

# 發明專利說明書

(本申請書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：97108536

※申請日期：97年03月11日

※IPC分類：H01F 1/057 (2006.01)

H01F 7/02 (2006.01)

## 一、發明名稱：

(中) R-T-B系合金及R-T-B系合金之製造方法，R-T-B系稀土類永久磁鐵用微細粉末，R-T-B系稀土類永久磁鐵

(英) R-T-B system alloy, method of preparing R-T-B system alloy, fine powder for R-T-B system rare earth permanent magnet, and R-T-B system rare earth permanent magnet

## 二、申請人：(共 1 人)

1. 姓名：(中) 昭和電工股份有限公司  
(英) SHOWA DENKO K. K.

代表人：(中) 1. 高橋恭平  
(英) 1. TAKAHASHI, KYOHEI

地址：(中) 日本國東京都港區芝大門一丁目一三番九號  
(英) 13-9, Shibadaimon 1-chome, Minato-ku, Tokyo, Japan

國籍：(中英) 日本 JAPAN

## 三、發明人：(共 2 人)

1. 姓名：(中) 中島健一郎  
(英) NAKAJIMA, KENICHIRO

國籍：(中) 日本  
(英) JAPAN

2. 姓名：(中) 長谷川寬  
(英) HASEGAWA, HIROSHI

國籍：(中) 日本  
(英) JAPAN

## 四、聲明事項：

◎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】

# 發明專利說明書

(本申請書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：97108536

※申請日期：97年03月11日

※IPC分類：H01F 1/057 (2006.01)

H01F 7/02 (2006.01)

## 一、發明名稱：

(中) R-T-B系合金及R-T-B系合金之製造方法，R-T-B系稀土類永久磁鐵用微細粉末，R-T-B系稀土類永久磁鐵

(英) R-T-B system alloy, method of preparing R-T-B system alloy, fine powder for R-T-B system rare earth permanent magnet, and R-T-B system rare earth permanent magnet

## 二、申請人：(共 1 人)

1. 姓名：(中) 昭和電工股份有限公司  
(英) SHOWA DENKO K. K.

代表人：(中) 1. 高橋恭平  
(英) 1. TAKAHASHI, KYOHEI

地址：(中) 日本國東京都港區芝大門一丁目一三番九號  
(英) 13-9, Shibadaimon 1-chome, Minato-ku, Tokyo, Japan

國籍：(中英) 日本 JAPAN

## 三、發明人：(共 2 人)

1. 姓名：(中) 中島健一郎  
(英) NAKAJIMA, KENICHIRO

國籍：(中) 日本  
(英) JAPAN

2. 姓名：(中) 長谷川寬  
(英) HASEGAWA, HIROSHI

國籍：(中) 日本  
(英) JAPAN

## 四、聲明事項：

◎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】

200903533

769437

1. 日本

; 2007/03/22 ; 2007-075050 有主張優先權

## 九、發明說明

### 【發明所屬之技術領域】

本發明係關於 R-T-B 系合金及 R-T-B 系合金之製造方法，R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，R-T-B 系稀土類永久磁鐵，尤其係關於可得到保磁力優異之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之 R-T-B 系合金及 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末者。

本申請書係基於 2007 年 3 月 22 日，於日本所申請之特願 2007-075050 號，主張優先權，在此引用該內容。

### 【先前技術】

R-T-B 系磁鐵係因其高特性，所以使用於 HD（硬碟）、MRI（磁振造影法）、各種馬達等。近年，因為 R-T-B 系磁鐵之耐熱性提升，以及對省能源的需求升高，所以包含汽車之馬達用途比率上升。R-T-B 系磁鐵係因主要成份為 Nd、Fe、B，所以總稱為 Nd-Fe-B 系、或 R-T-B 系磁鐵。R-T-B 系磁鐵之 R 係將部份 Nd 以 Pr、Dy、Tb 等之其他稀土類元素取代者等。T 係將部份 Fe，以 Co、Ni 等之其他過渡金屬取代者。B 係硼，部份可以 C 或 N 取代。

成為 R-T-B 系磁鐵之 R-T-B 系合金係由賦予磁化作用之磁性相之  $R_2T_{14}B$  相所形成之主相，與非磁性之濃縮稀土類元素之低融點之 R 豐富相共存之合金。因為 R-T-B 系合金係活性金屬，所以一般於真空或惰性氣體中進行溶解或鑄造。另外，由所鑄造之 R-T-B 系合金塊，依粉末冶金

