.5	0.75	0.80	0.90	0.92	5	69	603	36	151	4.9	1.1	本發明鋼
CK1	2.7	3.8	0.76	0.79	0.95	0.96	5	76	1194	16	38	3.9	1.2	本發明鋼
CK2	3.5	3.5	0.73	0.76	0.99	0.99	2	78	1194	16	30	3.4	1.3	本發明鋼
CL1	3.0	3.0	0.78	0.80	0.91	0.93	6	72	795	28	114	4.5	1.1	本發明鋼
CL2	3.4	3.4	0.74	0.77	0.95	0.96	3	74	785	28	112	3.6	1.2	本發明鋼
CM1	2.8	2.8	0.89	0.89	1.00	1.00	3	67	592	29	157	5.0	1.1	本發明鋼
CM2	2.6	5.5	0.93	0.92	0.96	0.97	15	30	592	25	99	0.5	1.5	比較鋼
CN1	2.6	3.8	0.74	0.77	0.92	0.94	5	69	594	17	84	4.1	1.2	本發明鋼
CO1	3.0	3.5	0.78	0.80	0.89	0.91	7	63	874	19	98	4.2	1.1	本發明鋼
CO2	5.0	5.5	0.58	0.58	1.18	1.31	17	29	884	14	23	1.4	2.0	比較鋼
CP1	3.3	3.8	0.74	0.77	0.94	0.95	5	74	1483	11	58	3.6	1.2	本發明鋼
CP2	2.9	2.5	0.78	0.80	0.91	0.93	5	70	600	32	154	5.0	1.1	本發明鋼
CQ1	2.8	3.6	0.78	0.79	0.92	0.93	6	72	1110	15	71	4.2	1.1	本發明鋼
CQ2	2.8	2.6	0.78	0.79	0.92	0.93	6	72	1110	15	71	4.2	1.1	本發明鋼
CS1	2.9	2.6	0.83	0.84	0.86	0.89	7	67	594	32	157	5.7	1.0	本發明鋼
CS2	3.7	3.5	0.72	0.78	0.96	0.96	2	74	590	32	149	3.4	1.2	本發明鋼
CT1	2.3	2.5	0.79	0.80	0.92	0.94	4	75	1004	19	82	5.5	1.1	本發明鋼
CT2	2.8	3.0	0.73	0.78	0.98	0.98	1	75	989	19	78	4.1	1.2	本發明鋼
CU1	2.8	3.3	0.74	0.77	0.94	0.95	4	74	665	26	143	4.2	1.2	本發明鋼
CV1	2.7	2.8	0.78	0.79	0.94	0.95	3	72	756	22	128	4.8	1.2	本發明鋼
CW1	3.6	4.1	0.79	0.81	1.05	1.04	2	76	1459	12	53	3.1	1.2	本發明鋼
Ca1	2.8	3.0	0.77	0.79	0.96	0.97	6	73	893	14	21	4.4	1.2	比較鋼
Ob	8.1	9.3	0.64	0.64	1.27	1.28	4	34	912	12	28	0.8	2.1	比較鋼
Ce1	8.3	9.5	0.42	0.56	1.20	1.22	3	38	893	15	61	0.7	2.4	比較鋼
Cd1	8.4	9.6	0.41	0.55	1.18	1.21	2	27	1058	8	13	0.7	2.4	比較鋼
Ce1	3.1	2.8	0.75	0.78	0.91	0.91	3	67	583	26	83	4.5	1.1	比較鋼
Cr1	6.4	8.1	0.42	0.56	1.18	1.20	3	72	1078	13	14	0.9	2.3	比較鋼
Cg1	3.1	2.3	0.74	0.77	0.90	0.92	2	66	688	21	72	5.0	1.3	比較鋼

【第3實施例】

以下例舉本發明之實施例，並說明本實施例之鍍鋅鋼板之技術內容。

就使用具有表9所示之成分組成之DA至DL之鋼作為實施例而加以檢討之結果加以說明。

表9 化学成分 (mass%)

	T1/°C	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	V	W	As	其它
DA	857	0.114	0.05	2.15	0.012	0.004	0.590	0.0026	0.0032	-	-	0.0005	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-
DB	868	0.087	0.62	2.03	0.012	0.003	0.180	0.0032	0.0023	0.022	0.017	0.0012	-	-	-	-	0.44	-	-	-	-
DC	852	0.140	0.87	1.20	0.008	0.004	0.038	0.0033	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
DD	858	0.145	0.10	2.33	0.012	0.003	0.710	0.0033	0.0021	0.017	-	0.0005	-	0.0014	-	-	-	-	-	-	-
DE	873	0.220	0.13	2.96	0.015	0.003	0.120	0.0029	0.0029	0.024	0.021	-	0.0035	-	0.0015	-	-	0.029	-	-	-
DF	882	0.068	0.50	2.31	0.009	0.002	0.040	0.0032	0.0038	0.03	0.065	-	-	0.0021	-	-	-	-	-	-	-
DG	851	0.061	0.11	2.20	0.010	0.001	0.038	0.0025	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	0.05	0.01	-	Cu:0.5%,Ni:0.25%, Co:0.5%,Sn:0.02%, Zr:0.02%
DH	900	0.035	0.05	1.80	0.010	0.001	0.021	0.0019	0.0023	0.17	0.02	0.0014	-	0.0005	0.0009	-	-	-	-	-	-
DI	861	0.410	0.08	2.60	0.190	0.002	0.041	0.0029	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
DJ	1220	0.051	0.07	1.67	0.008	0.002	0.029	0.0034	0.0031	0.65	0.59	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
DK	853	0.150	0.61	2.20	0.011	0.002	0.028	0.0021	0.0036	-	-	-	0.090	0.10	-	-	-	-	-	-	-
DL	1045	0.120	0.17	2.26	0.028	0.080	0.033	0.0027	0.0019	-	-	0.0520	-	-	-	1.9	-	-	-	-	-

該等鋼材在鑄造後係直接或暫先冷卻至室溫後再經加熱，並加熱至 $900^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍內，然後依表10之條件進行熱軋，製成厚 $2\sim 5\text{mm}$ 之熱軋鋼板後，加以酸洗並進行冷軋後，實施冷軋至厚度為 $1.2\sim 2.3\text{mm}$ ，再依表10所示之退火條件實施退火，並採用熔融鋅鍍浴，而連續進行退火及熔融鋅鍍覆或熔融合金化鋅鍍覆處理。然後，進行0.5%之調質軋延，再供材質評價使用。

鋼種	T ₁ /°C	1000°C以上 之20%以上 之炭下炭數	1000°C以上 1200°C以下 之20%以上 之炭下炭數	沃斯田 鐵飽和 量/%	T ₁ +30°C -T ₁ +200°C 之溫度下 昇溫/°C	T ₁ +200°C -T ₁ +200°C 之溫度下 昇溫/°C	T ₁ -T ₁ +30 °C以下之 總溫度/°C	T ₁ :大壁 下出炭之 最後溫度/ °C	PI:大壁下 出炭之炭下 昇溫/°C	t ₁	2.5 × t ₁	t:大壁 下出炭之 時間開始至 炭開始之 時間/s	t/t ₁	回燒溫 度/°C	冷軋 率/%	退火溫 度/°C	退火時 保持時 間/s	一次冷 卻速度 /°C/s	一次冷 卻停止 溫度/°C
30 DA	857	1	50	130	90	15	0	955	45	0.23	0.58	0.30	1.28	580	60	820	80	3	650
31 DA	857	2	45/45	85	85	10	0	975	40	0.18	0.45	0.20	1.11	520	60	820	60	3	650
32 DB	868	2	45/45	85	80	10	10	950	35	0.79	1.98	1.10	1.39	550	50	840	30	5	680
33 DB	868	2	45/45	90	85	10	5	925	35	1.32	3.29	1.90	1.44	500	50	840	30	5	680
34 DC	852	2	45/45	90	85	15	15	960	30	0.61	1.54	0.90	1.46	550	50	830	40	3	640
35 DC	852	2	45/45	95	95	17	0	935	35	0.77	1.93	1.00	1.29	570	50	830	40	3	640
36 DD	858	3	40/40/40	70	85	15	25	980	30	0.45	1.12	0.60	1.34	530	45	850	90	2	700
37 DE	873	2	45/45	85	80	17	5	955	30	1.02	2.55	1.50	1.47	600	40	825	90	2	680
38 DE	873	1	50	110	80	18	15	925	30	1.64	4.10	2.40	1.46	600	40	825	90	2	680
39 DF	882	3	40/40/40	75	90	18	0	965	35	0.78	1.94	1.00	1.29	620	60	850	30	5	650
40 DG	851	3	40/40/40	95	85	10	0	945	35	0.60	1.51	0.90	1.49	600	60	860	30	5	650
41 DH	900	2	45/45	75	90	13	0	990	40	0.48	1.19	0.70	1.47	450	50	880	30	5	620
42 DH	900	2	45/45	80	85	15	10	985	40	0.55	1.38	0.70	1.26	450	50	880	30	5	620
43 DF	882	1	50	100	65	20	25	935	45	1.07	2.67	2.00	1.88	620	60	850	30	5	650
44 DG	851	1	50	150	70	20	15	905	45	1.05	2.63	1.50	1.43	600	60	860	30	5	650
45 DG	851	1	20	150	60	21	20	890	45	1.51	3.77	2.60	1.72	500	60	860	30	5	650
46 DH	900	1	50	120	65	19	10	950	45	1.16	2.90	1.50	1.29	600	60	860	30	5	650
47 DH	900	1	50	120	35	12	45	880	30	3.80	9.49	4.00	1.05	600	60	860	30	5	650
48 DA	857	2	45/45	90	45	20	45	900	30	1.95	4.62	4.80	2.60	580	60	820	60	3	650
49 DB	868	2	45/45	90	45	15	45	1050	30	0.13	0.32	0.10	0.77	550	50	840	30	5	680
50 DC	852	2	40/45	85	70	15	45	890	30	1.98	4.35	1.00	0.51	550	50	840	30	5	680
51 DG	851	0	-	370	45	30	35	885	45	1.68	4.20	0.40	0.24	600	40	825	90	2	680
52 DE	873	1	50	120	80	40	35	860	40	3.69	9.22	9.00	2.44	530	45	850	90		

表9顯示了各鋼材之化學成分，表10則顯示了各製造條件，表11顯示了各製造條件下之組織與機械特性。

使用擴孔率及90°V字形彎曲所致之極限彎曲半徑作為局部變形能力之指標。另，拉伸測試及彎曲測試係分別以JIS Z2241及Z2248之V形塊90°彎曲測試為標準，擴孔測試則以日本鋼鐵聯盟標準JFS T1001為標準。X線隨機強度比係採用前述之EBSD，而在與軋延方向平行之截面之3/8~5/8之領域之板厚中央部，對寬度方向上距端部1/4之位置按0.5μm之間距進行測定。又，各方向之r值係藉前述之方法而測定。

表11 各種製造條件下之各種鋼之組織與機械特性

鋼種	{100}<011>-{1223} <110>方位性之X線 強度度比	{332}<113>之X 線強度度比	rL	rC	r30	r60	TS/MPa	El/%	λ/%	TS×λ /MPa·%	板厚/最小彎 曲半徑	備考
30	DA	2.5	2.2	0.81	0.86	0.97	0.98	1000	16	55	55000	發明鋼
31	DA	2.4	2.3	0.85	0.82	0.92	0.91	1010	17	60	60600	發明鋼
32	DB	2.1	2.3	0.90	0.93	0.92	0.98	1050	16	65	68250	發明鋼
33	DB	2.3	2.5	0.88	0.91	0.98	1.00	1065	15	70	74550	發明鋼
34	DC	2.5	2.3	0.78	0.75	0.85	0.82	1230	13	60	73800	發明鋼
35	DC	2.6	2.8	0.85	0.89	0.98	1.00	1250	12	55	68750	發明鋼
36	DD	3.0	3.1	0.70	0.70	1.08	1.08	1275	10	50	63750	發明鋼
37	DE	2.9	3.0	0.76	0.80	1.06	1.05	1485	9	50	74250	發明鋼
38	DE	3.3	3.0	0.72	1.00	0.97	1.09	1475	8	55	81125	發明鋼
39	DF	2.3	2.4	0.85	0.88	1.03	1.05	805	24	75	60375	發明鋼
40	DG	2.4	2.3	0.82	0.90	1.00	0.98	635	32	60	38100	發明鋼
41	DH	2.7	2.8	0.73	0.75	0.98	1.00	785	22	145	113825	發明鋼
42	DH	2.9	3.0	0.75	0.78	0.95	1.10	800	21	140	112000	發明鋼
43	DF	3.9	4.8	0.63	0.76	1.05	1.20	840	19	60	50400	發明鋼
44	DG	3.4	3.7	0.62	0.77	1.08	1.19	640	30	50	32000	發明鋼
45	DG	3.9	4.8	0.60	0.75	1.10	1.28	630	31	45	28350	發明鋼
46	DH	3.9	4.9	0.62	0.80	1.04	1.17	825	17	100	82500	發明鋼
47	DH	6.7	6.7	0.51	0.61	1.25	1.30	805	19	80	64400	比較鋼
48	DA	4.1	5.3	0.63	0.68	1.12	1.20	980	18	30	29400	比較鋼
49	DB	5.8	5.2	0.55	0.69	1.18	1.26	1100	12	45	49500	比較鋼
50	DC	6.8	5.9	0.60	0.65	1.13	1.15	990	16	35	34650	比較鋼
51	DG	7.2	5.1	0.50	0.69	1.20	1.29	650	29	40	26000	比較鋼
52	DE	6.8	6.0	0.50	0.65	1.16	1.20	1490	8	30	44700	比較鋼
53	DA	3.9	5.2	0.59	0.75	1.06	1.24	985	16	35	34475	比較鋼
54	DC	3.8	5.1	0.68	0.72	1.18	1.10	1265	9	45	56925	比較鋼
55	DA	4.2	5.1	0.67	0.65	1.15	1.16	890	17	30	26700	比較鋼
56	DB	5.8	5.2	0.69	0.60	1.11	1.13	1150	10	35	40250	比較鋼
57	DC	4.9	5.8	0.54	0.65	0.90	1.11	1240	12	35	43400	比較鋼
58	DG	6.5	6.1	0.52	0.60	0.89	1.13	560	30	40	22400	比較鋼
59	DI			製造時或熱軋中破裂								比較鋼
60	DJ			製造時或熱軋中破裂								比較鋼
61	DK			製造時或熱軋中破裂								比較鋼
62	DI			製造時或熱軋中破裂								比較鋼

滿足本發明之規定者諸如第40、41、42、43、44、45圖所示，兼具優良之擴孔性、彎曲性及較低之成形異向性。進而，在較佳之製造條件範圍內者表現了較優良之擴孔率及彎曲性。

產業上之可利用性

一如前述，依據本發明，無須限制主要之組織構造，除結晶粒之尺寸、形態控制以外，並控制晶體纖構，即可獲致即便添加Nb及Ti等亦可使局部變形能力優良、成形性之方向相關性較低之熱軋鋼板、冷軋鋼板及鍍鋅鋼板。

故而，本發明在鋼鐵產業上之可利用性極高。

又，本發明中，雖未就鋼板之強度加以規定，但一如前述，愈高強度化成形性愈差，故對於高強度鋼板，諸如拉伸強度440MPa以上者，尤具效果。

【圖式簡單說明】

第1圖係顯示熱軋鋼板之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第2圖係顯示熱軋鋼板之 $\{332\}<113>$ 方位群之X光隨機強度比與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第3圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成直角方向之r值之rC與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第4圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成30°之方向之r值之r30與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第5圖係顯示熱軋鋼板之軋延方向之r值之rL與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第6圖係顯示熱軋鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第7圖係顯示冷軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第8圖係顯示冷軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第9圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第10圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第11圖係顯示冷軋鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第12圖係顯示冷軋鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第13圖係顯示鍍鋅鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle \sim \{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第14圖係顯示鍍鋅鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 方位群之X光隨機強度比與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第15圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第16圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第17圖係顯示鍍鋅鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 與板厚/

最小彎曲半徑之關係者。

第18圖係顯示鍍鋅鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 與板厚/最小彎曲半徑之關係者。

第19圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與熱軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 之關係者。

第20圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與熱軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 之關係者。

第21圖係顯示粗軋之20%以上之壓下率時之壓下次數與粗軋後之沃斯田鐵粒徑之關係者。

第22圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第23圖係顯示 $T_1^\circ\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^\circ\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第24圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第25圖係顯示 $T_1^\circ\text{C}$ 以上低於 $T_1+30^\circ\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與熱軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第26圖係顯示 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T_1+30^\circ\text{C}$ 以上 $T_1+200^\circ\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓

下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與熱軋鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 之關係者。

第27圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與熱軋鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 之關係者。

第28圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與冷軋鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 之關係者。

第29圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與冷軋鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 之關係者。

第30圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之壓下率與冷軋鋼板之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第31圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與冷軋鋼板之 $\{332\}\langle 113\rangle$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第32圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與鍍鋅鋼板對軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 之關係者。

第33圖係顯示粗軋後之沃斯田鐵粒徑與鍍鋅鋼板對軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 之關係者。

第34圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍

之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第35圖係顯示 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{100\}<011>\sim\{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值之關係者。

第36圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第37圖係顯示 $T1^{\circ}\text{C}$ 以上低於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍之總壓下率與鍍鋅鋼板之 $\{332\}<113>$ 結晶方位之X光隨機強度比之關係者。

第38圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與鍍鋅鋼板之軋延方向之 r 值之 r_L 之關係者。

第39圖係顯示 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下時之各道次間之鋼板之最大昇溫量，以及以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之30%以上之壓下率之道次作為大壓下道次時之前述大壓下道次中最終道次結束後至冷卻開始之等待時間，與鍍鋅鋼板對軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 之關係者。

第40圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與

擴孔性之關係者。

第41圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與彎曲性之關係者。

第42圖係顯示本實施例之熱軋鋼板與比較鋼之強度與成形性之異向性之關係者。

第43圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與擴孔性之關係者。

第44圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與彎曲性之關係者。

第45圖係顯示本實施例之冷軋鋼板與比較鋼之強度與成形性之異向性之關係者。

【主要元件符號說明】

(無)

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：(00)126815

※申請日：(00) 7. 28

※IPC 分類：

C22C 38/38 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

熱軋鋼板、冷軋鋼板、鍍鋅鋼板及其等之製造方法

HOT ROLLED STEEL SHEET, COLD ROLLED STEEL SHEET, ZINC
COATED STEEL SHEET, AND MANUFACTURING METHODS
THEREOF

二、中文發明摘要：

本發明之熱軋鋼板中，至少在距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\}<011> \sim \{223\}<110>$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上6.0以下，且 $\{332\}<113>$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0以下，對軋延方向成直角方向之r值之rC為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之r值之r30為0.70以上1.10以下。

三、英文發明摘要：

In the present hot rolled steel sheet: in a center region in a plate thickness where is at least from $5/8$ to $3/8$ of the plate thickness, an average of x-ray random intensity ratios of crystal orientation groups of $\{100\}<011>$ to $\{223\}<110>$ is equal to or greater than 1.0 and equal to or less than 6.0, and the x-ray random intensity ratio of a crystal orientation of $\{332\}<113>$ is equal to or greater than 1.0 and equal to or less than 5.0; and an r-value in a direction perpendicular to a rolling direction is equal to or greater than 0.70 and equal to or less than 1.10, and an r-value in a direction of 30° from the rolling direction is equal to or greater than 0.70 and equal to or less than 1.10.

七、申請專利範圍：

1. 一種熱軋鋼板，其特徵在於：按質量%計含有：

C：0.0001%以上且0.40%以下、

Si：0.001%以上且2.5%以下、

Mn：0.001%以上且4.0%以下、

P：0.001%以上且0.15%以下、

S：0.0005%以上且0.03%以下、

Al：0.001%以上且2.0%以下、

N：0.0005%以上且0.01%以下、

O：0.0005%以上且0.01%以下、

進而含有以下元素中之1種或2種以上：

Ti：0.001%以上且0.20%以下、

Nb：0.001%以上且0.20%以下、

V：0.001%以上且1.0%以下、

W：0.001%以上且1.0%以下、

B：0.0001%以上且0.0050%以下、

Mo：0.001%以上且1.0%以下、

Cr：0.001%以上且2.0%以下、

Cu：0.001%以上且2.0%以下、

Ni：0.001%以上且2.0%以下、

Co：0.0001%以上且1.0%以下、

Sn：0.0001%以上且0.2%以下、

Zr：0.0001%以上且0.2%以下、

As：0.0001%以上且0.50%以下、

Mg：0.0001%以上且0.010%以下、

Ca：0.0001%以上且0.010%以下、

REM：0.0001%以上且0.1%以下、

餘部則由鐵及無法避免的雜質所構成；

至少距鋼板表面 $5/8 \sim 3/8$ 之板厚範圍之板厚中央部之 $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上6.0以下，且 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0以下；

對軋延方向成直角方向之r值之rC為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之r值之r30為0.70以上1.10以下。

2. 如申請專利範圍第1項之熱軋鋼板，其中前述軋延方向之r值之rL為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 60° 之方向之r值之r60為0.70以上1.10以下。
3. 如申請專利範圍第1或2項之熱軋鋼板，其中前述熱軋鋼板中存在變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田鐵之1種或2種以上，該等組織之結晶粒中，前述軋延方向之長度dL與板厚方向之長度dt之比dL/dt在3.0以下之晶粒比例為50%以上100%以下。
4. 如申請專利範圍第1或2項之熱軋鋼板，其中前述熱軋鋼板之金屬組織之全面積中，粒徑超過 $20\mu\text{m}$ 之結晶粒之面積比例為0%以上10%以下。
5. 一種冷軋鋼板，係冷軋申請專利範圍第1項之熱軋鋼板而成者，其特徵在於：

至少前述板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上小於4.0，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0以下；

對前述軋延方向成直角方向之r值之 r_C 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之r值之 r_{30} 為0.70以上1.10以下。

6. 如申請專利範圍第5項之冷軋鋼板，其中前述軋延方向之r值之 r_L 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 60° 之方向之r值之 r_{60} 為0.70以上1.10以下。
7. 如申請專利範圍第5或6項之冷軋鋼板，其中前述冷軋鋼板中存在變韌鐵、麻田散鐵、波來鐵及沃斯田鐵之1種或2種以上，該等組織之結晶粒中，前述軋延方向之長度 dL 與板厚方向之長度 dt 之比 dL/dt 在3.0以下之晶粒比例為50%以上100%以下。
8. 如申請專利範圍第5或6項之冷軋鋼板，其中前述冷軋鋼板之金屬組織之全面積中，粒徑超過 $20\mu m$ 之結晶粒之面積比例為0%以上10%以下。
9. 一種鍍鋅鋼板，係於申請專利範圍第5項之冷軋鋼板表面上進而設有熔融鋅鍍覆層或合金化熔融鋅鍍覆層者，其特徵在於：

至少前述板厚中央部之 $\{100\}\langle 011\rangle\sim\{223\}\langle 110\rangle$ 方位群之X光隨機強度比之平均值為1.0以上小於4.0，且 $\{332\}\langle 113\rangle$ 之結晶方位之X光隨機強度比為1.0以上5.0

以下；

對前述軋延方向成直角方向之 r 值之 r_C 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 30° 之方向之 r 值之 r_{30} 為0.70以上1.10以下。

10. 如申請專利範圍第9項之鍍鋅鋼板，其中前述軋延方向之 r 值之 r_L 為0.70以上1.10以下，且對前述軋延方向成 60° 之方向之 r 值之 r_{60} 為0.70以上1.10以下。

11. 一種熱軋鋼板之製造方法，其特徵在於：係對按質量%計含有以下元素：

C：0.0001%以上且0.40%以下、

Si：0.001%以上且2.5%以下、

Mn：0.001%以上且4.0%以下、

P：0.001%以上且0.15%以下、

S：0.0005%以上且0.03%以下、

Al：0.001%以上且2.0%以下、

N：0.0005%以上且0.01%以下、

O：0.0005%以上且0.01%以下、

進而含有以下元素中之1種或2種以上：

Ti：0.001%以上且0.20%以下、

Nb：0.001%以上且0.20%以下、

V：0.001%以上且1.0%以下、

W：0.001%以上且1.0%以下、

B：0.0001%以上且0.0050%以下、

Mo：0.001%以上且1.0%以下、

Cr：0.001%以上且2.0%以下、

Cu：0.001%以上且2.0%以下、

Ni：0.001%以上且2.0%以下、

Co：0.0001%以上且1.0%以下、

Sn：0.0001%以上且0.2%以下、

Zr：0.0001%以上且0.2%以下、

As：0.0001%以上且0.50%以下、

Mg：0.0001%以上且0.010%以下、

Ca：0.0001%以上且0.010%以下、

REM：0.0001%以上且0.1%以下、

餘部則由鐵及無法避免的雜質所構成之鋼塊或鋼胚，施予以下處理：

在1000℃以上1200℃以下之溫度範圍內，執行至少進行1次以上20%以上之壓下之第1熱軋，而使沃斯田鐵粒徑為200μm以下；

在T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍內，進行壓下率總計為50%以上之第2熱軋；

在T1℃以上低於T1+30℃之溫度範圍內，進行壓下率總計小於30%之第3熱軋；

在Ar3變態溫度以上狀態下結束熱軋；

在此，前述T1係依鋼板成分而決定之溫度，以下式1表示：

$$T1(^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (\text{C} + \text{N}) \times \text{Mn} + 350 \times \text{Nb} + 250 \times \text{Ti} + 40 \times \text{B} + 10 \times \text{Cr} + 100 \times \text{Mo} + 100 \times \text{V} \cdots (\text{式} 1)。$$

12. 如申請專利範圍第11項之熱軋鋼板之製造方法，其中於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

13. 如申請專利範圍第11或12項之熱軋鋼板之製造方法，其中於 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為 $100\mu\text{m}$ 以下。

14. 如申請專利範圍第11或12項之熱軋鋼板之製造方法，其係於以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間 t 滿足下式2：

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2.5 \dots (\text{式} 2)$$

在此， $t1$ 以下式3表示：

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1) + 3.1 \dots (\text{式} 3)$$

在此， Tf 係前述最終道次後之溫度， $P1$ 係前述最終道次之壓下率。

15. 如申請專利範圍第14項之熱軋鋼板之製造方法，其中於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。

16. 一種冷軋鋼板之製造方法，其特徵在於：對申請專利範圍第11項之熱軋鋼板之製造方法所製得之前述熱軋鋼板，在 $\text{Ar}3$ 變態溫度以上狀態結束熱軋後，

加以進行酸洗；

並藉冷軋進行20%以上90%以下之軋延；

於720℃以上900℃以下之溫度範圍內在1秒以上300秒以下之保持時間內進行退火；

進行650℃至500℃之間之冷卻速度為10℃/s以上200℃/s以下之加速冷卻；

加以保持在200℃以上500℃以下之溫度。

17. 如申請專利範圍第16項之冷軋鋼板之製造方法，其中於T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

18. 如申請專利範圍第16或17項之冷軋鋼板之製造方法，其中於1000℃以上1200℃以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為100μm以下。

19. 如申請專利範圍第16或17項之冷軋鋼板之製造方法，其係於以T1+30℃以上T1+200℃以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間t滿足下式4：

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2.5 \cdots (\text{式4})$$

在此，t1以下式5表示：

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1) + 3.1 \cdots (\text{式5})$$

在此，Tf係前述最終道次後之溫度，P1係前述最終

道次之壓下率。

20. 如申請專利範圍第19項之冷軋鋼板之製造方法，其中於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。

21. 一種鍍鋅鋼板之製造方法，其特徵在於：對申請專利範圍第11項之熱軋鋼板之製造方法所製得之前述熱軋鋼板，在 Ar3 變態溫度以上狀態下結束熱軋後，

於 680°C 以下室溫以上之溫度範圍內加以回捲；

進行酸洗；

藉冷軋進行20%以上90%以下之軋延；

昇溫至 650°C 以上 900°C 以下之溫度範圍；

在1秒以上300秒以下之保持時間內進行退火；

以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下之冷卻速度加以冷卻至 720°C 以下 580°C 以上之溫度範圍；及

進行鍍鋅處理。

22. 如申請專利範圍第21項之鍍鋅鋼板之製造方法，其中於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋時，在1道次中至少進行1次以上之壓下率30%以上之壓下。

23. 如申請專利範圍第21或22項之鍍鋅鋼板之製造方法，其中於 1000°C 以上 1200°C 以下之溫度範圍內之前述第1熱軋時，至少進行2次以上之壓下率20%以上之壓下，而使沃斯田鐵粒徑為 $100\mu\text{m}$ 以下。

24. 如申請專利範圍第21或22項之鍍鋅鋼板之製造方法，其

係於以 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之壓下率30%以上之道次作為大壓下道次時，前述大壓下道次中最終道次結束後至開始冷卻之等待時間 t 滿足下式6：

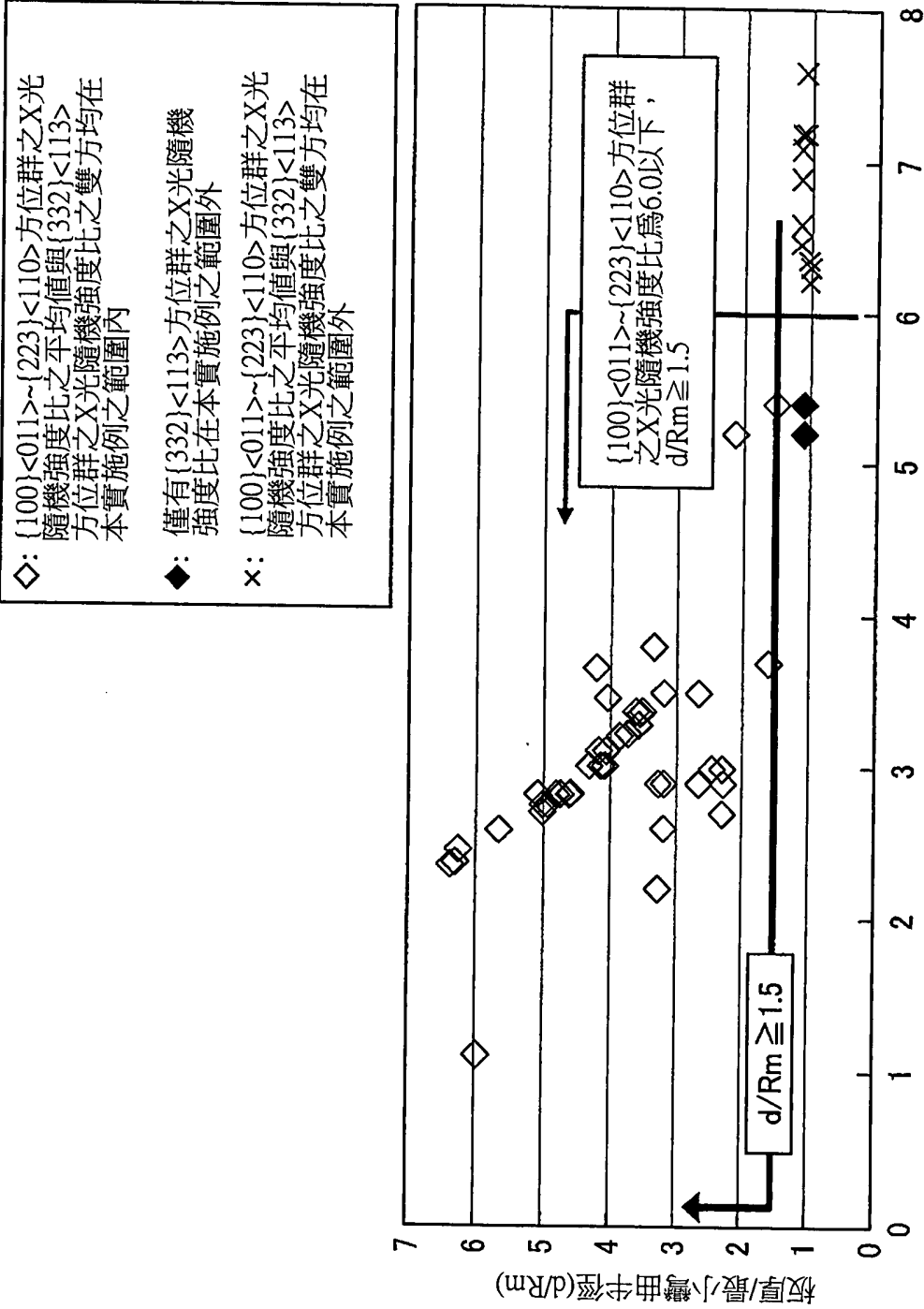
$$t1 \leq t \leq t1 \times 2.5 \dots (\text{式6})$$

在此， $t1$ 以下式7表示：

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1) + 3.1 \dots (\text{式7})$$

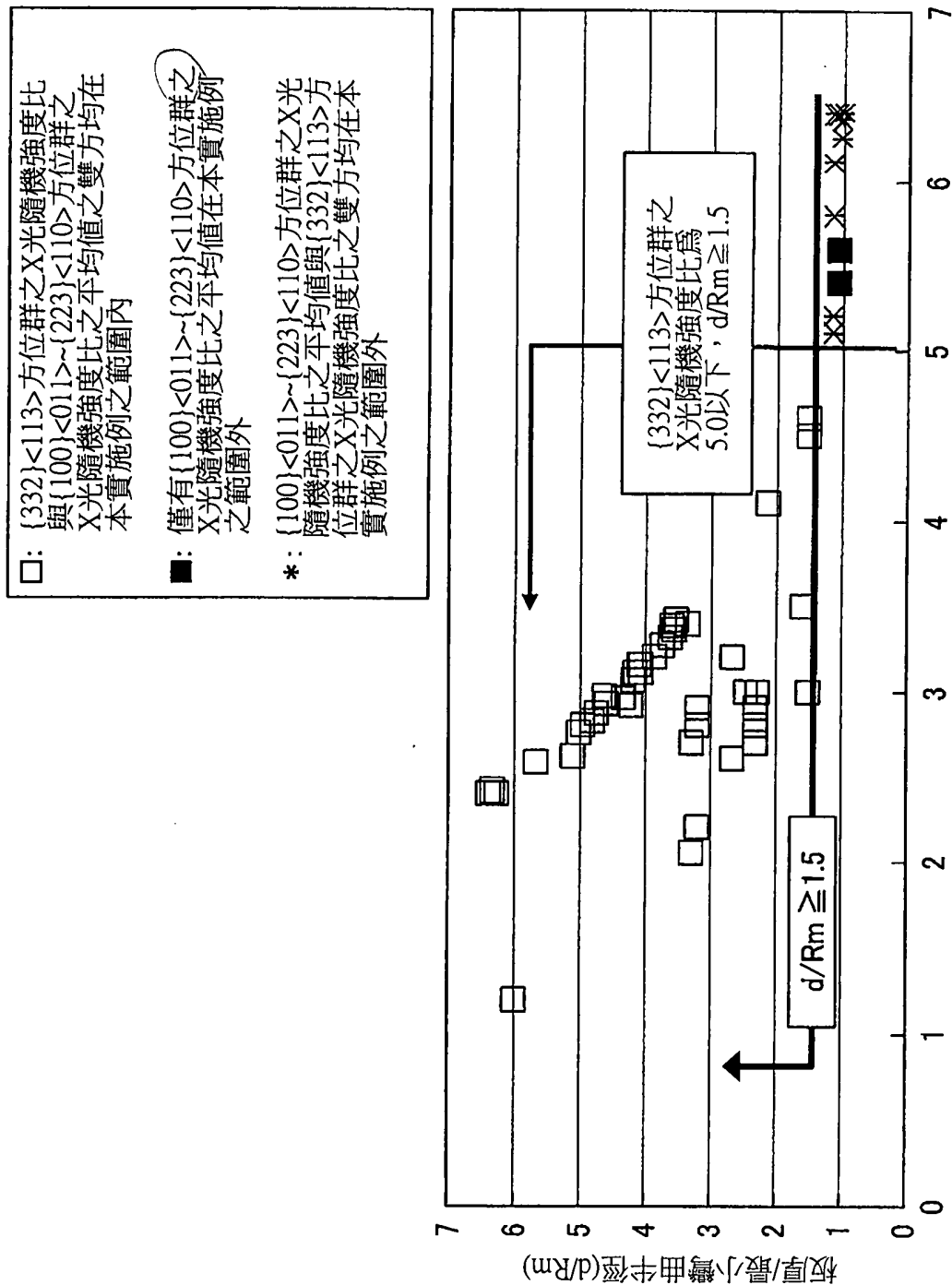
在此， Tf 係前述最終道次後之溫度， $P1$ 係前述最終道次之壓下率。

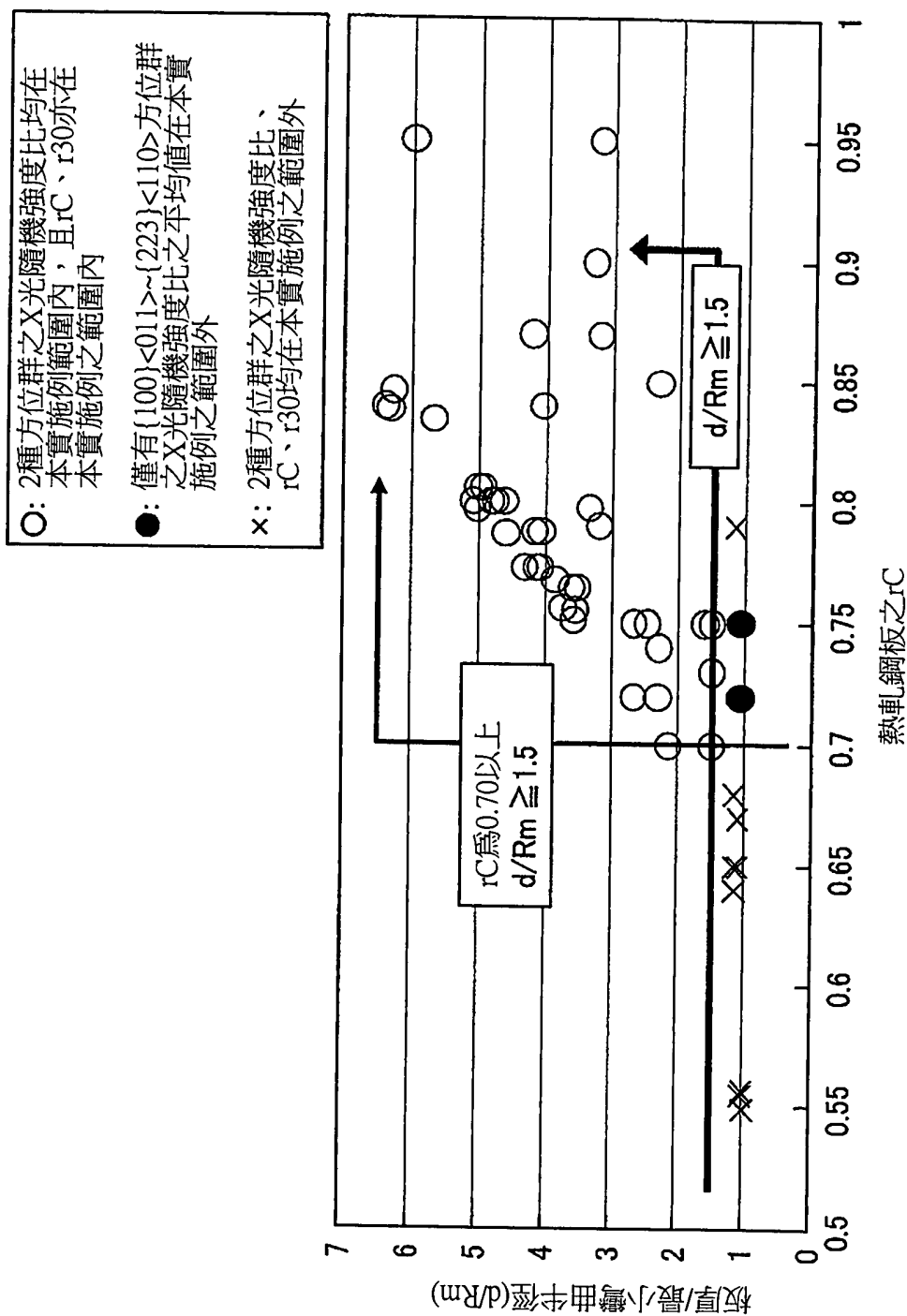
25. 如申請專利範圍第24項之鍍鋅鋼板之製造方法，其中於 $T1+30^{\circ}\text{C}$ 以上 $T1+200^{\circ}\text{C}$ 以下之溫度範圍內之前述第2熱軋各道次間之鋼板昇溫在 18°C 以下。



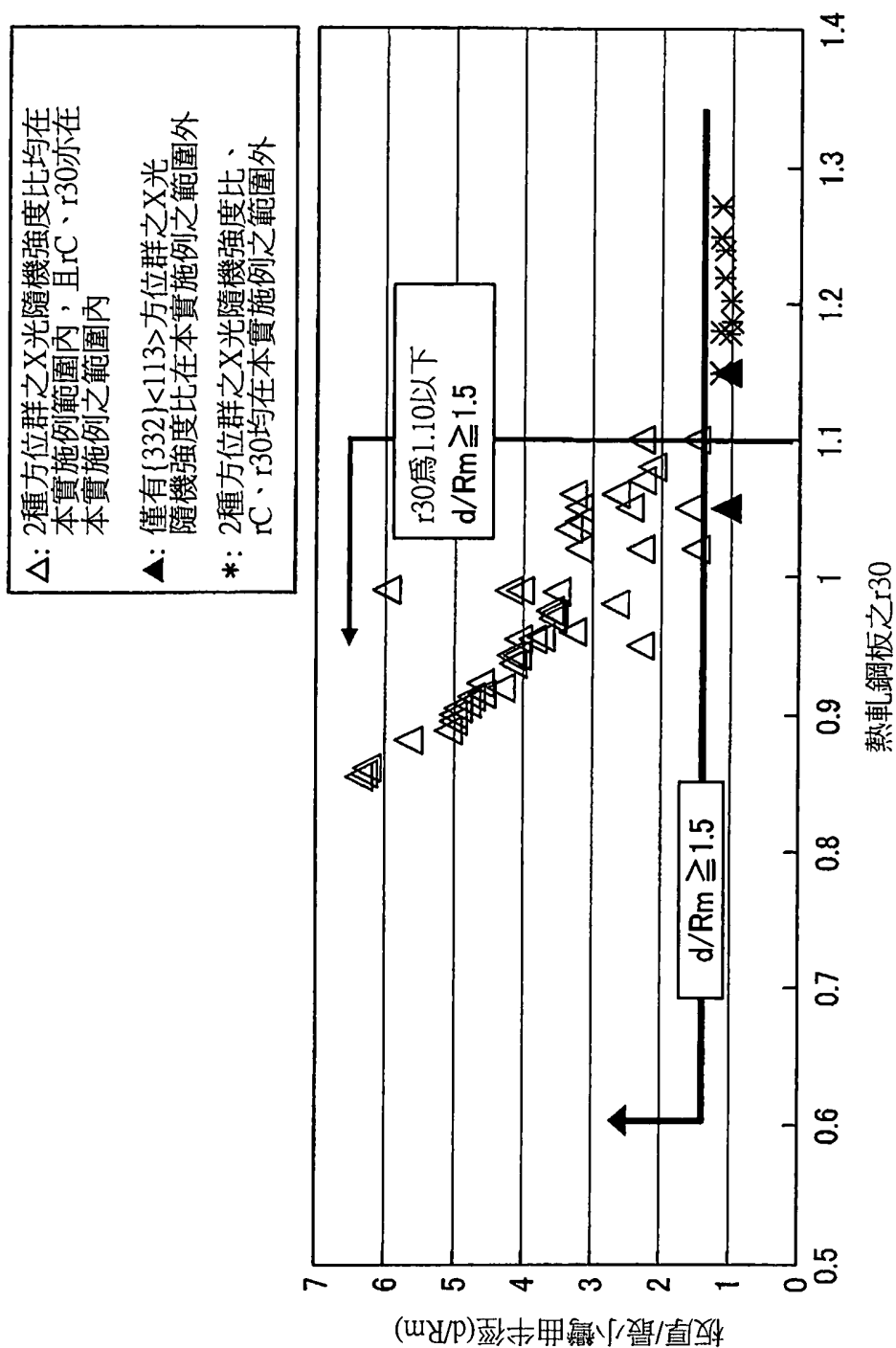
熱軋鋼板之{100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比

第 1 圖

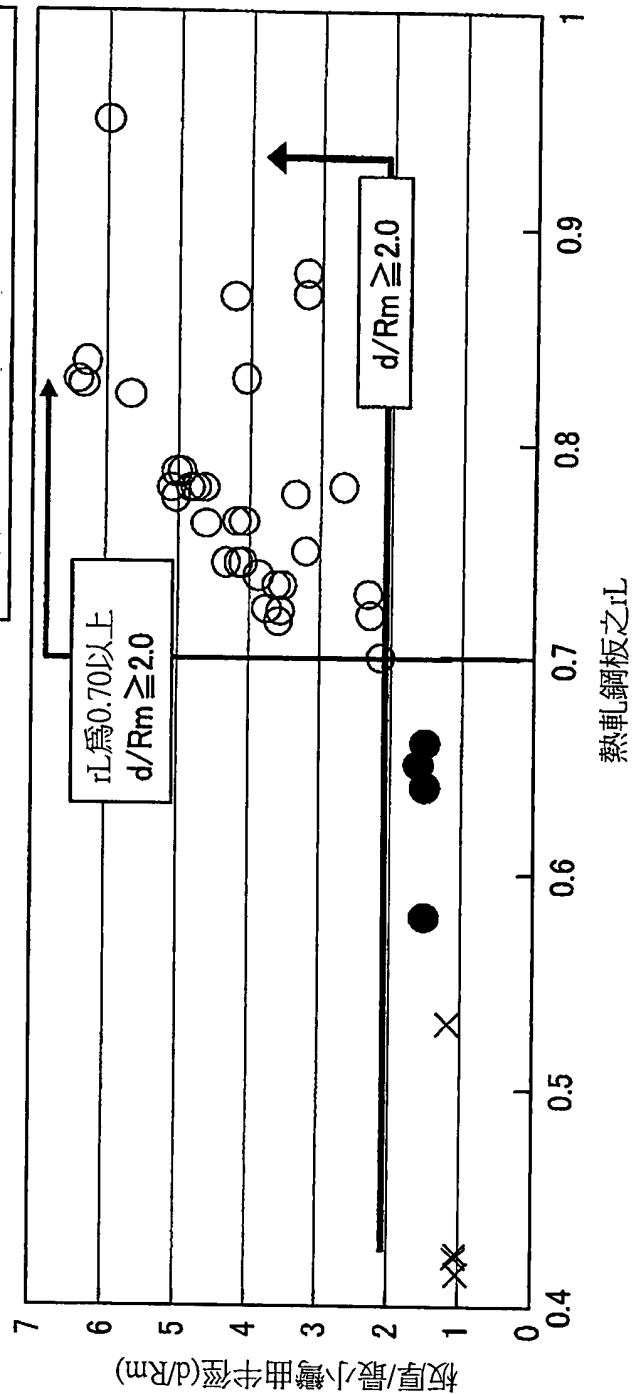
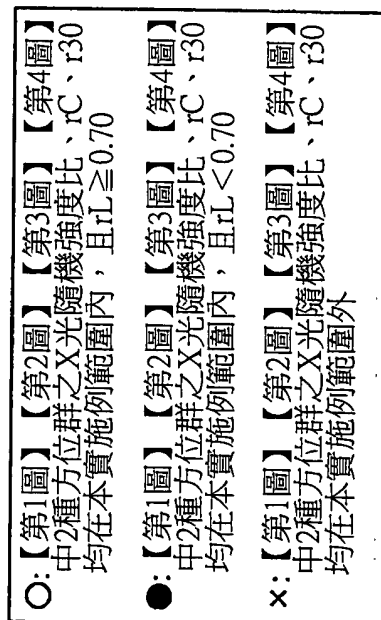