法，製作煨燒磁鐵，粉碎合金塊成平均粒徑為  $5\ \mu\text{m}$  ( $d_{50}$ ：由雷射繞射式粒度分布計測定) 程度，成為合金粉末後，於磁場中加壓成形，於燒結爐以約  $1000\sim 1100\text{ }^\circ\text{C}$  之高溫燒結，之後，因應需要，進行熱處理、機械加工，另外，一般為更提升耐蝕性，施以電鍍，形成燒結磁鐵。

關於 R-T-B 系燒結磁鐵，R 豐富相係擔任如下述之重要角色。

(1) 融點低，燒結時成液相，幫助磁鐵之高密度化，因此提升磁化。

(2) 使粒界凹凸消失，減少逆磁區之新創生區，提高保磁力。

(3) 將主相磁性絕緣，增加保磁力。

因此，已成形磁鐵中之 R 豐富相之分散狀態差時，局部燒結不佳，導致磁性降低。因此，R 豐富相均勻地分散於已成形之磁鐵中係重要的。R-T-B 系燒結磁鐵之 R 豐富相分布受到原料 R-T-B 系合金組織之影響大。

另外，作為鑄造 R-T-B 系合金發生的問題，可舉例如於所鑄造之合金中，發生  $\alpha\text{-Fe}$ 。 $\alpha\text{-Fe}$  係具有變形能力，不粉碎而殘留於粉碎機中。因此， $\alpha\text{-Fe}$  不僅使粉碎合金時之粉碎效率降低，亦對粉碎前後之組成改變、粒度分布造成影響。另外， $\alpha\text{-Fe}$  於燒結後若仍殘留於磁鐵中時，亦造成磁鐵之磁氣特性降低。因此，傳統上，因應需要，以高溫進行長時間之均質化處理，進行除去  $\alpha\text{-Fe}$ 。然而，因為  $\alpha\text{-Fe}$  係以包晶核存在，將其除去係需要長時間的

固相擴散，若厚度為數 cm 之鑄塊 (Ingot)，稀土類量為 33% 以下時，事實上是不可能除去  $\alpha$ -Fe。

為解決於如此之 R-T-B 系合金中產生  $\alpha$ -Fe 之問題，開發、實用以更快速的冷卻速度鑄造合金塊之片鑄法（以下簡稱為「SC 法」）。SC 法係藉由內部流入溶湯於經水冷之銅滾輪上，鑄造 0.1~1mm 程度之薄片，使合金急速冷卻凝固之方法。SC 法中，因為將溶湯過冷卻至主相  $R_2T_{14}B$  相之產生溫度以下，可自合金溶湯直接產生  $R_2T_{14}B$ ，可抑制  $\alpha$ -Fe 的析出。另外，因為藉由進行 SC 法，合金之結晶組織微細化，將可產生具有 R 豐富相微細分散之組織之合金。

若使 R 豐富相於氫環境中與氫反應時，膨脹而成為脆的氫化物。由此 R 豐富相之性質，若對合金進行氫化步驟時，對應 R 豐富相之分散程度之微細的隙裂被導入合金。接著，將經由氫化步驟後所得之合金微粉碎時，因於氫化步驟產生大量的微細隙裂，合金破壞，所以粉碎性極為良好。已知如此地以 SC 法所鑄造之合金，因內部之 R 豐富相微細地分散，所以粉碎、燒結後之磁鐵中 R 豐富相之分散性良好，成為磁氣特性優異之磁鐵（例如參考專利文獻 1）。

另外，藉由 SC 法所鑄造之合金薄片之組織均質性亦優異。組織之均質性係可以結晶粒徑或 R 豐富相之分散狀態比較。以 SC 法鑄作之合金薄片雖於合金薄片之鑄造用滾輪側（以下為鑄型面側）亦發生分散晶，但仍可得到整

體即使急速冷卻凝固所造成之適當的微細均質組織。

如上所述，因為以 SC 法鑄造之 R-T-B 系合金係 R 豐富相微細地分散，亦抑制  $\alpha$ -Fe 的產生，所以具有製作燒結磁鐵用之優異組織。

另外，對磁鐵特性，已知組織之均勻性以外，微量元素含量亦影響。關於例如 P、S、O 等所謂的輕量元素，自以往曾報告對於磁氣特性，尤其保磁力造成影響（例如參考專利文獻 1、專利文獻 2）。另外，關於 Ni，曾報告若以一定條件添加時，保磁力上升（例如參考專利文獻 3）。另外，關於 Mn 及磁鐵之關係作為基礎研究例，有黏結磁鐵用合金之超急冷鑄造之報告例（例如參考非專利文獻 1）。Mn 係以提升保磁力為目的，意識地添加超過 0.05 at% 之濃度於合金（參考專利文獻 4）。