第 3 圖



第 4 圖

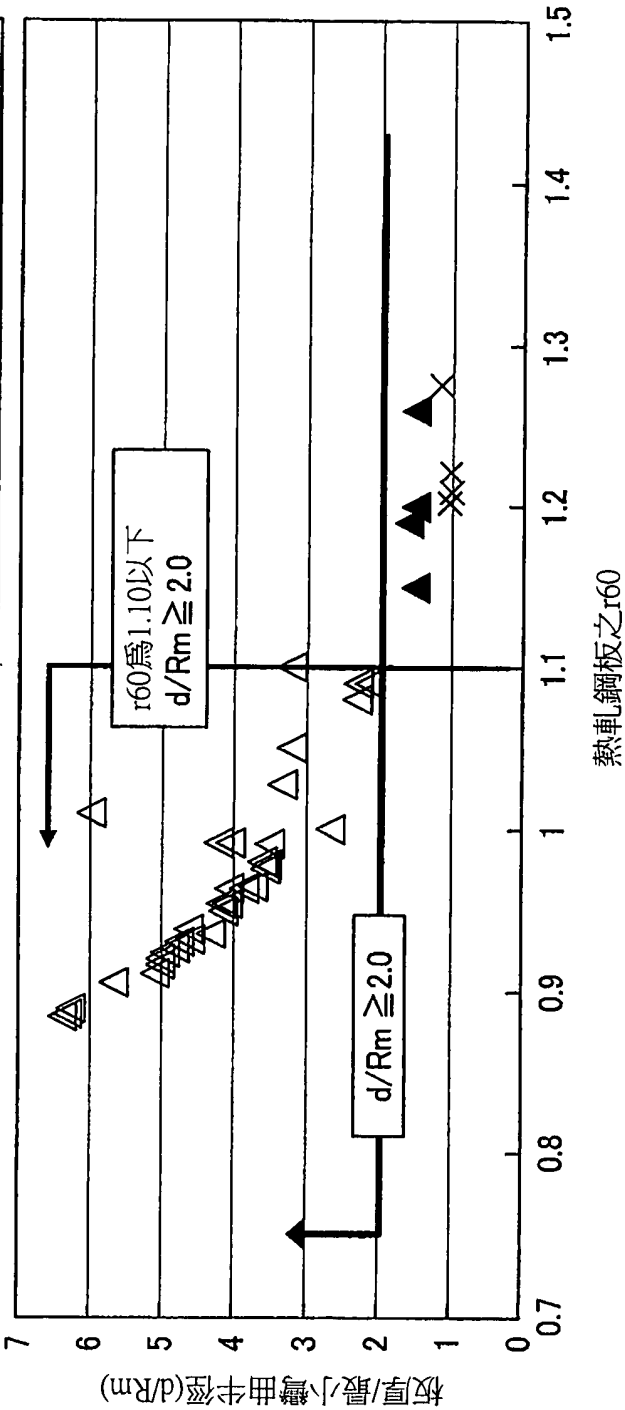


第 5 圖

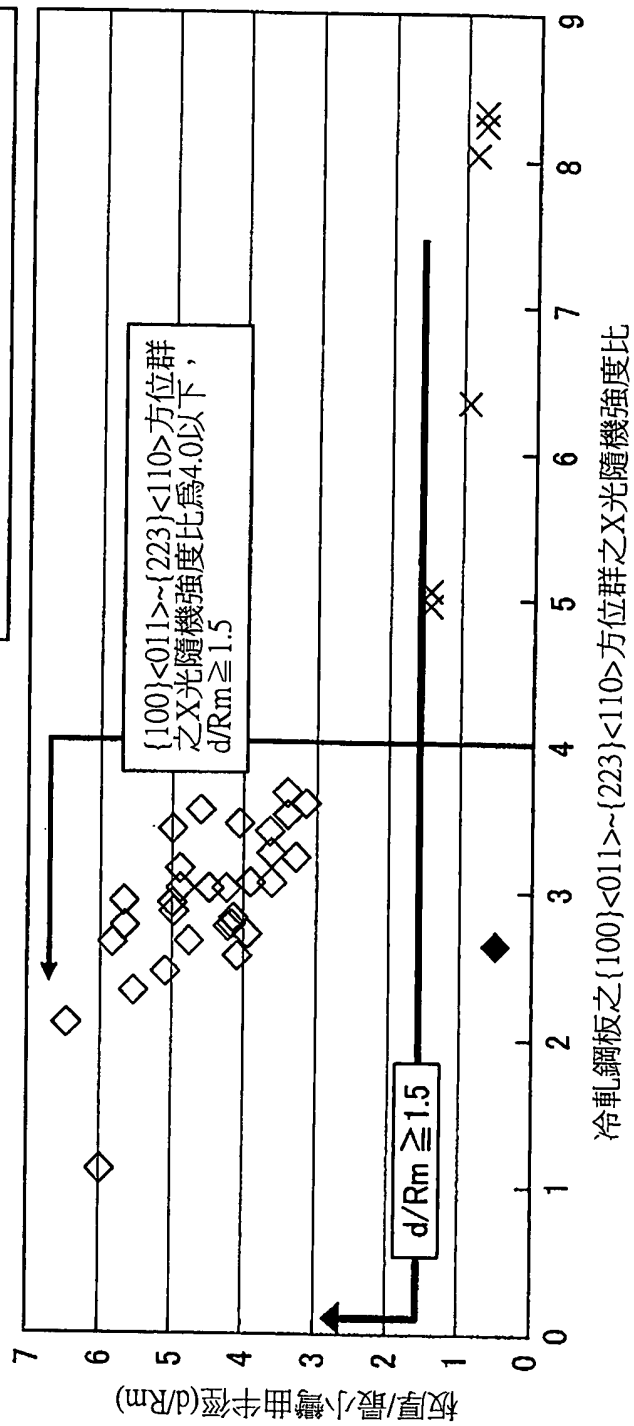
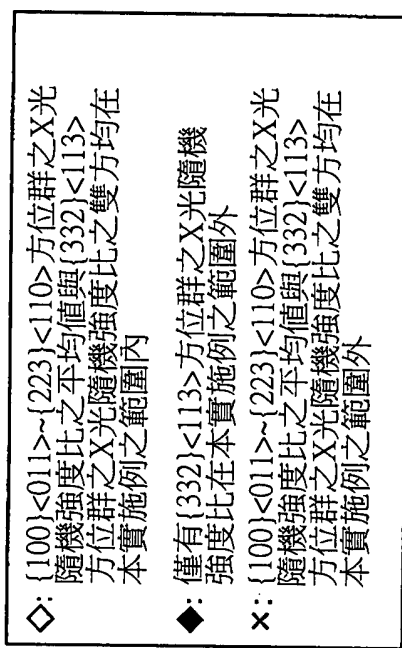
△:【第1圖】【第2圖】【第3圖】【第4圖】
中2種方位群之X光隨機強度比、rC、r30
均在本實施例範圍內，且 $r60 \leq 1.10$

▲:【第1圖】【第2圖】【第3圖】【第4圖】
中2種方位群之X光隨機強度比、rC、r30
均在本實施例範圍內，且 $r60 > 1.10$

×:【第1圖】【第2圖】【第3圖】【第4圖】
中2種方位群之X光隨機強度比、rC、r30
均不在本實施例範圍外

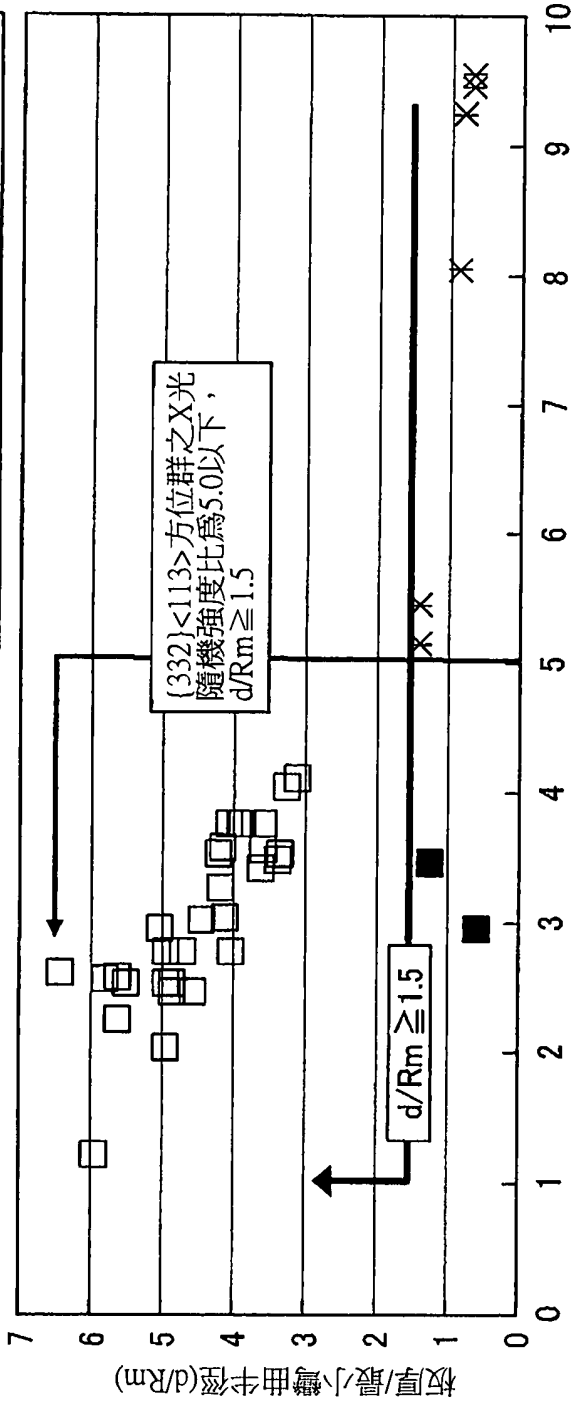


第 6 圖



第 7 圖

□: {332}<113>方位群之X光隨機強度比
與{100}<011>~{223}<110>方位群之
X光隨機強度比之平均值之雙方均在
本實施例之範圍內
■: 僅有{100}<011>~{223}<110>方位群
之X光隨機強度比之平均值在本實
施例之範圍外
*: {100}<011>~{223}<110>方位群之X光
隨機強度比之平均值與{332}<113>
方位群之X光隨機強度比之雙方均在
本實施例之範圍外



冷軋鋼板之{332}<113>方位群之X光隨機強度比

第 8 圖

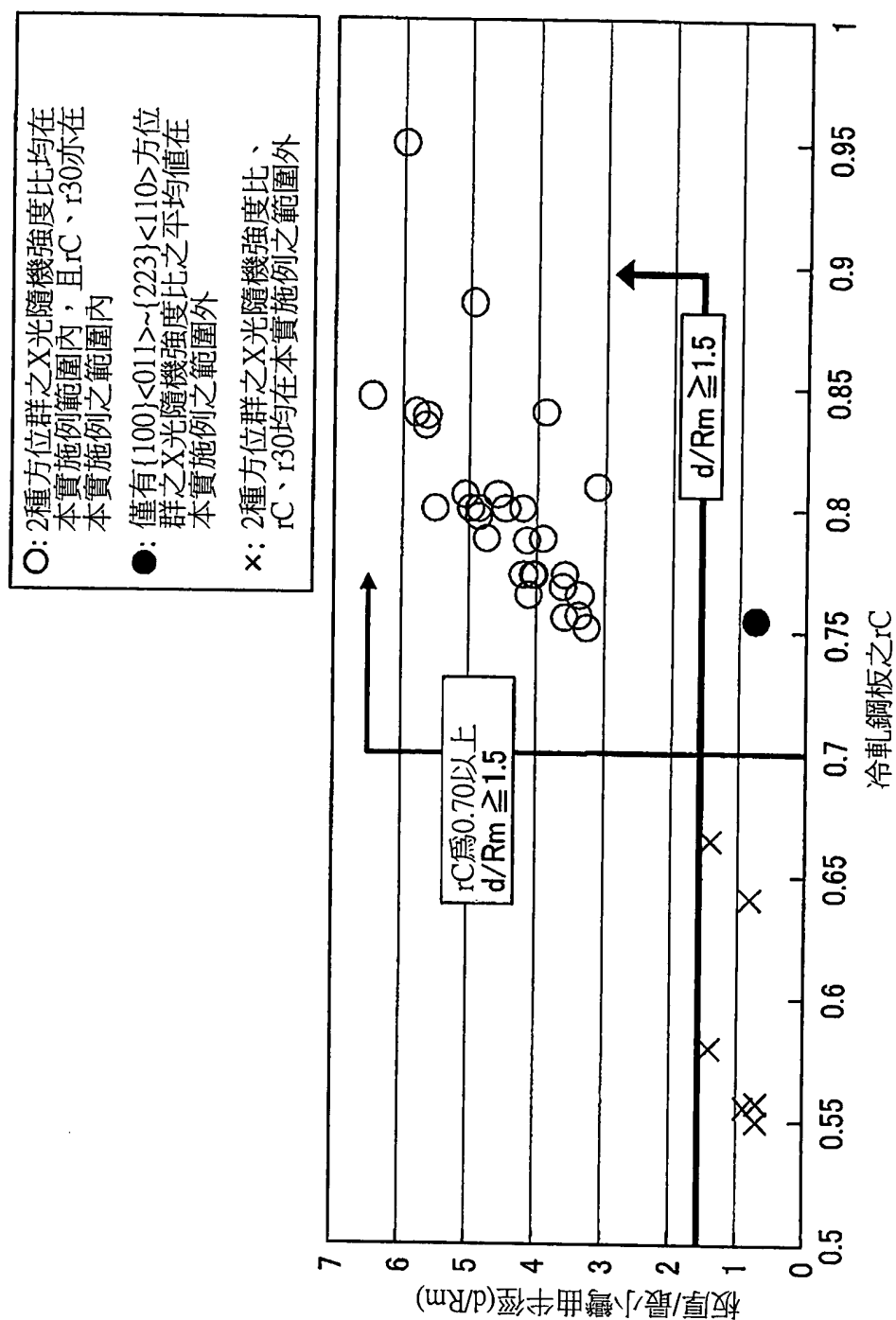
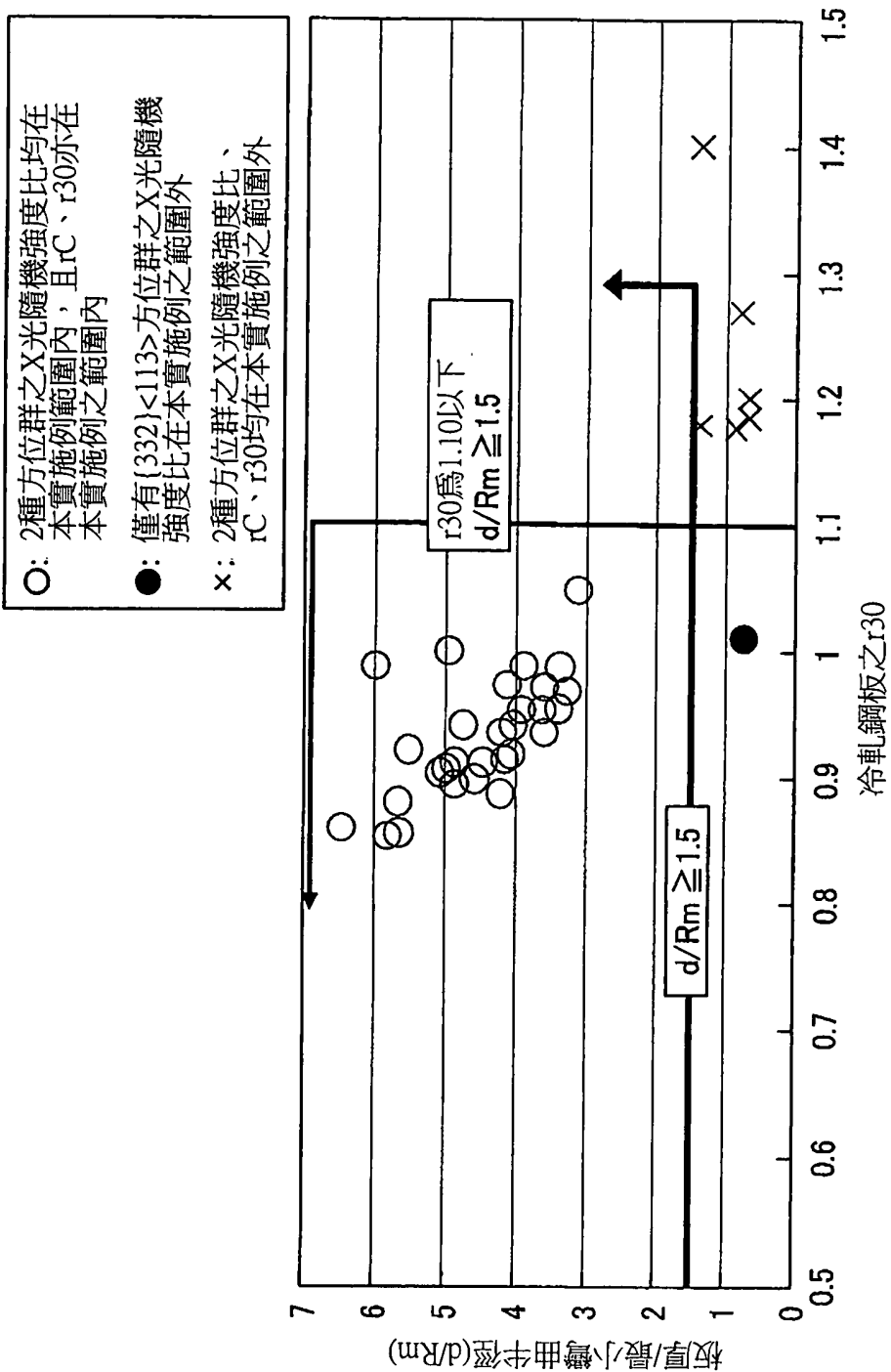
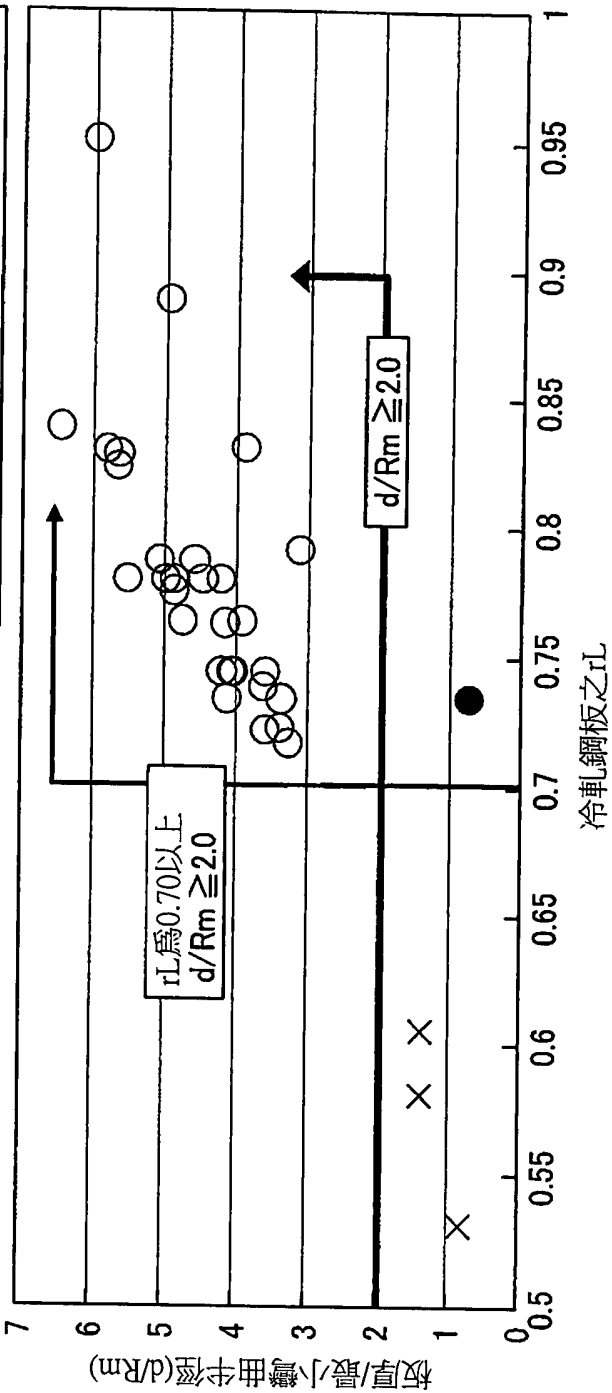


圖
9
策

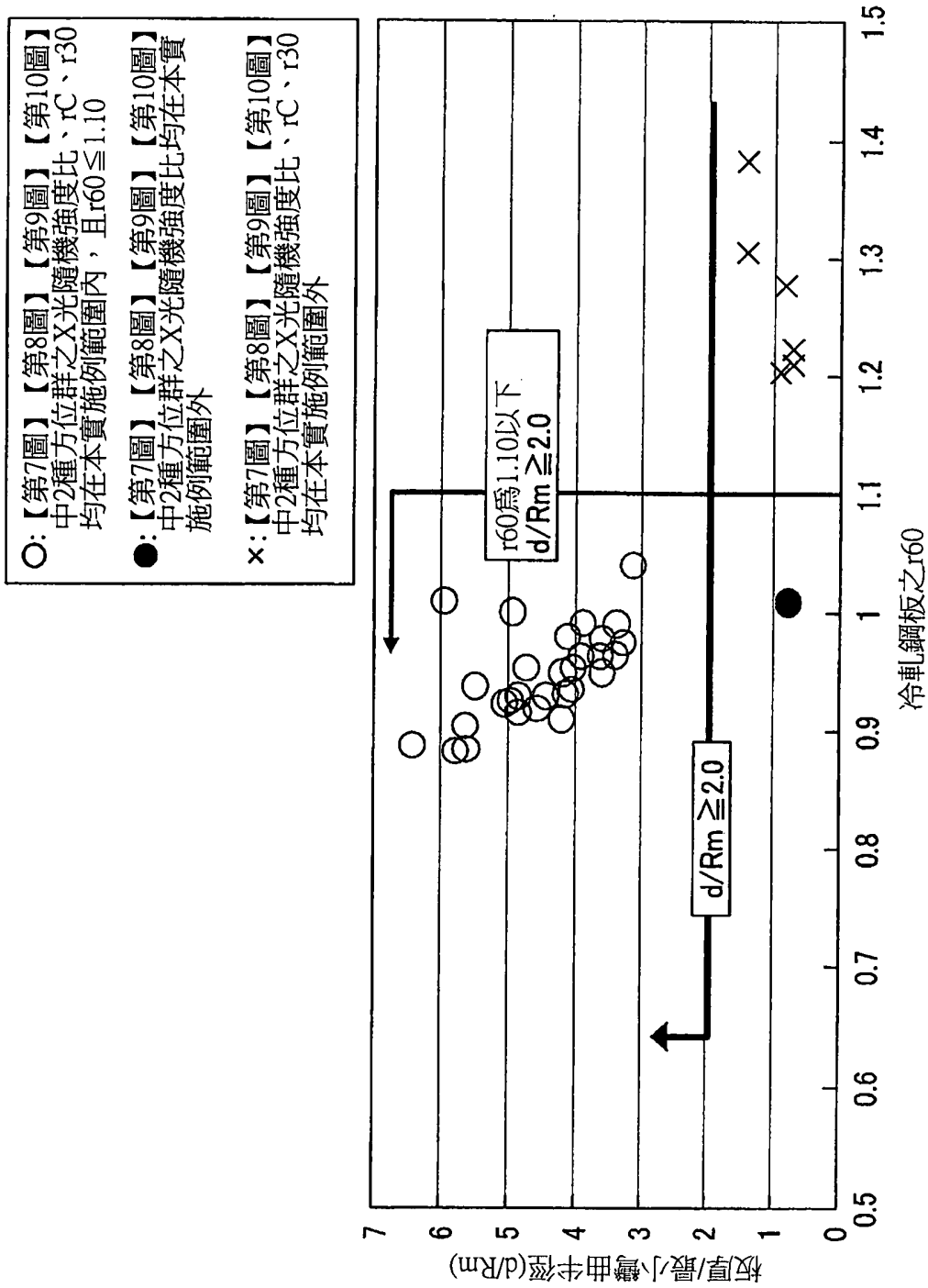


第 10 圖

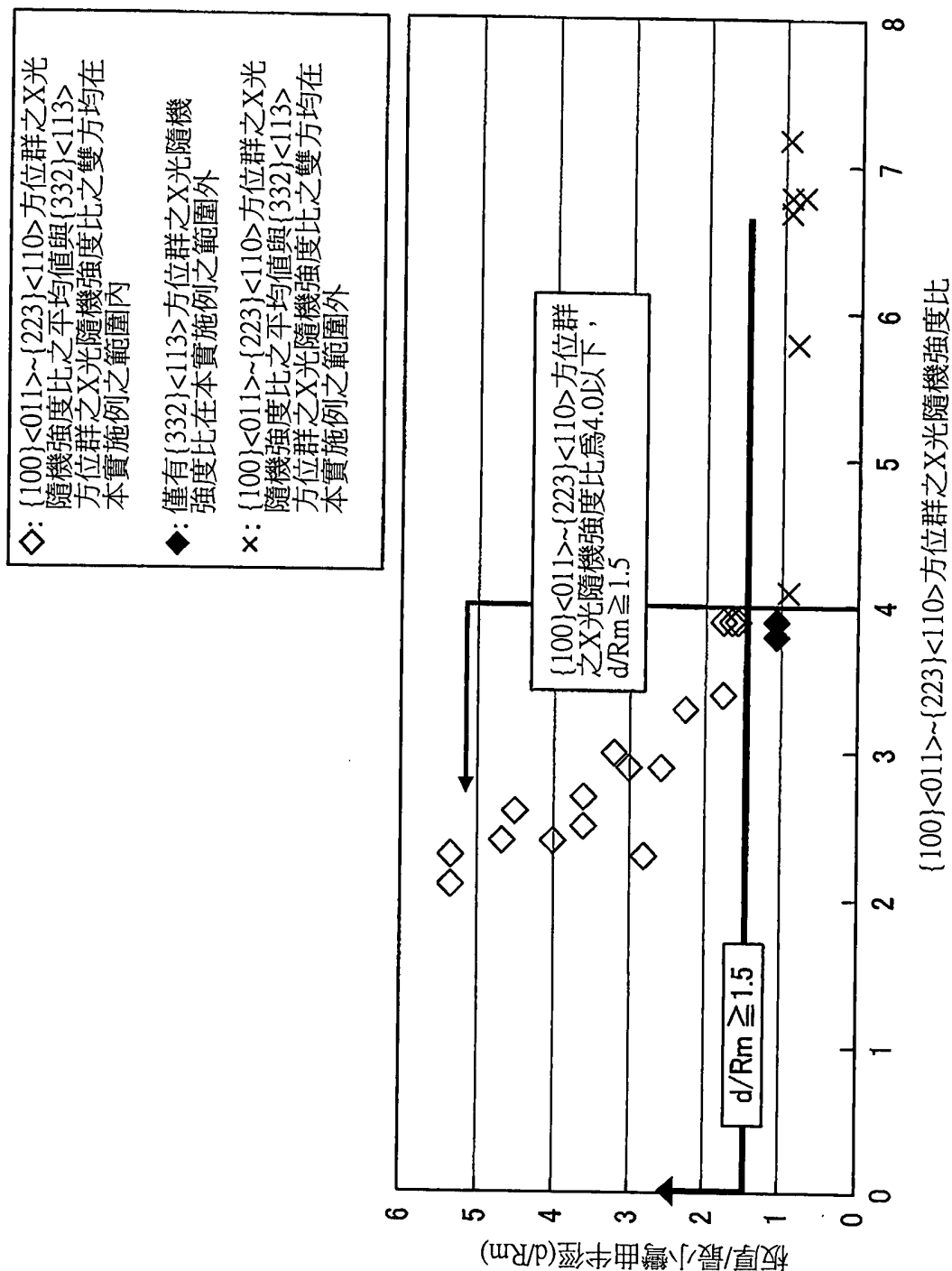
- :【第7圖】【第8圖】【第9圖】【第10圖】
中2種方位群之X光隨機強度比、 r_c 、 r_{30}
均在本實施例範圍內，且 $r_L \geq 0.70$
- :【第7圖】【第8圖】【第9圖】【第10圖】
中2種方位群之X光隨機強度比均在本實
施例範圍外
- x:【第7圖】【第8圖】【第9圖】【第10圖】
中2種方位群之X光隨機強度比、 r_c 、 r_{30}
均在本實施例範圍外