同樣地關於 SI，若超過一定濃度時，融點改變，可能對特性造成不良的影響。

另外，磁鐵特性及合金之製造方法之間，具有一定的關連性，隨著磁鐵特性上升，合金之製造方法亦進步。例如，控制微細結構之方法（例如參考專利文獻 5），或將鑄造滾輪之表面狀態，加工成規定粗度，控制微細結構之方法（例如參考專利文獻 6、專利文獻 7）。

〔專利文獻 1〕特開 2006-210377 號公報

〔專利文獻 2〕特開平 7-183149 號公報

〔專利文獻 3〕特開 2007-049010 號公報

〔專利文獻 4〕特開平 1-220803 號公報

〔專利文獻 5〕特開 WO2005/031023 號

〔專利文獻 6〕特開 2003-188006 號公報

〔專利文獻 7〕特開 2004-43291 號公報

〔非專利文獻 1〕G.Xie et.al、Mater. Res. Bul.、42  
(2007) 131-136

## 【發明內容】

發明之揭示

發明所欲解決之課題

然而，近年來，要求更高性能之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵，要求更提升 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之保磁力等之磁氣特性。

本發明係有鑑於上述狀況所實施者，提供成爲具有優異的方形度及保磁力之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之原料之 R-T-B 系合金及 R-T-B 系合金之製造方法爲目的。

另外，提供由上述 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末及 R-T-B 系稀土類永久磁鐵爲目的。

課題之解決手段

本發明者等調查成爲 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之 R-T-B 系合金及由此所製作之稀土類永久磁鐵之磁氣特性之關係。該結果係本發明者等發現添加過剩的 Mn 於 R-T-B 系合金及稀土類永久磁鐵中，反而引起特性惡化。接著，本



發明者等進一步反覆努力研究，確認使 R-T-B 系合金中之 Mn 濃度為 0.05wt% 以下，將此 R-T-B 系合金所製作之微細粉末成形、燒結，所得之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵為方形度及保磁力優異者，完成本發明。

亦即，本發明係提供下述各發明者。

(1) 稀土類系永久磁鐵所使用之原料之 R-T-B 系 (但是，R 係 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu 中之至少 1 種，T 係含 80 質量% 以上的 Fe 之過渡金屬，B 係含 50 質量% 以上之 B，C、N 中之至少一種為含 0 質量% 以上，未滿 50 質量% 者) 合金，上述合金中之 Mn 濃度係以 0.05wt% 以下為特徵之 R-T-B 系合金。

(2) 片鑄法所製造之平均厚度為 0.1~1mm 之薄片為特徵之 (1) 記載之 R-T-B 系合金。

(3) 為 (1) 或 (2) 記載之 R-T-B 系合金之製造方法，藉由片鑄法製成平均厚度為 0.1~1mm 之薄片，以及對冷卻滾輪之平均溶湯供給速度係每 1cm 寬度，每秒 10g 以上為特徵之 R-T-B 系合金之製造方法。

(4) 藉由 (1) 或 (2) 記載之 R-T-B 系合金或由 (3) 記載之 R-T-B 系合金之製造方法所製作之 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末。

(5) (4) 記載之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵。

### 發明之功效

本發明之 R-T-B 系合金係因為對造成磁鐵特性不良影響之元素之 Mn 濃度為 0.05wt% 以下，所以成為可實現方形度及保磁力高，磁氣特性優異之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵者。

另外，因為本發明之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末及 R-T-B 系稀土類永久磁鐵係藉由本發明之 R-T-B 系合金或由本發明之 R-T-B 系合金之製造方法所製作之 R-T-B 系合金所製作者，所以成為方形度及保磁力高，磁氣特性優異者。

### 用以實施發明之最佳型態

圖 1 係表示本發明之 R-T-B 系合金之一例之照片，由掃描式電子顯微鏡 (SEM) 觀察 R-T-B 系合金薄片之斷面之反射電子影像。另外，圖 1 中，左側為鑄型面側。