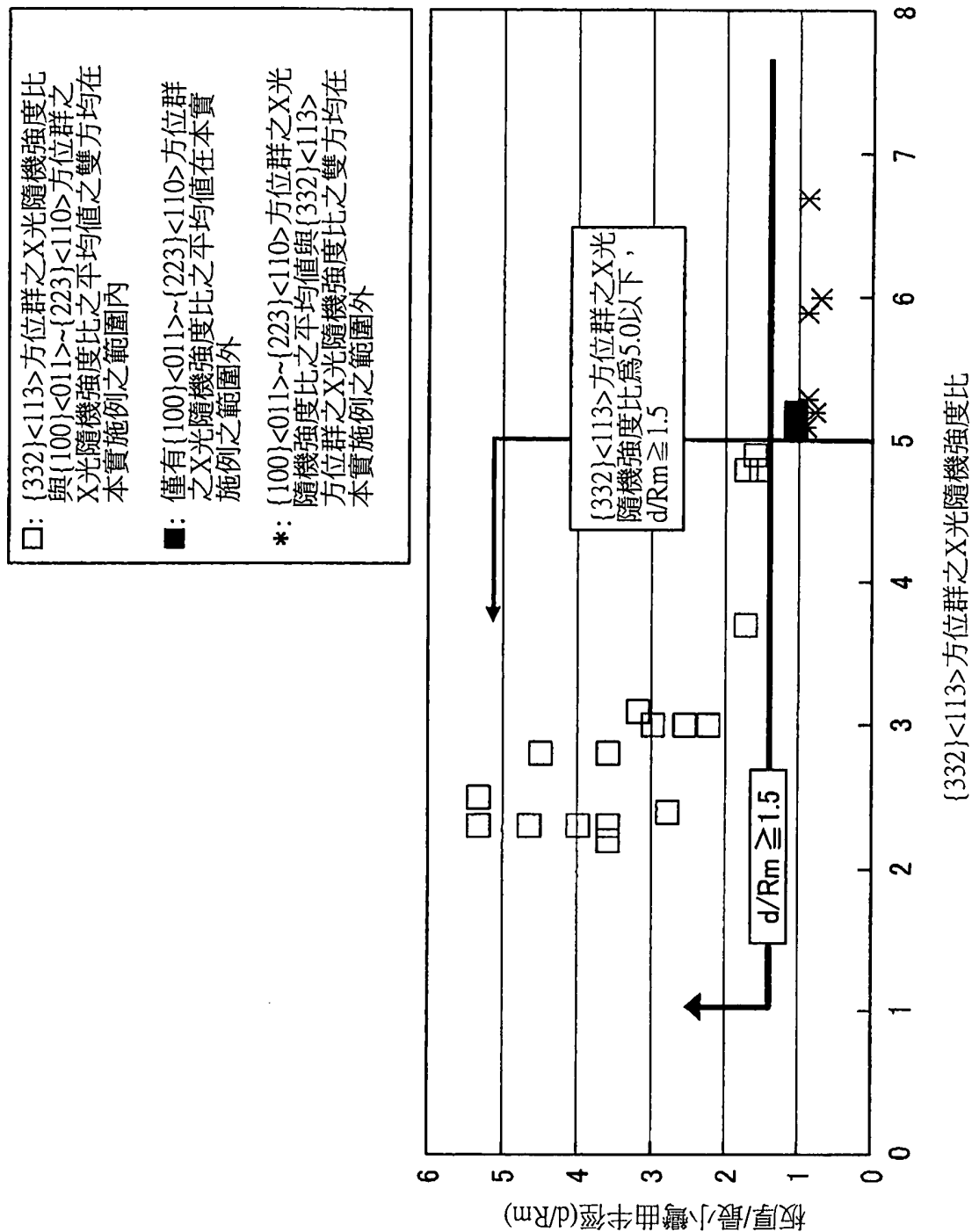
第 11 圖



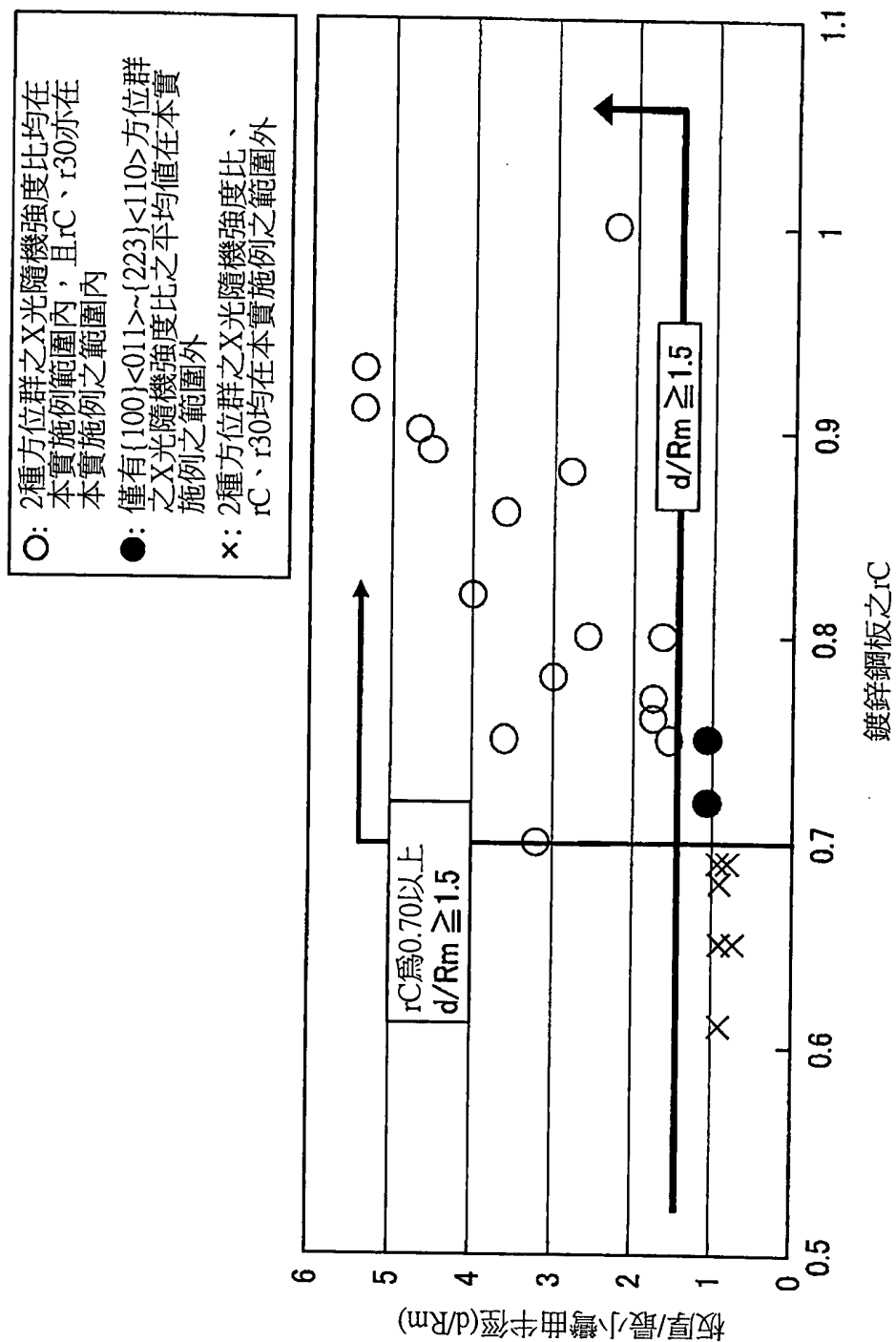
第 12 圖



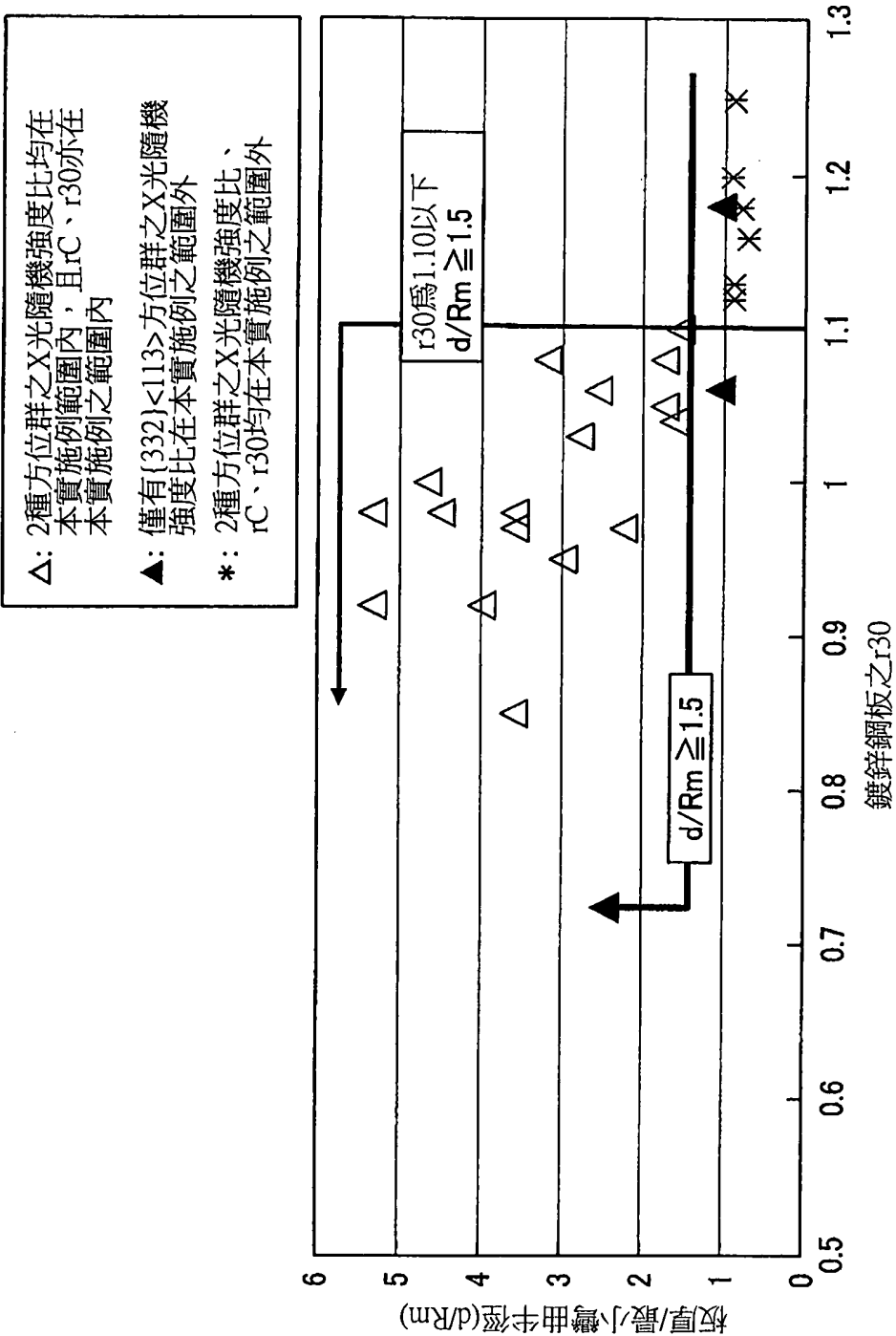
第 13 圖



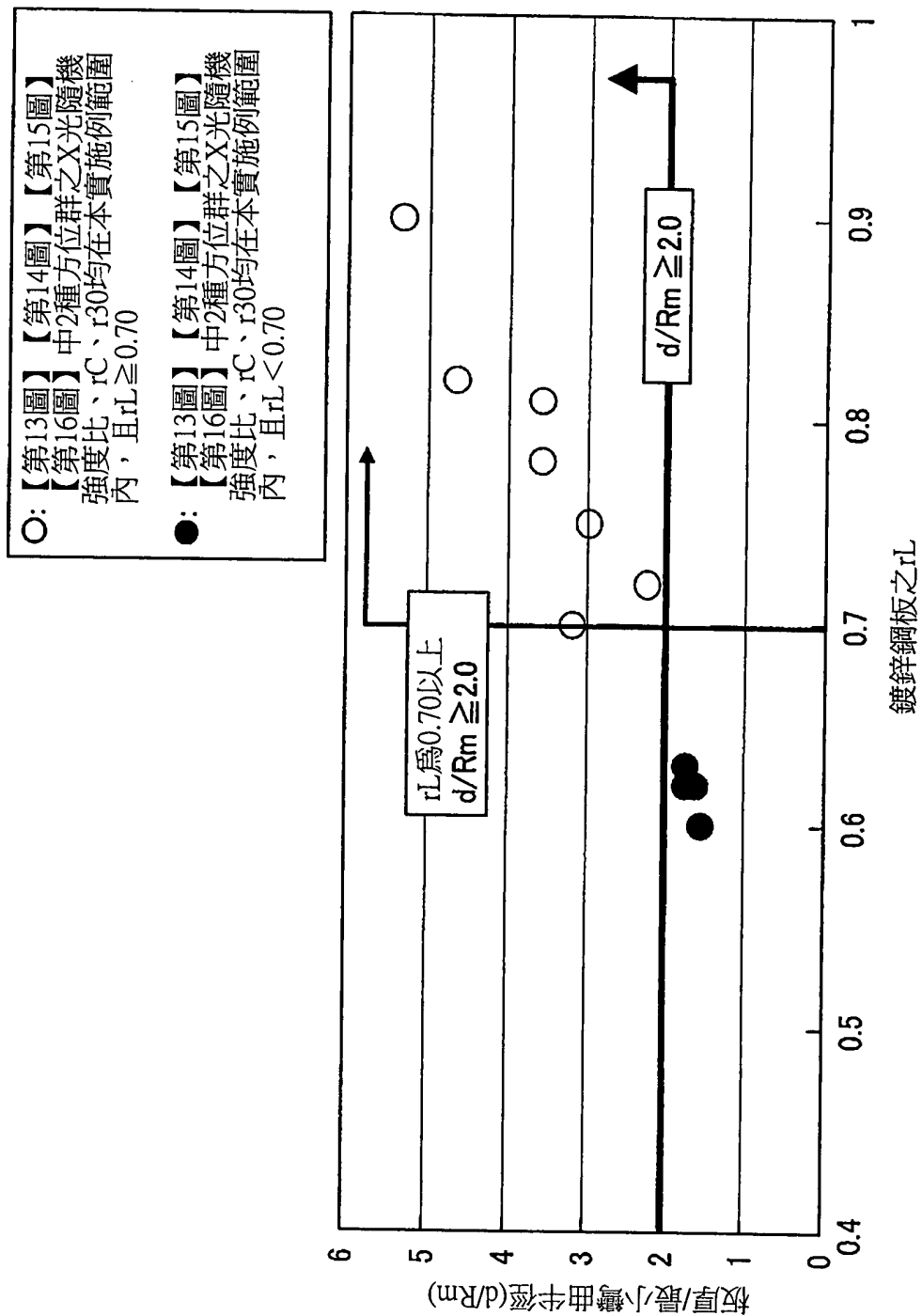
第 14 圖



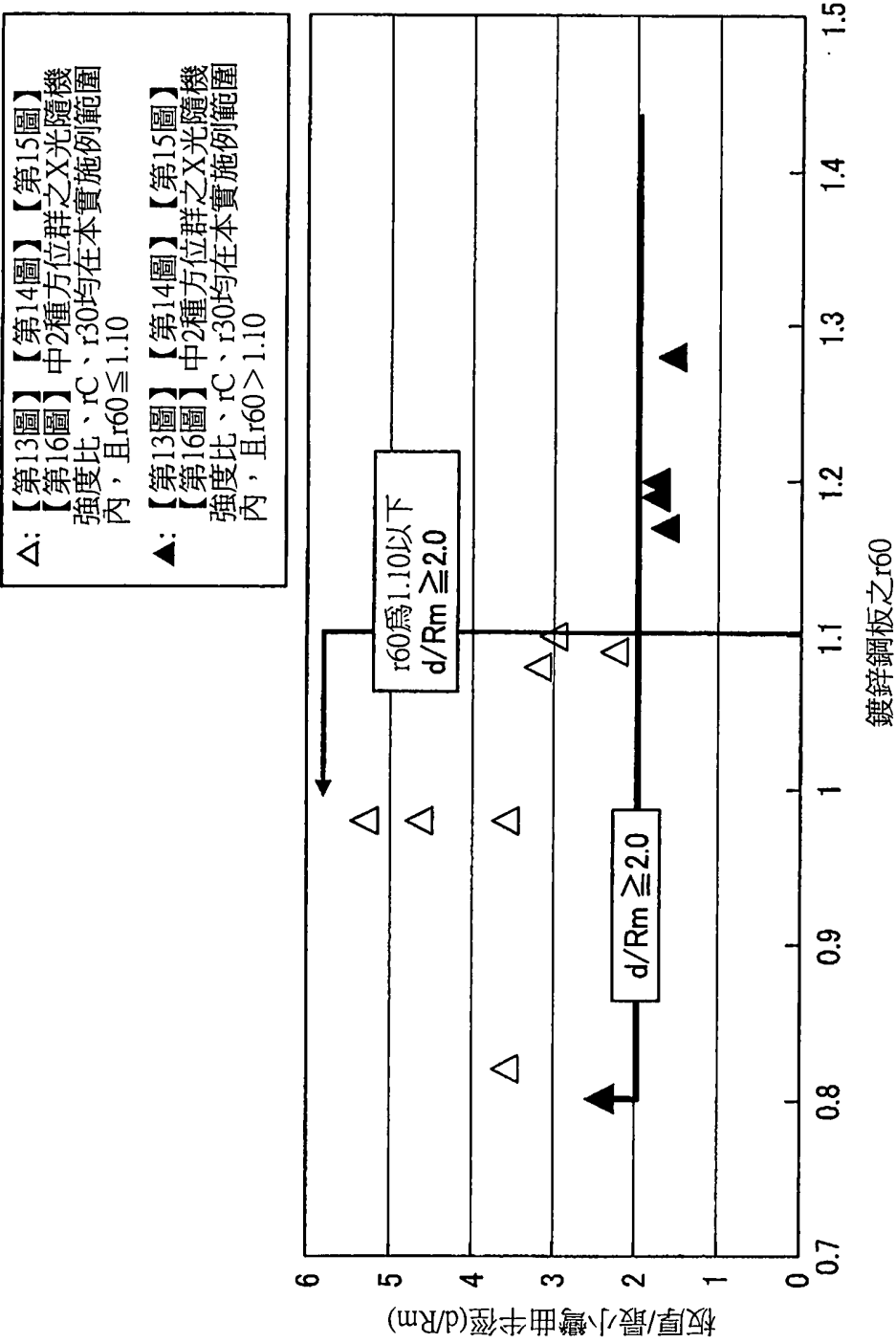
第 15 圖



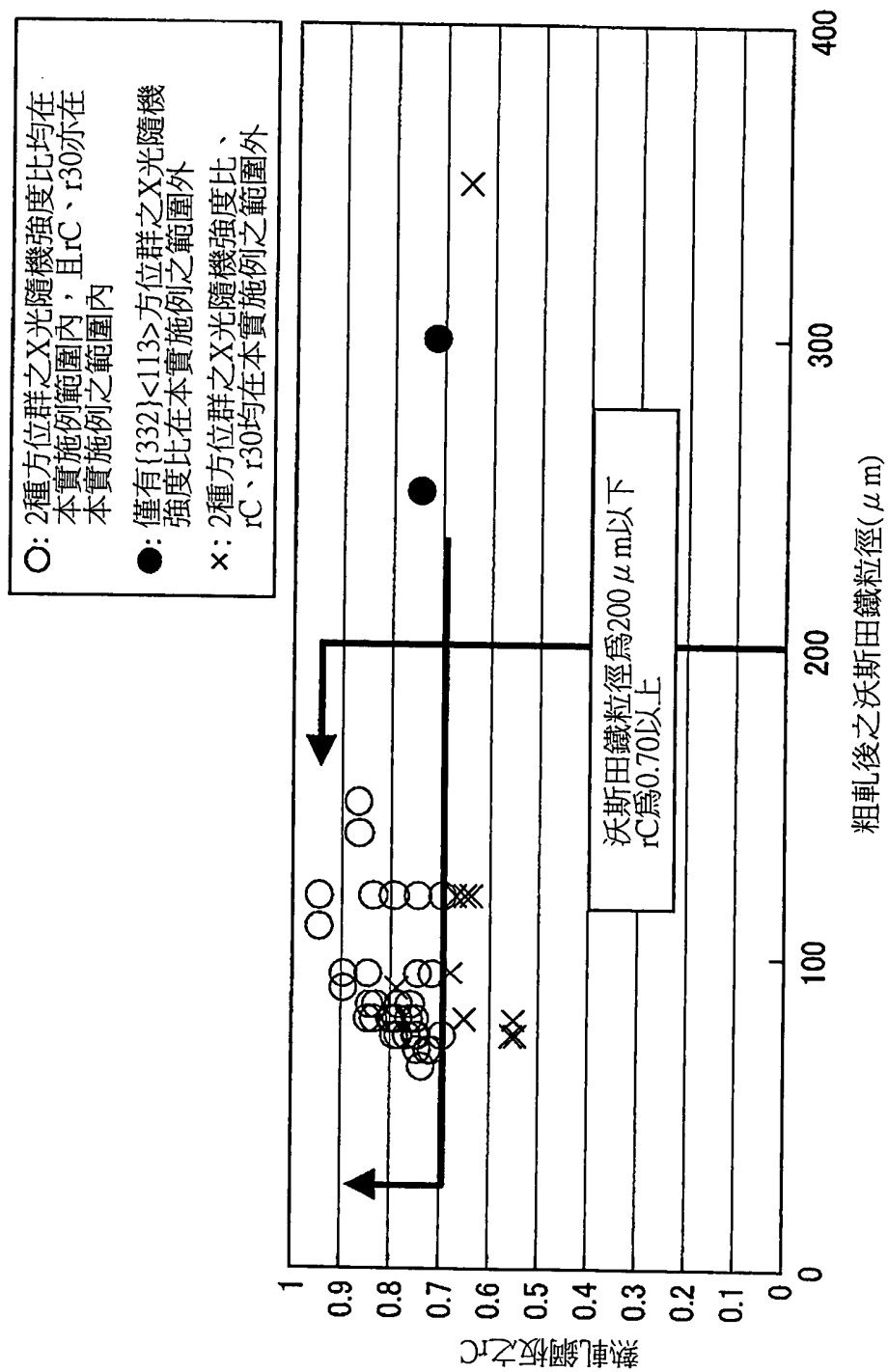
第 16 圖



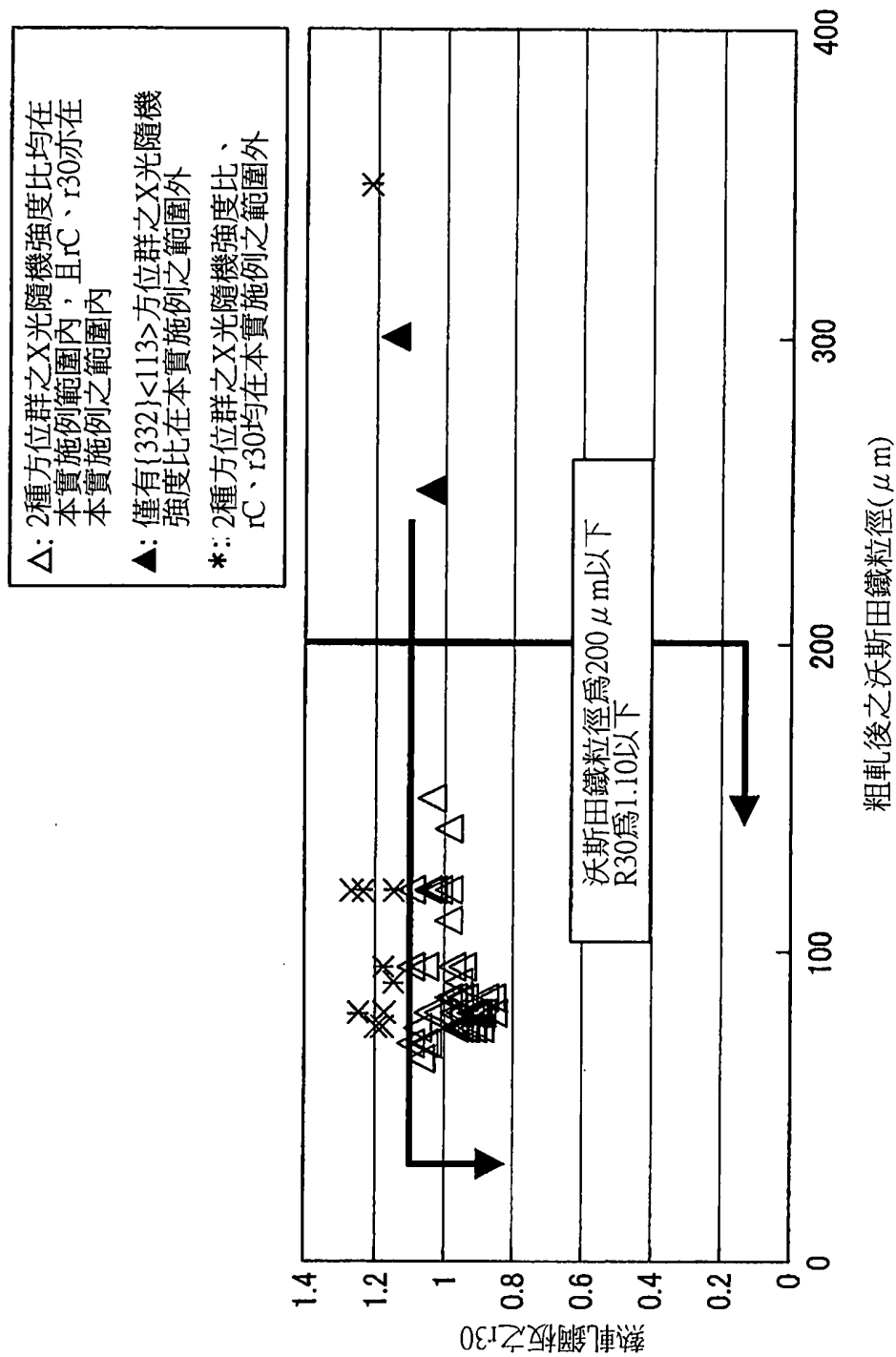
第 17 圖



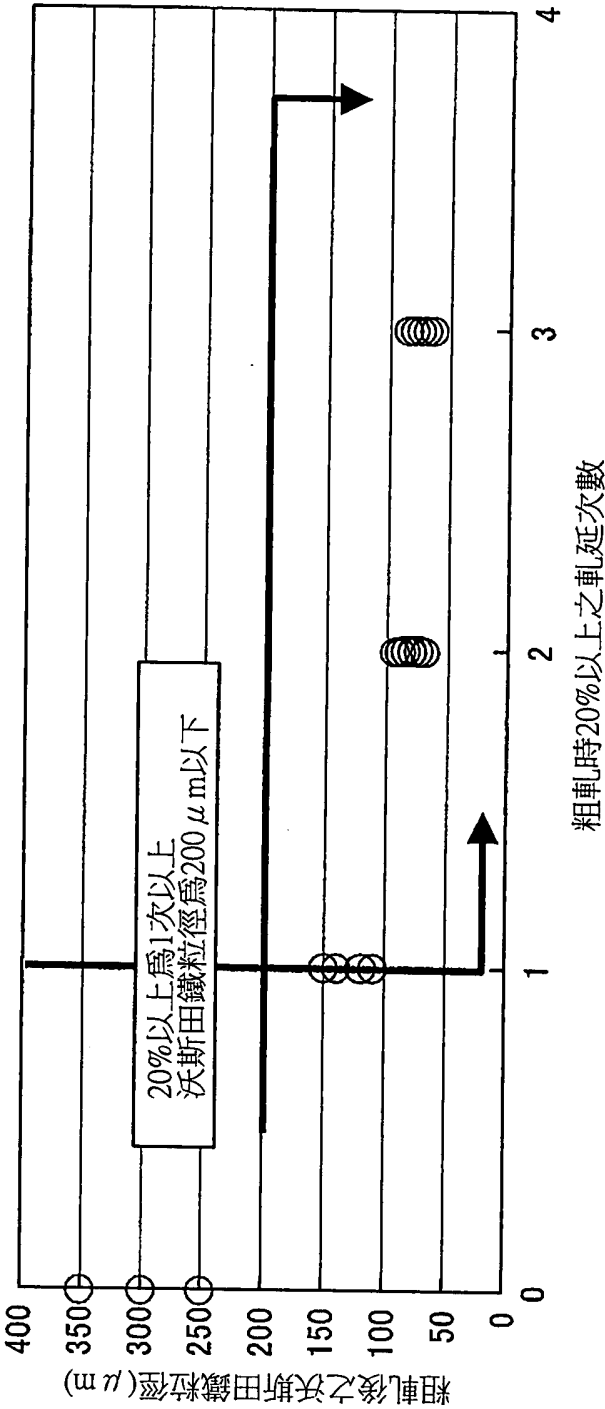
第 18 圖



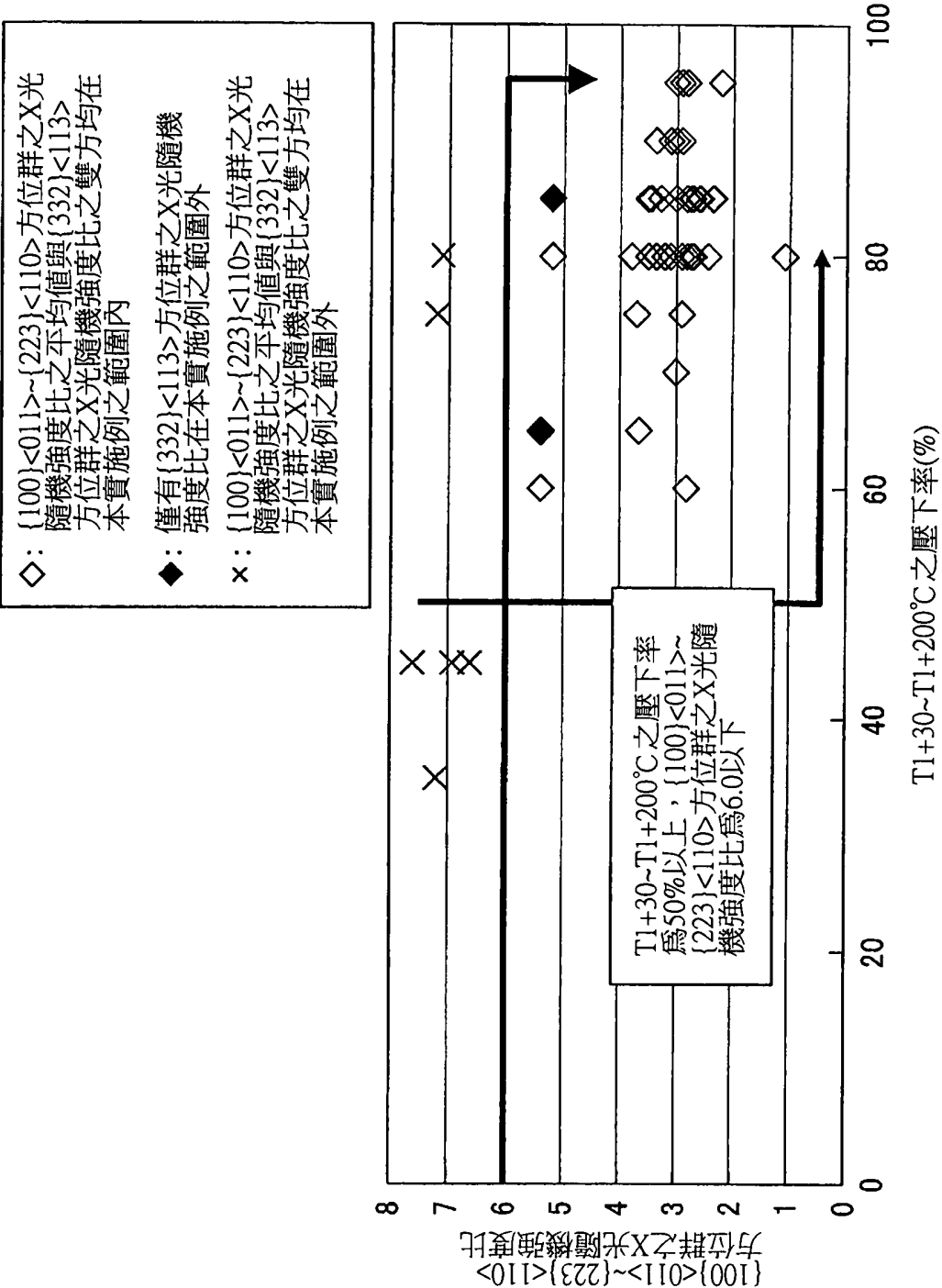
第 19 圖



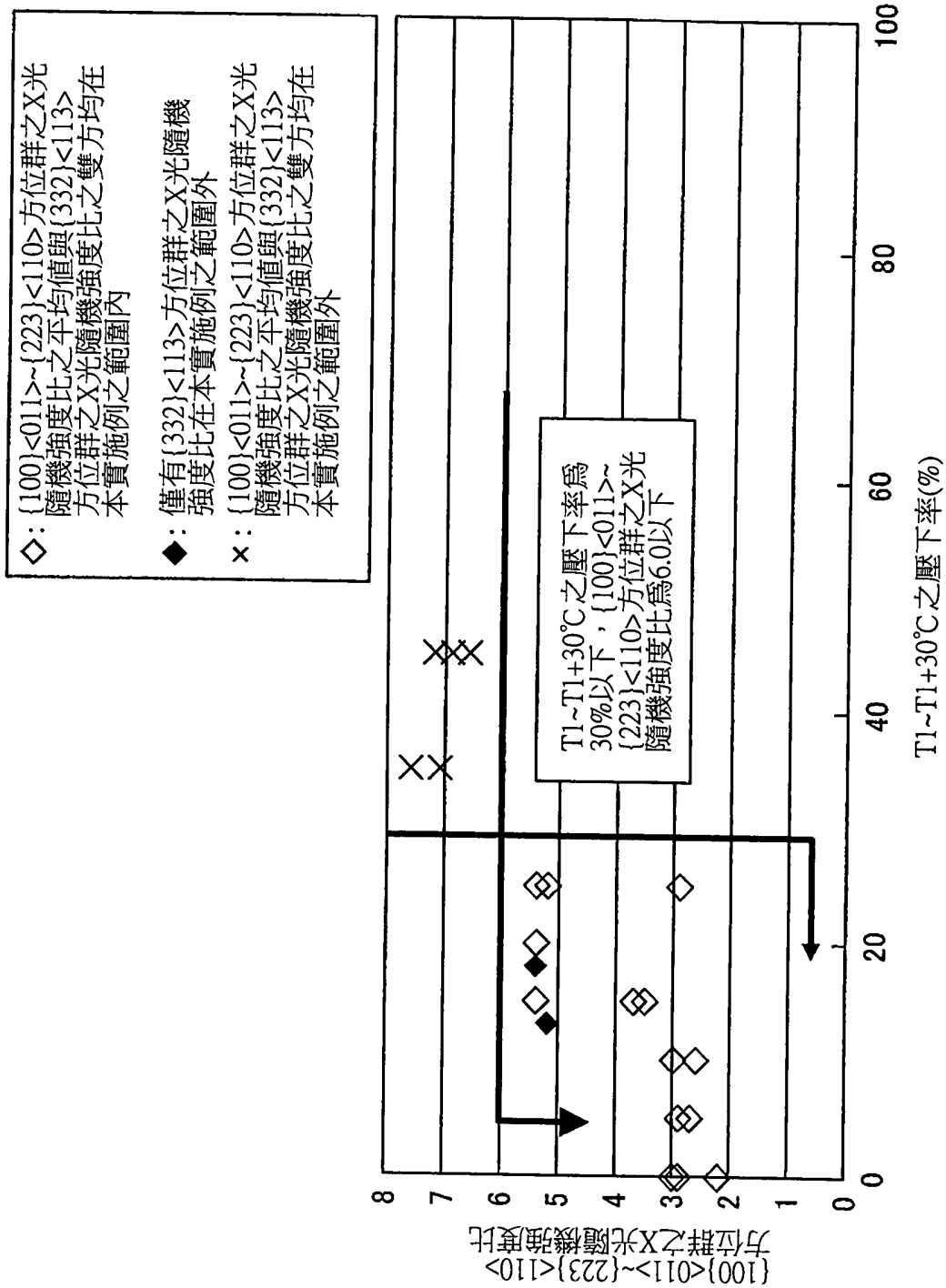
第 20 圖