圖 1 表示之 R-T-B 系合金係以 SC 法所製造者。此 R-T-B 系合金之組成之質量比係 Nd 為 25%、Pr 為 6%、B 為 1.0%、Co 為 0.3%、Al 為 0.2%、Si 為 0.05%、Mn 為 0.03%、剩餘為 Fe。

另外，本發明之 R-T-B 系合金並非局限於上述範圍者，為 R-T-B 系（但是，R 係 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu 中之至少 1 種，T 係含 80 質量% 以上的 Fe 之過渡金屬，B 係含 50 質量% 以上之 B、C、N 中之至少一種為含 0 質量% 以上，未

滿 50 質量 % 者 ) 合金 , 若為上述合金中之 Mn 濃度為 0.05 wt% 以下之合金時 , 任何組成皆可 , 不造成磁鐵特性不良影響之元素之 Si 濃度係以 0.07 wt% 以下為宜。

另外 , 如圖 1 所示之 R-T-B 系合金係由  $R_2T_{14}B$  相 ( 主相 ) 及 R 豐富相所構成。圖 1 中 , R 豐富相係以白色表示 ,  $R_2T_{14}B$  相 ( 主相 ) 係以比 R 豐富相暗灰色表示。 $R_2T_{14}B$  相主要係由柱狀晶、部份等軸晶所形成。 $R_2T_{14}B$  相之短軸方向之平均結晶粒徑為  $10 \sim 50 \mu m$ 。 $R_2T_{14}B$  相之粒界及粒內係存在沿著  $R_2T_{14}B$  相之柱狀晶之長軸方向延展之線狀 R 豐富相 , 或部份中斷或成為粒狀之 R 豐富相。R 豐富相係與組成比比較 , R 為經濃縮之非磁性且低融點的相。R 豐富相之平均間隔為  $3 \sim 10 \mu m$ 。

圖 2 ( a ) 係表示依據圖 1 所示之 R-T-B 系合金之 EPMA ( Electron Probe Micro-Analysis : 電子微探分析儀 ) 之波長分散型之 X 光分光器 ( WDS : Wavelength Dispersive X-ray Spectrometer ) 之 Al、Nd、Fe、Mn、Cu 之元素分佈分析 ( 數碼繪圖 ) 結果圖 , 圖 2 ( b ) 係進行圖 2 ( a ) 之元素分佈分析之範圍之 R-T-B 系合金之反射電子影像。

由圖 2 ( a ) 所示之元素分佈分析結果 , 可知 Fe 及 Al 係  $R_2T_{14}B$  相多。另外 , 由圖 2 ( a ) 可知 , 比較自規定位置 0 之 0.01mm 之面前位置、0.02mm 之附近位置、0.04mm 之附近位置時 , Nd、Mn、Cu 係於 Fe、Al 少之範圍之 R 豐富相多。

( 製作 R-T-B 系 稀 土 類 永 久 磁 鐵 )

製作本發明之 R-T-B 系 稀 土 類 永 久 磁 鐵 ， 首 先 ， 由 如 圖 1 所 示 之 R-T-B 系 合 金 製 作 R-T-B 系 稀 土 類 永 久 磁 鐵 用 微 細 粉 末 。 本 發 明 之 R-T-B 系 合 金 係 例 如 使 用 圖 3 所 示 之 鑄 造 裝 置 ， 以 SC 法 所 製 造 。

首 先 ， 於 如 圖 3 所 示 之 耐 火 物 坩 堝 1 中 ， 放 入 成 為 本 發 明 之 R-T-B 系 合 金 之 原 料 ， 於 真 空 或 惰 性 氣 體 環 境 中 溶 解 ， 作 為 溶 湯 。 接 著 ， 將 合 金 之 溶 湯 ， 因 應 需 要 ， 介 由 整 流 機 制 或 除 去 爐 渣 ( slag ) 機 制 所 設 之 澆 鑄 分 配 器 2 ， 以 每 1cm 寬 度 ， 每 秒 10g 以 上 之 平 均 溶 湯 供 給 速 度 供 給 於 內 部 經 水 冷 之 鑄 造 滾 輪 3 ( 冷 卻 滾 輪 ) ， 使 於 鑄 造 滾 輪 3 上 凝 固 ， 成 平 均 厚 度 為 0.1 ~ 1mm 之 薄 片 。 所 凝 固 之 R-T-B 系 合 金 5 薄 片 係 於 澆 鑄 分 配 器 2 之 相 反 側 ， 自 鑄 造 滾 輪 3 脫 離 ， 為 容 器 4 所 捕 捉 、 回 收 。 如 此 所 得 之 R-T-B 系 合 金 5 之 R 豐 富 相 之 組 織 狀 態 係 可 由 適 當 調 整 捕 捉 容 器 4 所 捕 捉 之 R-T-B 系 合 金 5 薄 片 之 溫 度 而 控 制 。