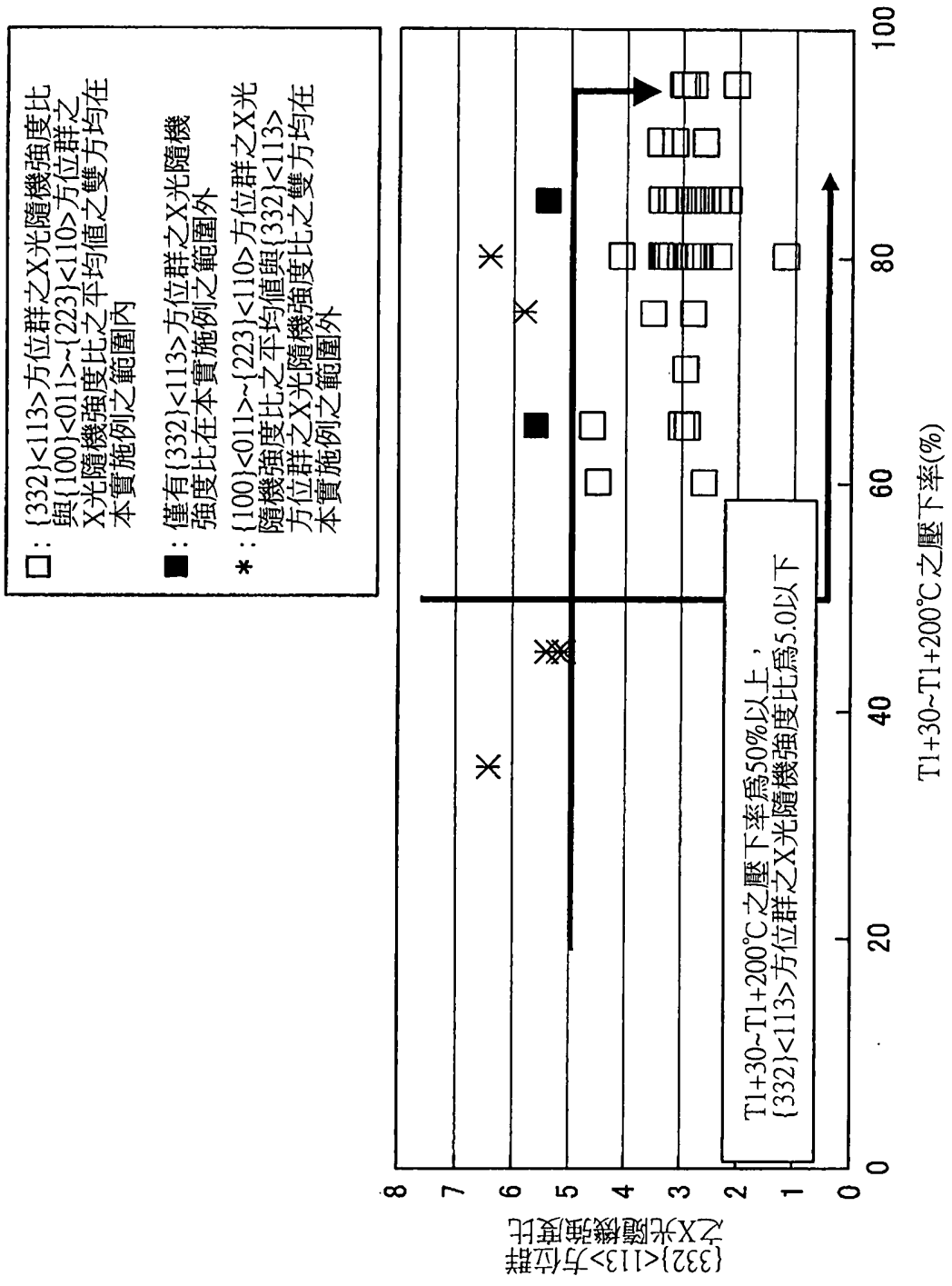


第 21 圖

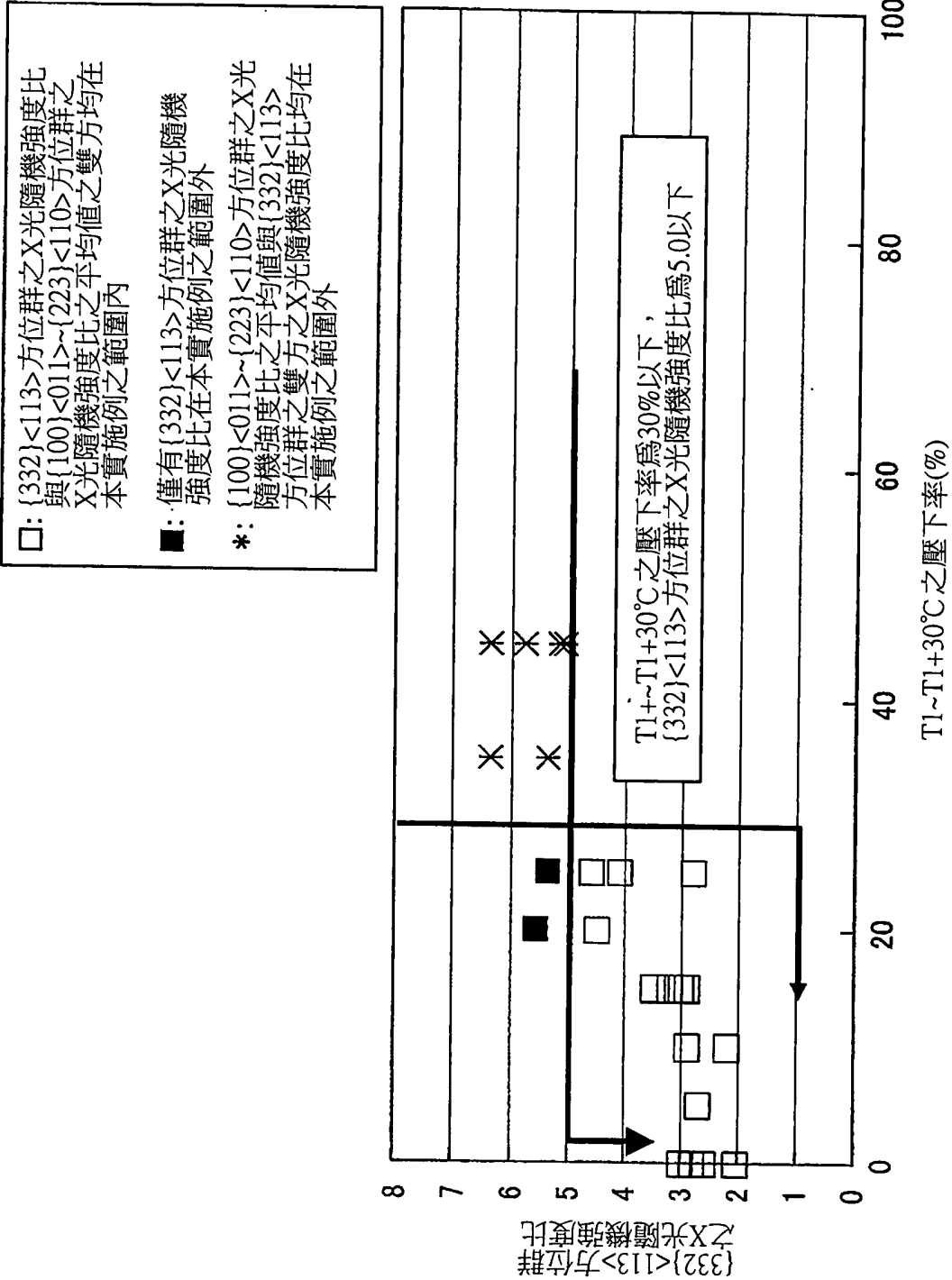


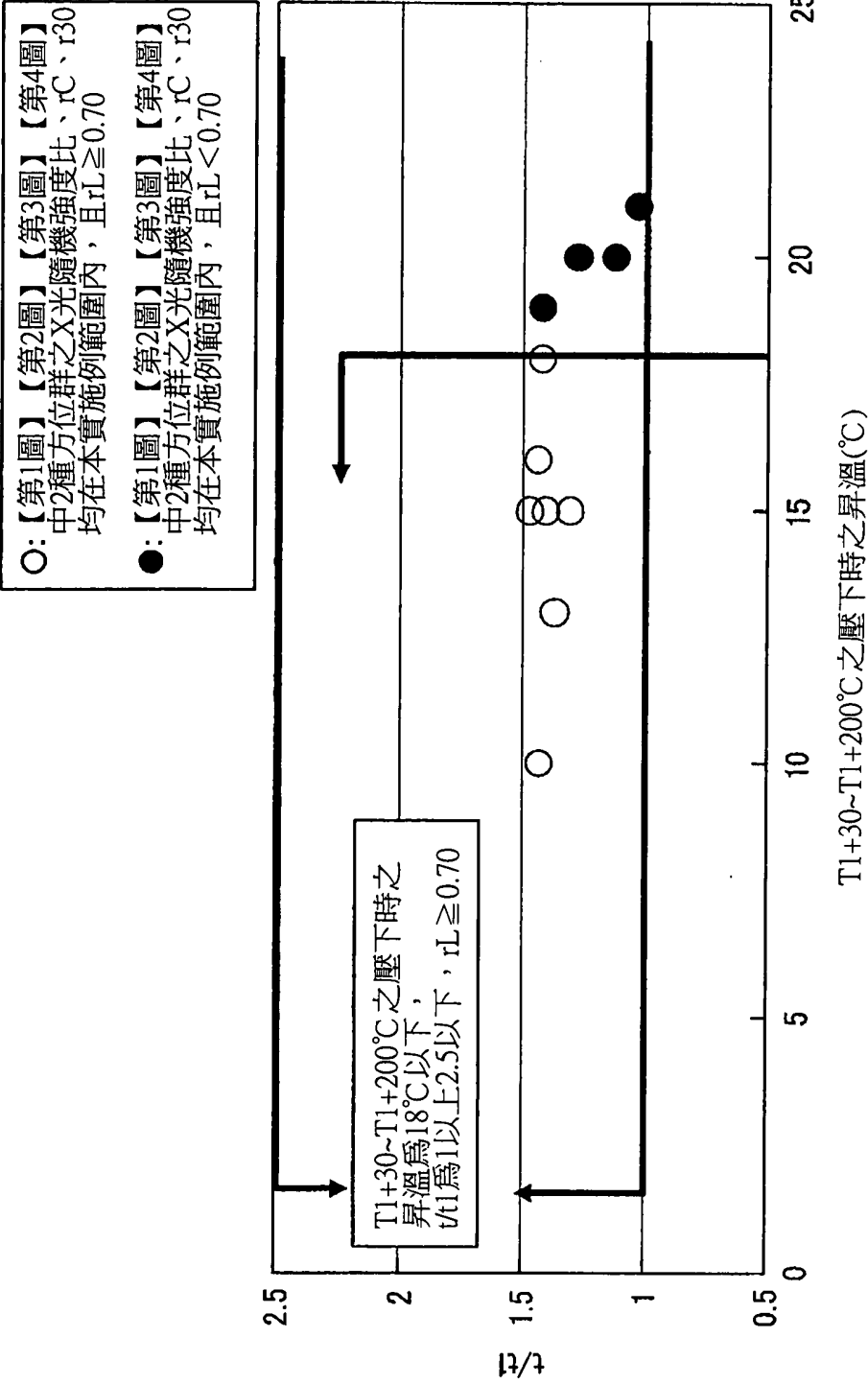
第 22 圖



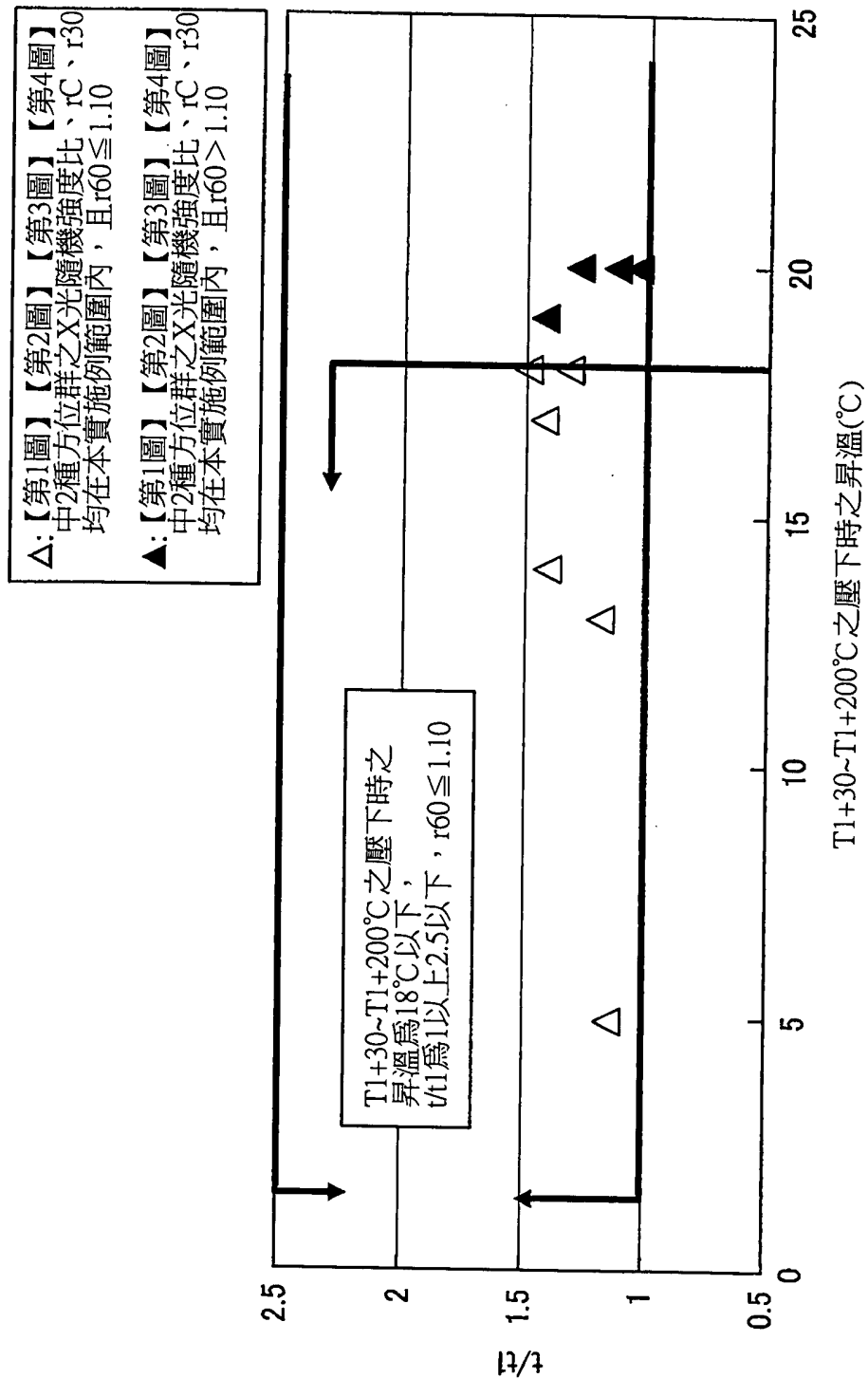


第 24 圖

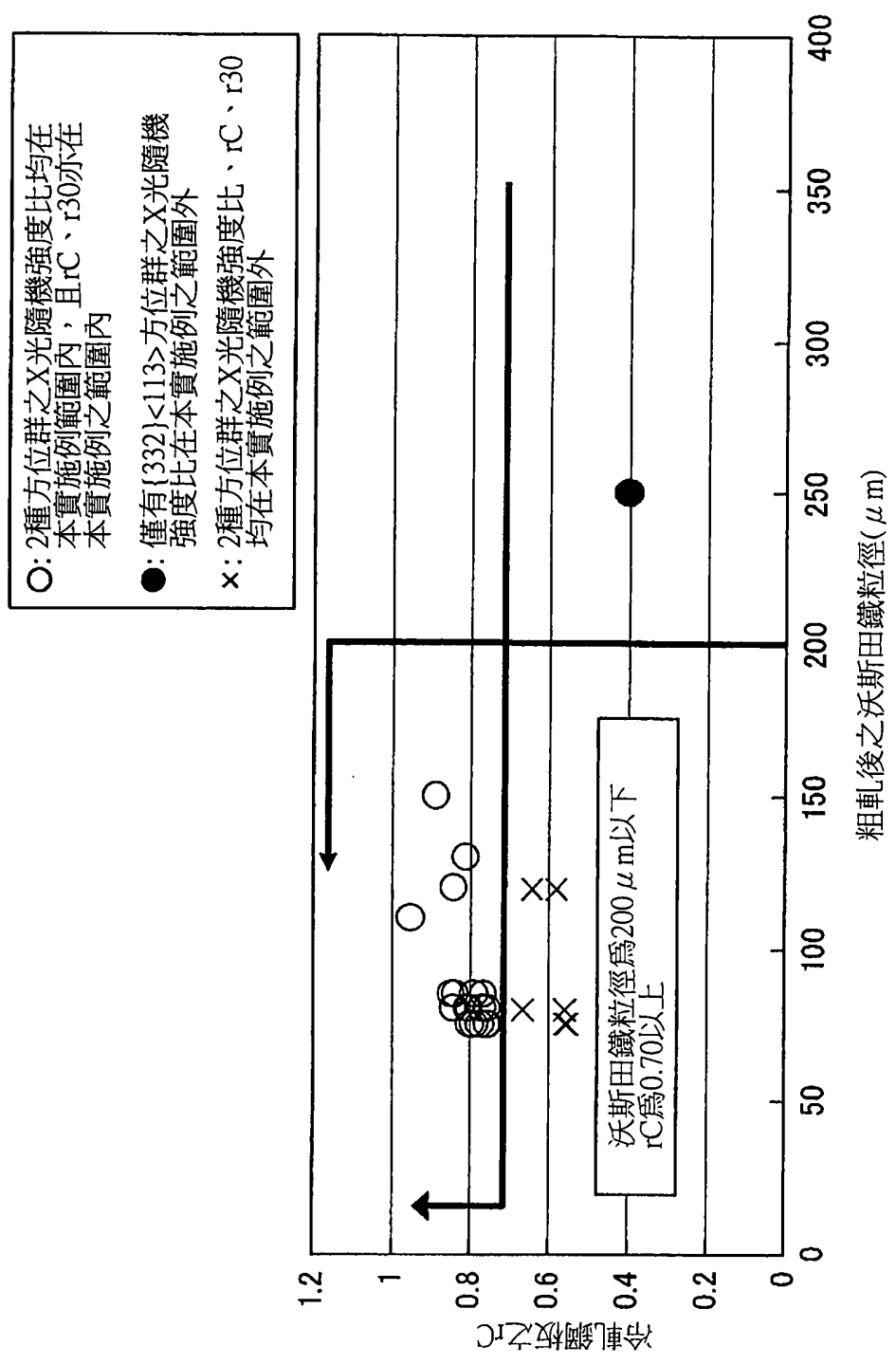




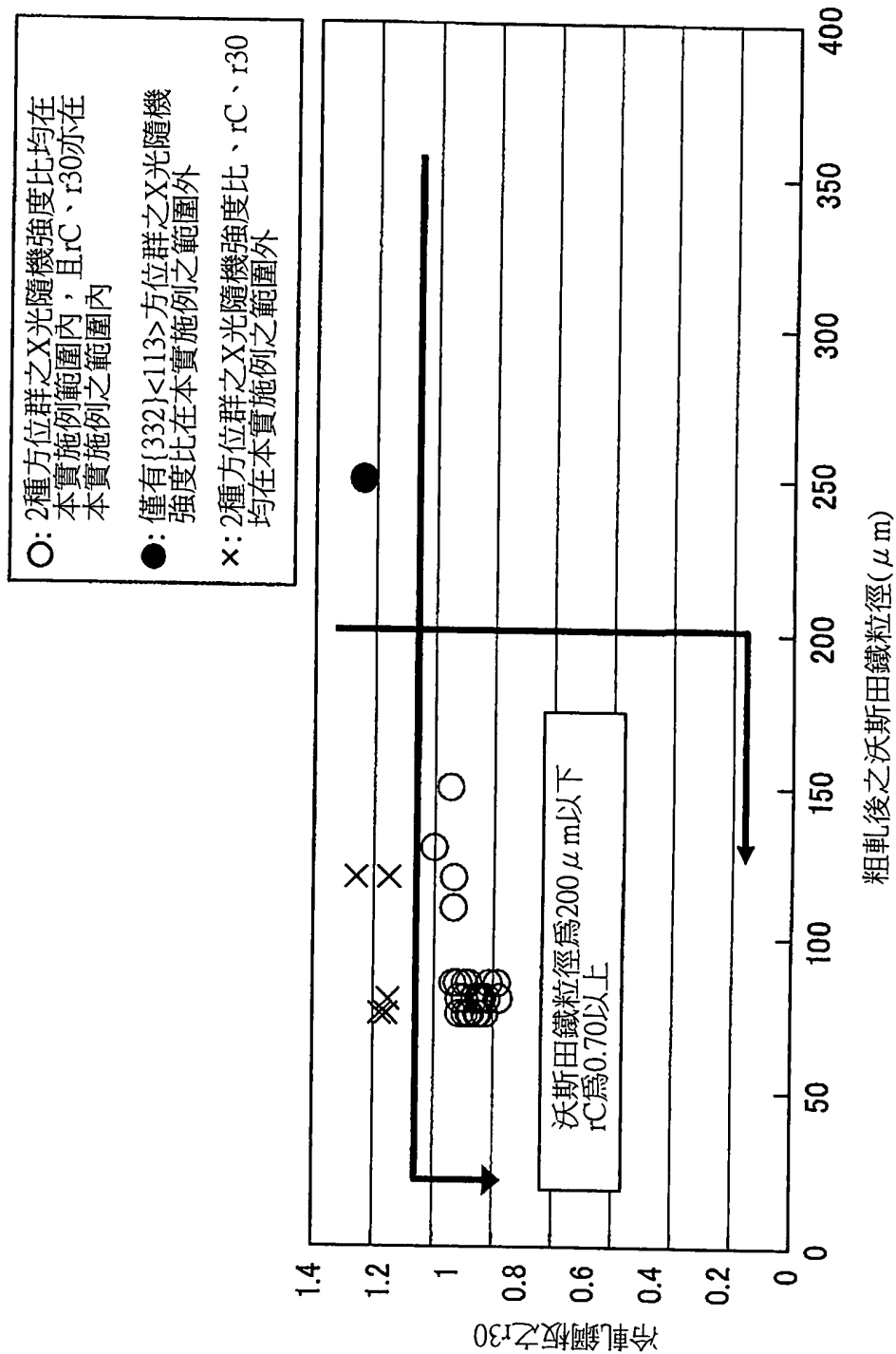
第 26 圖



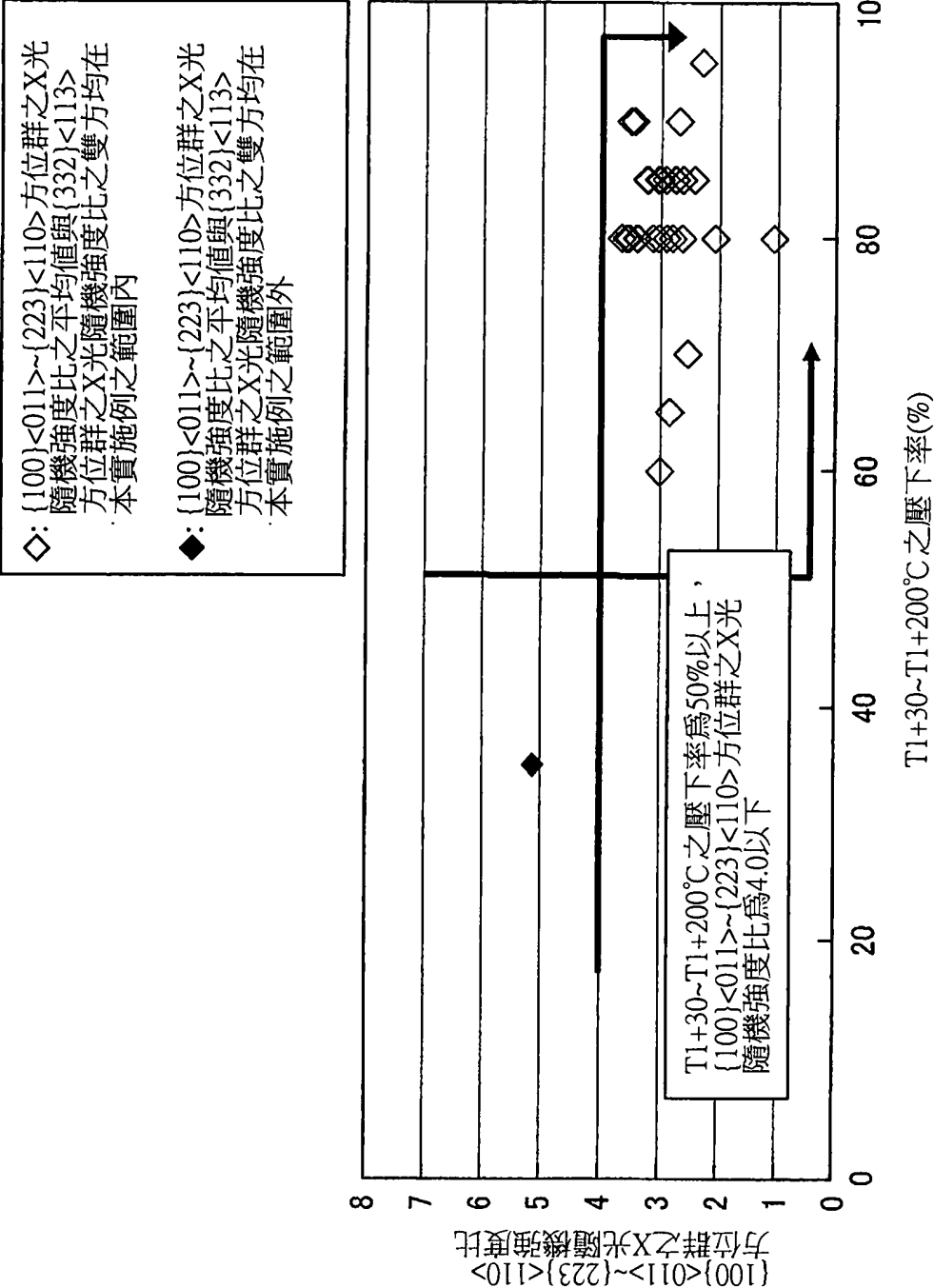
第 27 圖



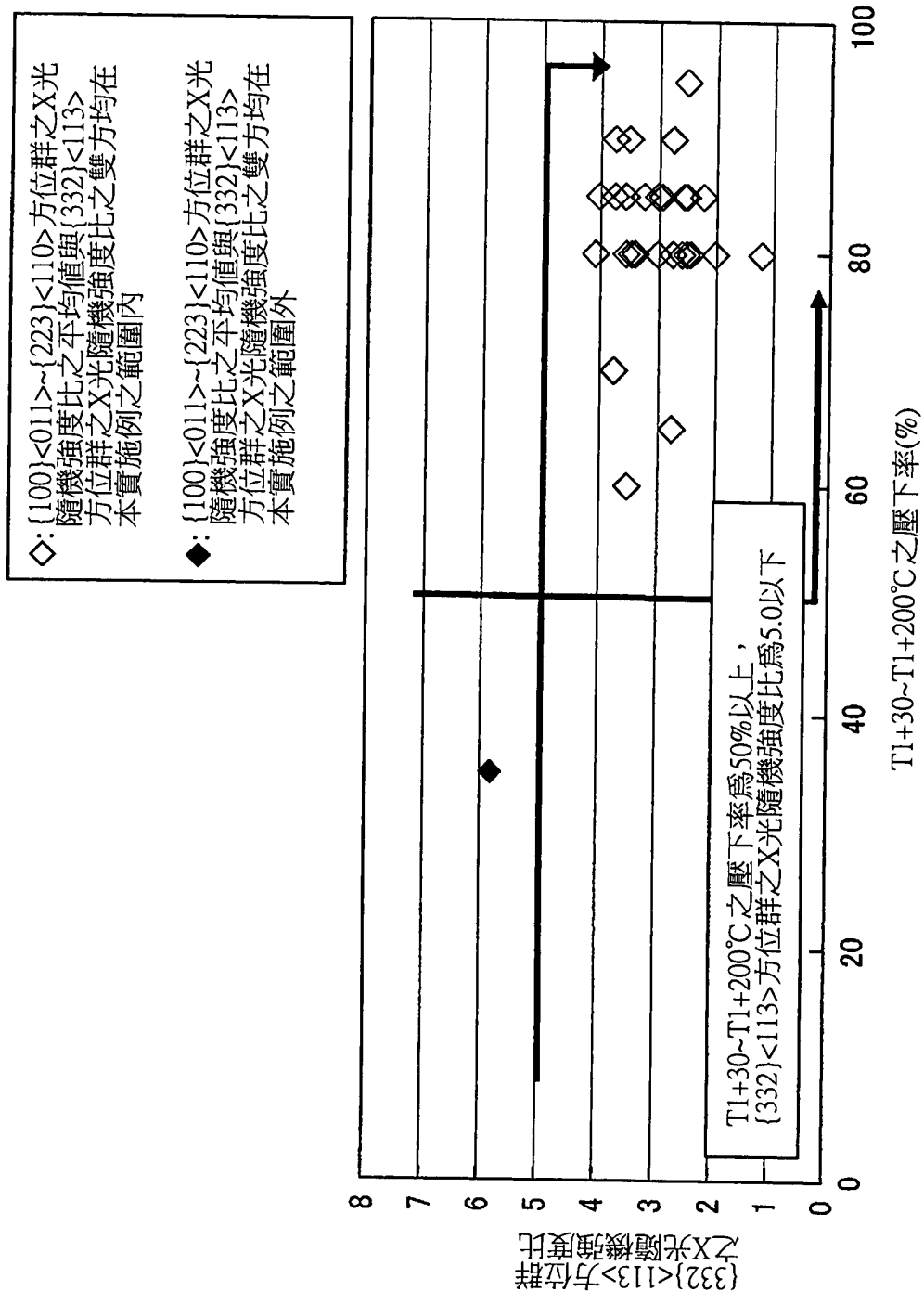
第 28 圖



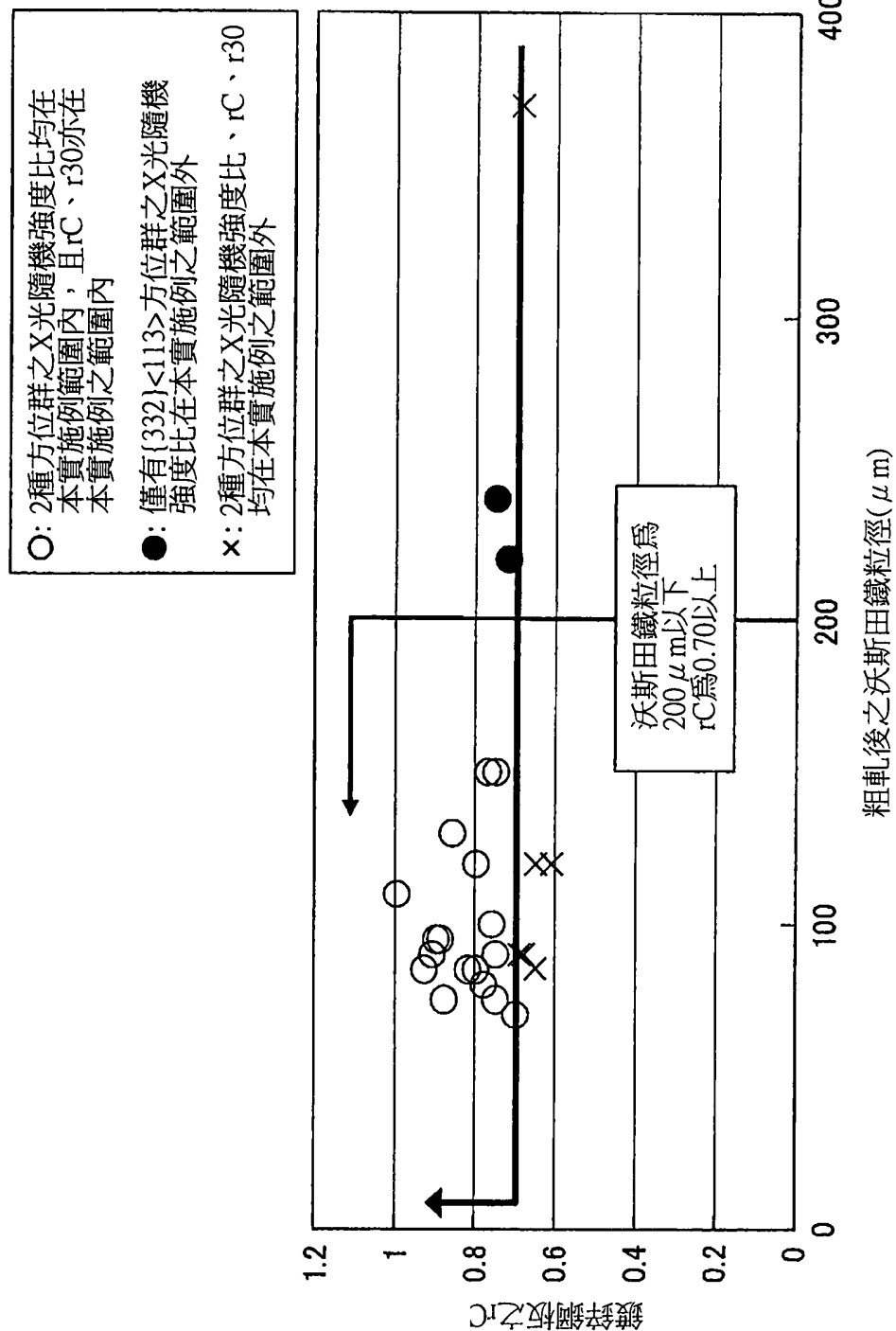
第 29 圖



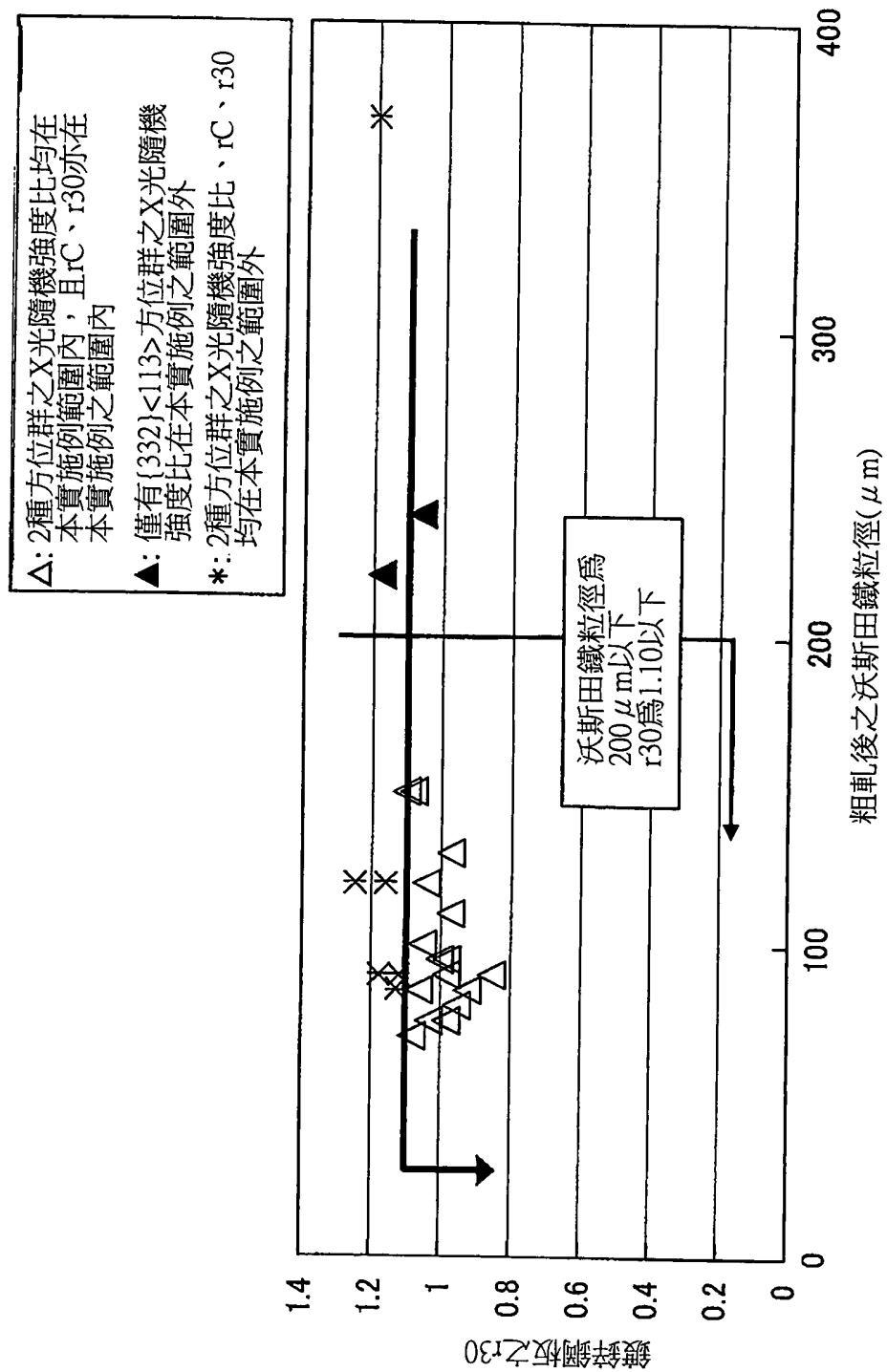
第 30 圖



第 31 圖

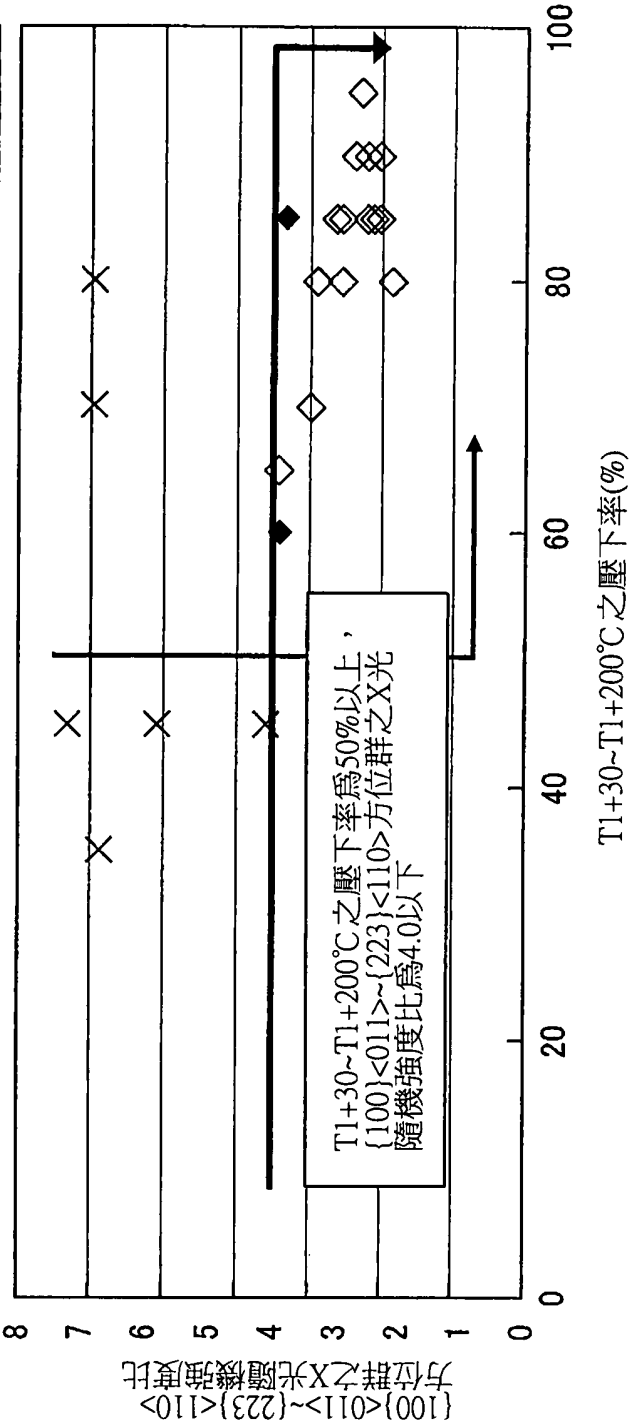


第 32 圖

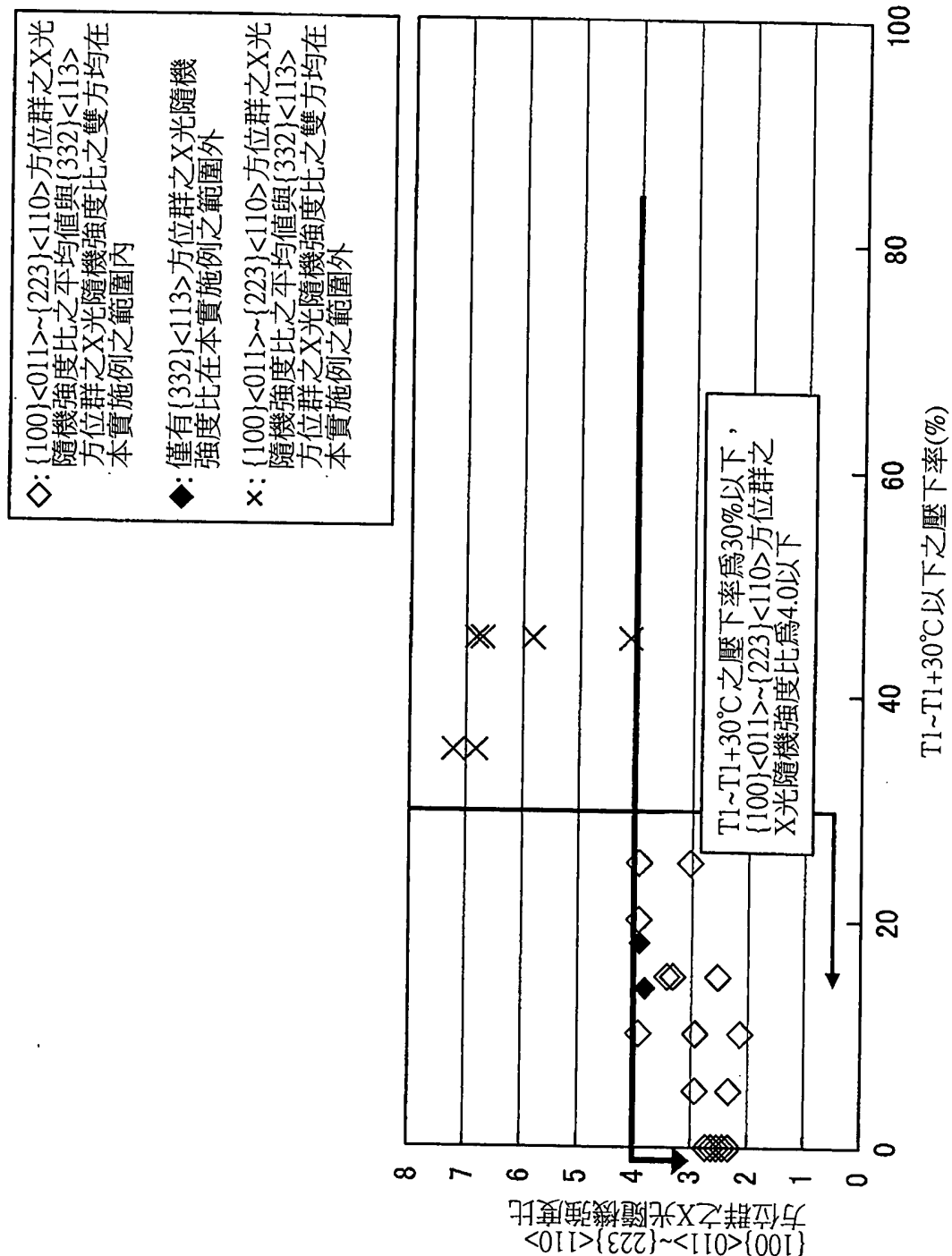


第 33 圖

◇: {100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比之平均值與{332}<113>方位群之X光隨機強度比之雙方均在
本實施例之範圍內
◆: 僅有{332}<113>方位群之X光隨機強度比在本實施例之範圍外
x: {100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比之平均值與{332}<113>方位群之X光隨機強度比之雙方均不在
本實施例之範圍外



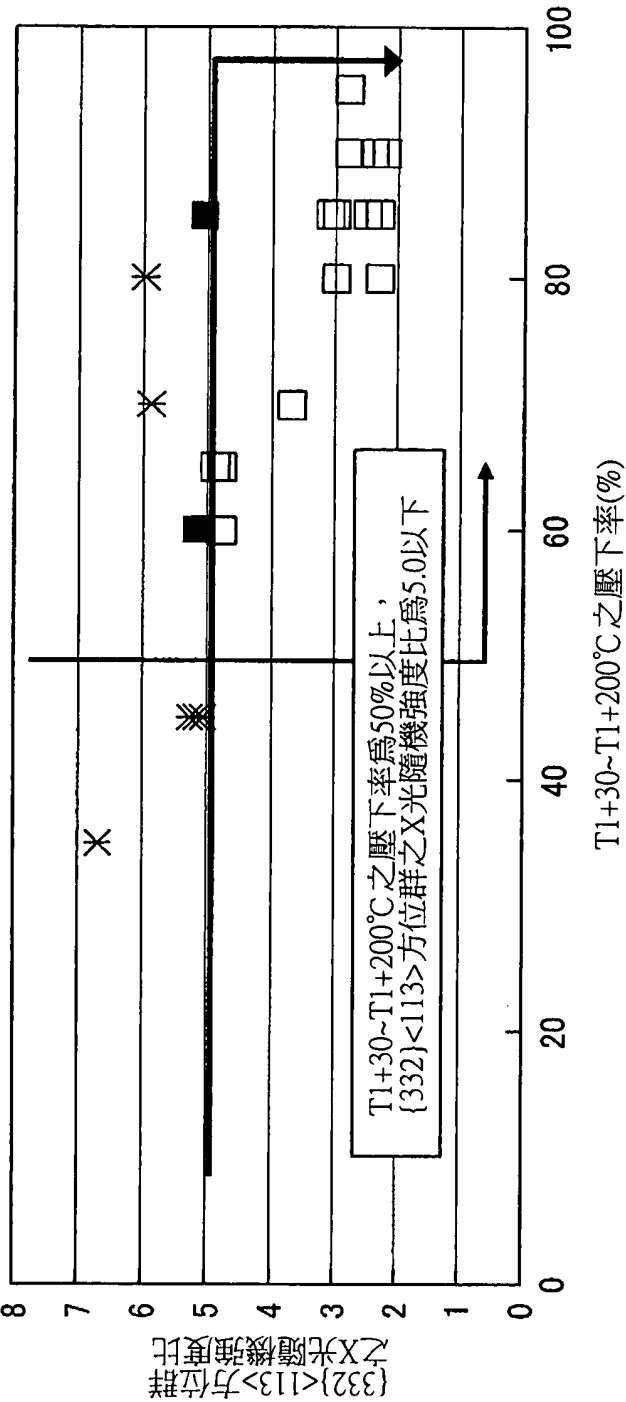
第 34 圖



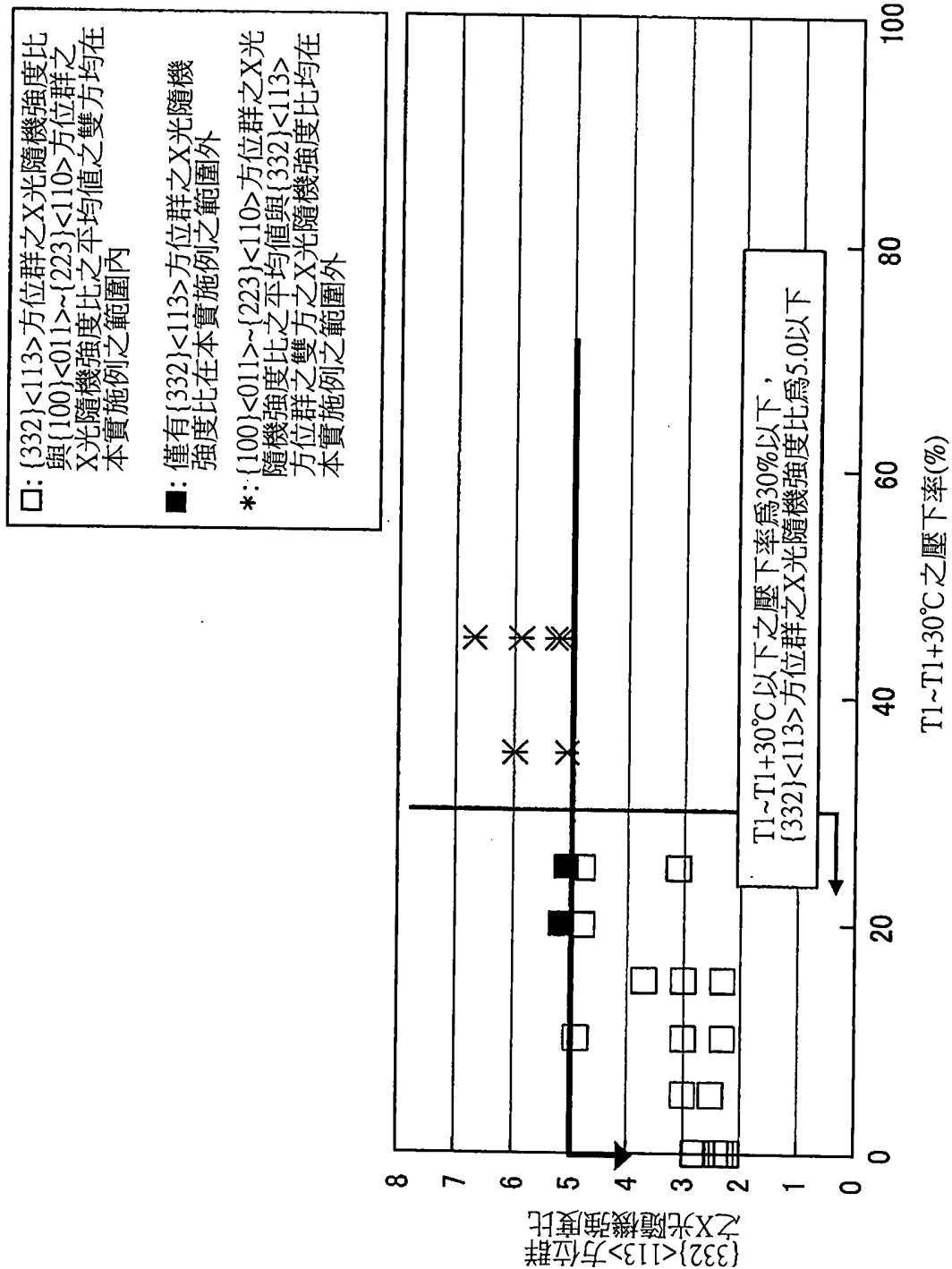
□: {332}<113>方位群之X光隨機強度比與{100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比之平均值之雙方均在
本實施例之範圍內

■: 僅有{332}<113>方位群之X光隨機強度比在本實施例之範圍外

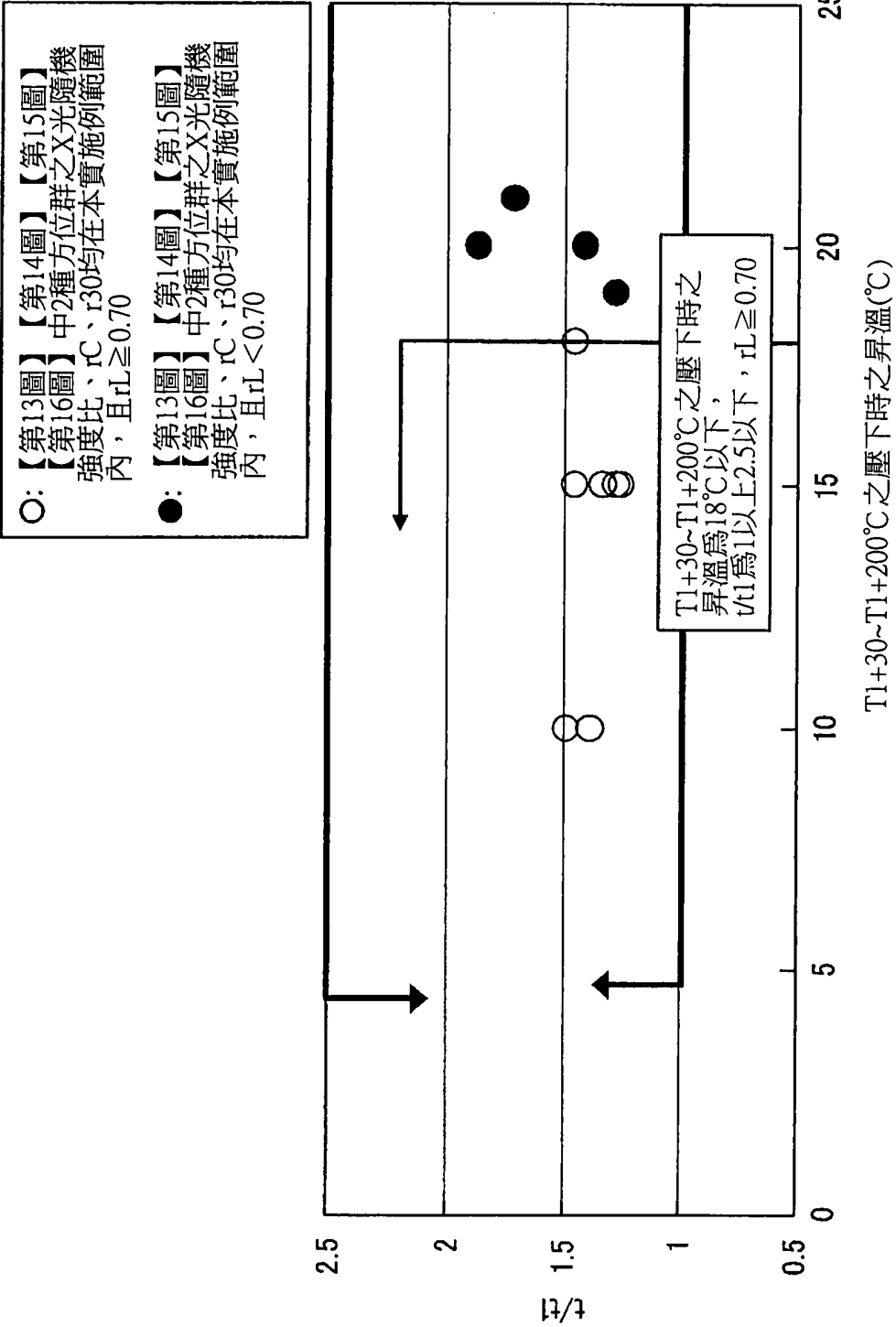
*: {100}<011>~{223}<110>方位群之X光隨機強度比之平均值與{332}<113>方位群之X光隨機強度比之雙方均在
本實施例之範圍外



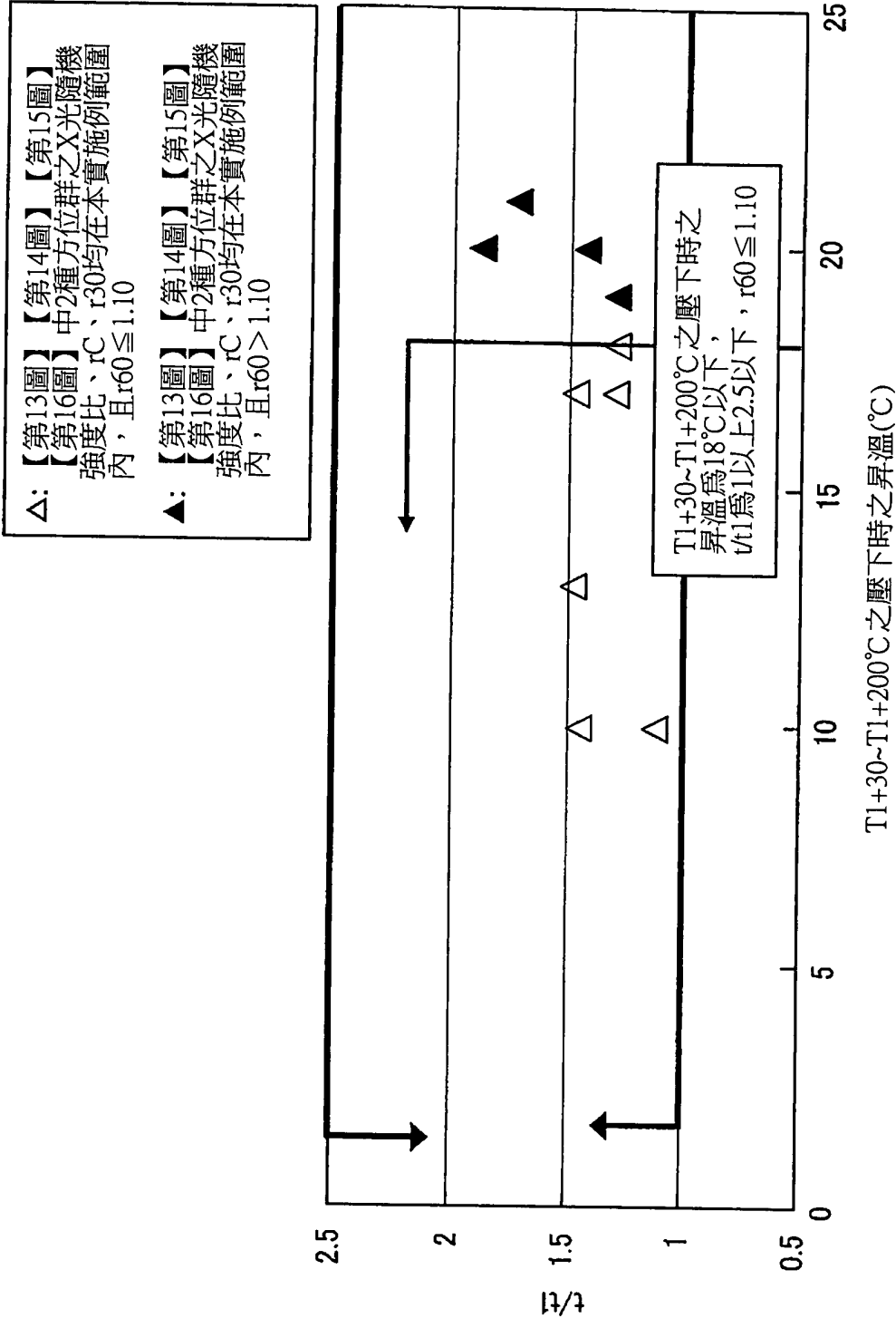
第 36 圖



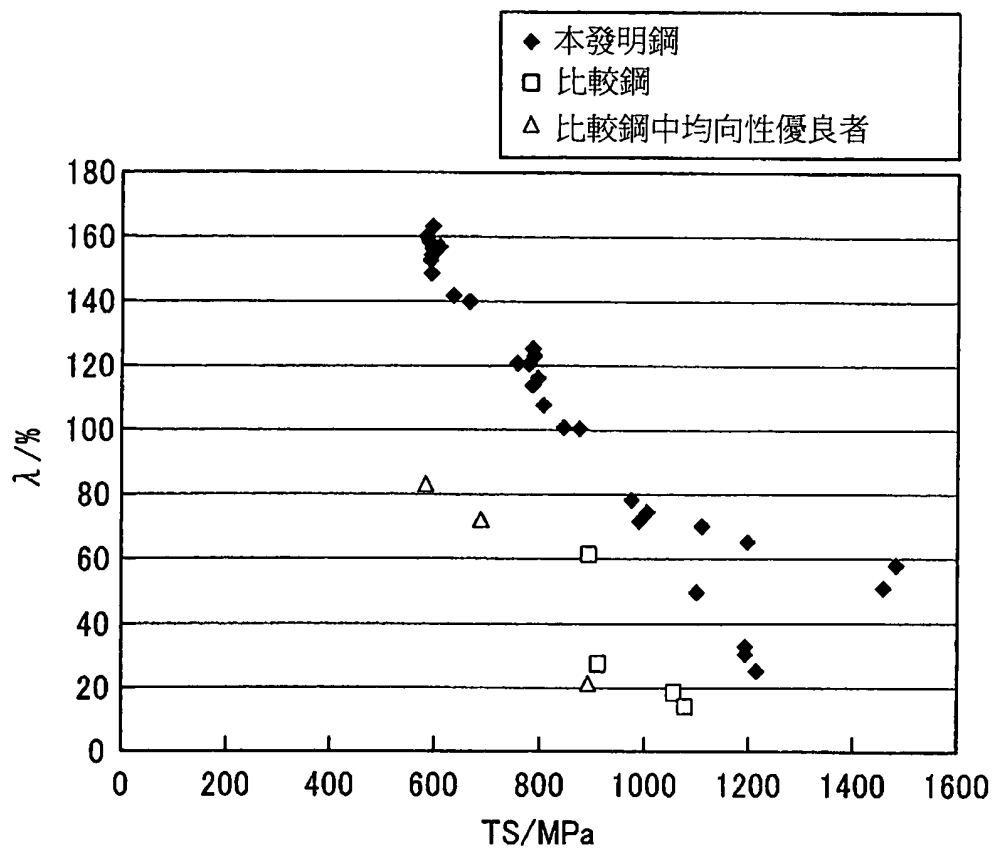
第 37 圖



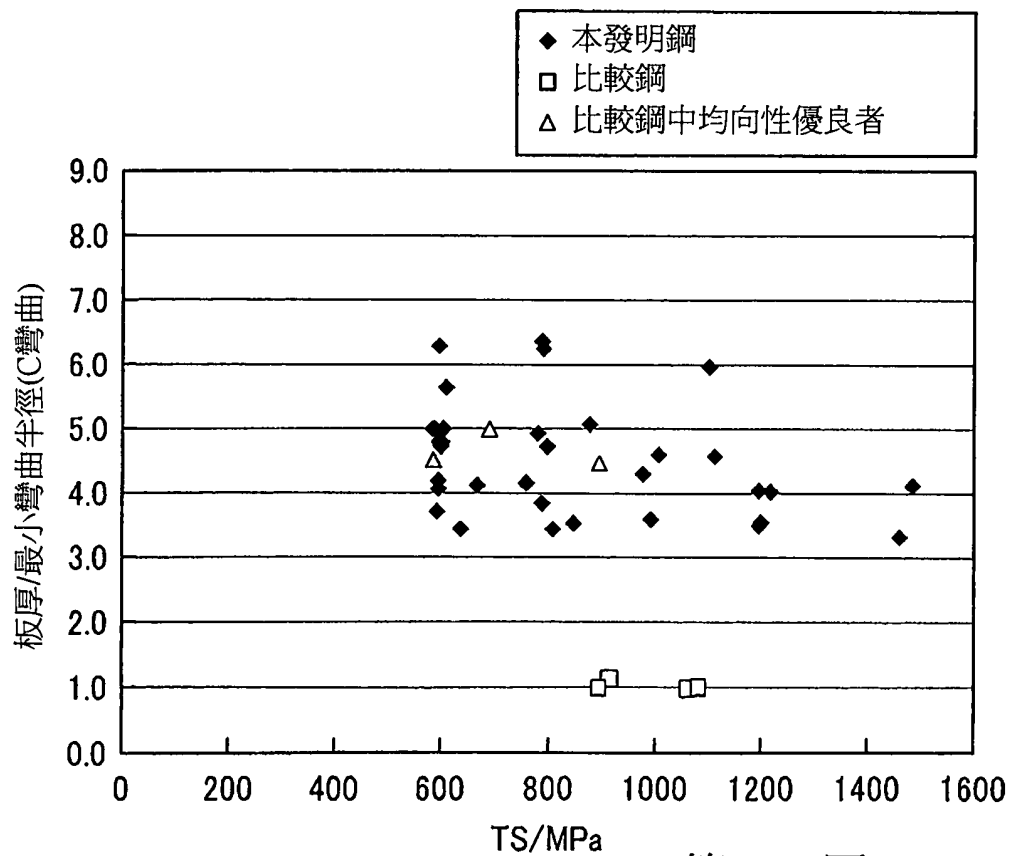
第 38 圖



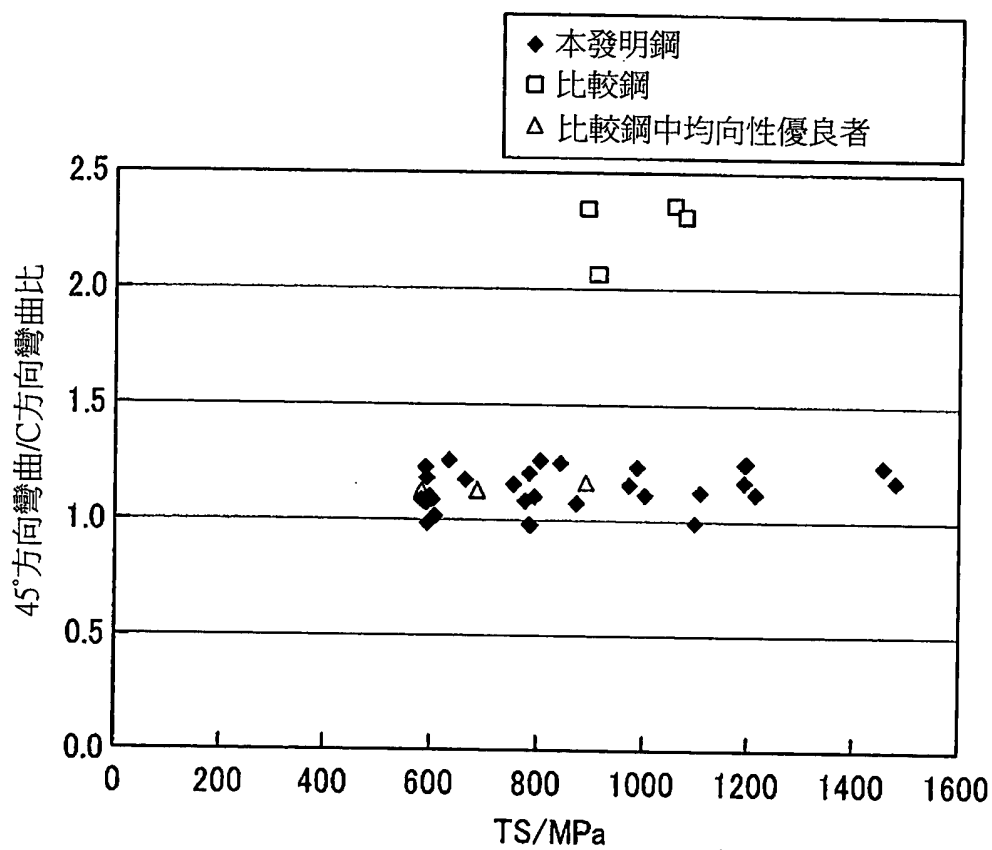
第 39 圖



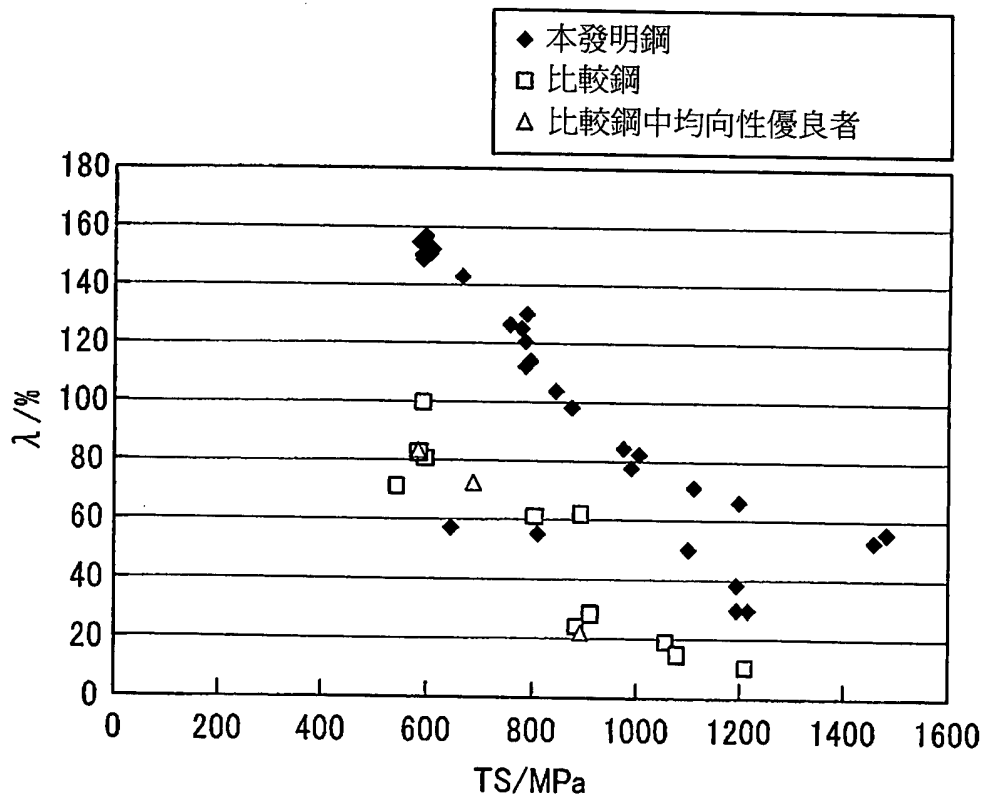
第 40 圖



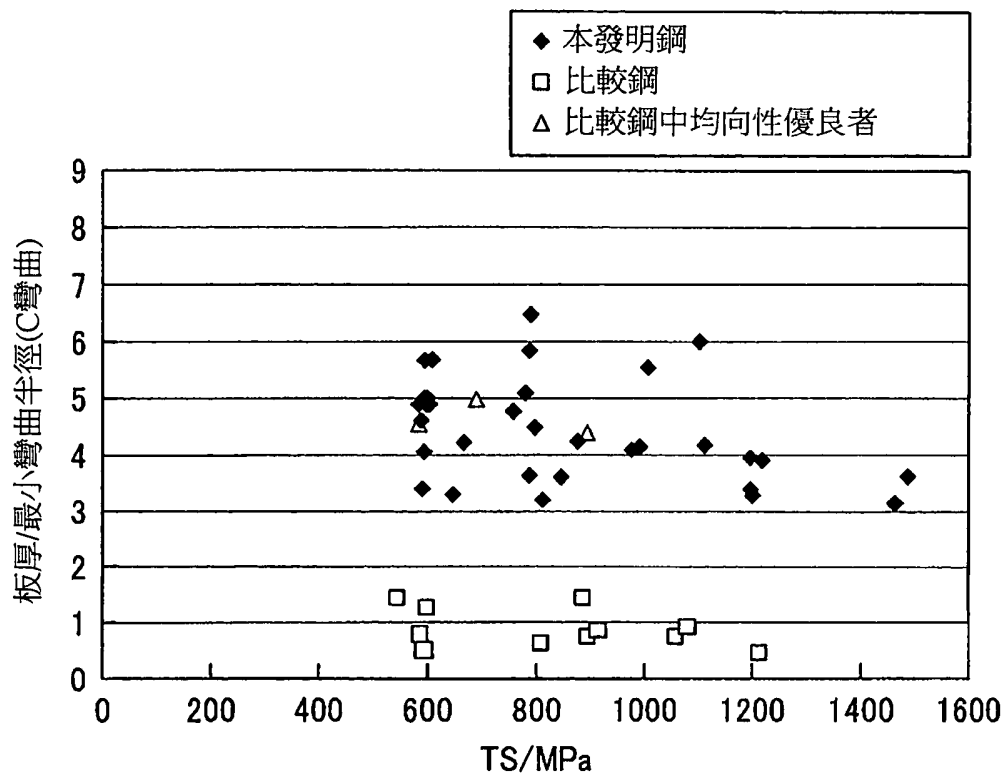
第 41 圖



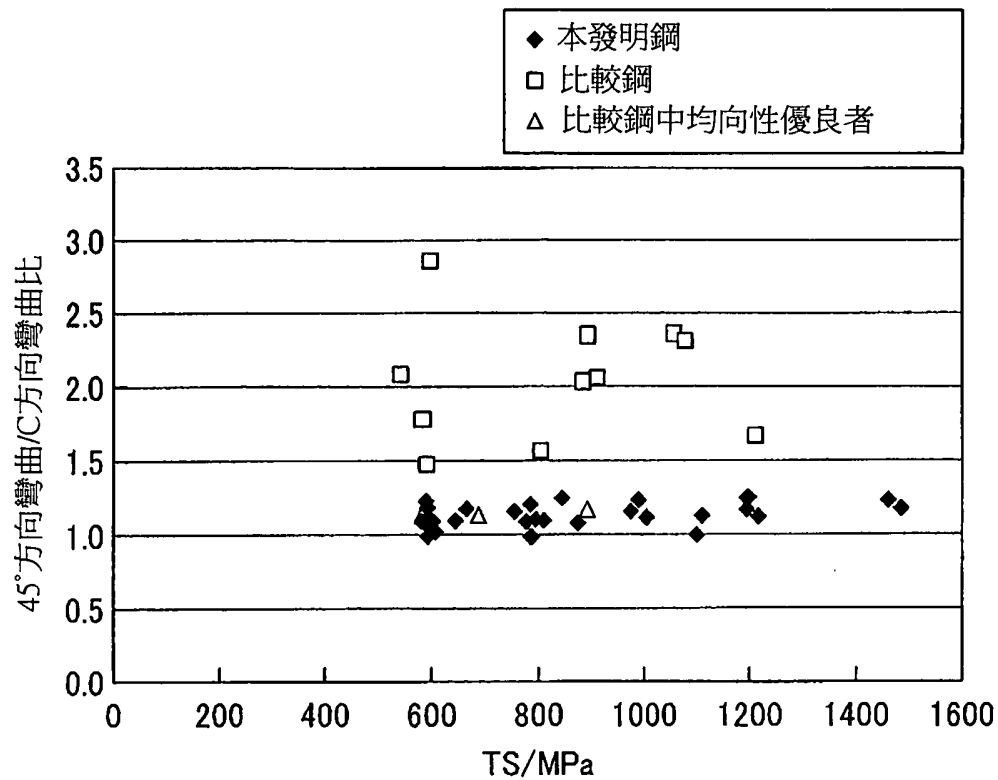
第 42 圖



第 43 圖



第 44 圖



第 45 圖

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第（ 40 ）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：