如 此 所 製 造 之 R-T-B 系 合 金 5 薄 片 之 平 均 厚 度 若 未 滿 0.1mm 時 ， 凝 固 速 度 過 度 增 加 ， R 豐 富 相 之 分 散 變 得 過 細 。 另 外 ， R-T-B 系 合 金 5 薄 片 之 平 均 厚 度 若 超 過 1mm 時 ， 因 凝 固 速 度 降 低 而 R 豐 富 相 之 分 散 性 降 低 ， 導 致  $\alpha$ -Fe 之 析 出 、  $R_2T_{17}$  相 之 粗 大 化 等 。

另 外 ， 於 上 述 之 製 造 方 法 ， 對 鑄 造 滾 輪 3 之 平 均 溶 湯 供 給 速 度 係 可 為 每 1cm 寬 度 ， 每 秒 10g 以 上 ， 以 每 1cm

寬度，每秒 20g 以上為宜，以每 1cm 寬度，每秒 25g 以上尤佳，以每 1cm 寬度，每秒 100g 以下更好。溶湯對鑄造滾輪 3 之平均供給速度，若低於每秒 10g 時，因溶湯本身之黏性或與鑄造滾輪 3 表面之沾濕性，溶湯薄薄沾濕於鑄造滾輪 3 上，不擴展而收縮，造成合金品質的改變。另外，對鑄造滾輪 3 之平均溶湯供給速度若每 1cm 寬度，超過每秒 100g 以上，鑄造滾輪 3 上之冷卻不足，導致組織的粗大化，發生  $\alpha$ -Fe 之析出等。

接著，使用如此所得之本發明之 R-T-B 系合金所形成之薄片，製造本發明之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末。首先，使本發明之 R-T-B 系合金所形成之薄片，於室溫下吸收氫，以 500°C 減壓除去氫。之後，使用噴射研磨機等之粉碎機，將 R-T-B 系合金薄片，微粉碎成平均粒度為  $d_{50} = 4 \sim 5 \mu\text{m}$ ，製成 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末。接著，將所得之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，例如使用橫磁場中成型機等加壓成型，藉由於真空中以 1030~1100°C 燒結，可得到 R-T-B 系稀土類永久磁鐵。

因為如此所得之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵係由造成磁鐵特性不良影響之元素之 Mn 濃度為 0.05wt% 以下之 R-T-B 系合金所製作者，所以成為方形度及保磁力高，磁氣特性優異者。

## 【實施方式】

實施例

「Mn 濃度為 0.02wt%」

秤量配合原料，使質量比成爲 Nd 爲 25%、Pr 爲 6%、B 爲 1.0%、Co 爲 0.2%、Al 爲 0.2%、Si 爲 0.05%、Mn 爲 0.02%、剩餘爲 Fe，放入於如圖 3 所示之製造裝置之由氧化鋁所成之耐火物坩堝 1 中，於 1 氣壓氬氣之環境中，使用高頻率溶解爐溶解成合金溶湯。接著，此合金溶湯係藉由澆鑄分配器 2，供給於造滾輪 3（冷卻滾輪），以 SC 法鑄造，得到 R-T-B 系合金薄片。

另外，鑄造時對鑄造滾輪 3 之平均溶湯供給速度係每 1cm 寬度，每秒 25g，所得之 R-T-B 系合金薄片之平均厚度爲 0.3mm。另外，鑄造用滾輪 3 之周速度爲 1.0m/s。

接著，使用所得之 R-T-B 系合金薄片，如下所示，製作磁鐵。首先，將實施例之 R-T-B 系合金薄片氬解碎。氬解碎係進行使 R-T-B 系合金薄片，於室溫下以 2 氣壓之氬中吸收氬後，於真空中加熱至 500℃，除去殘留的氬後，添加 0.07 質量%之硬脂酸鋅，使用氮氣流之噴射研磨機微粉碎之方法。由雷射繞射式測定微粉碎所得之粉末之平均粒度爲 5.0 μm。

接著，將所得之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，於 100%氮氣環境中，使用橫磁場中成型機等，以成形力 0.8t/cm<sup>2</sup> 加壓成型，得到成形體。接著，將所得之成形體，於 1.33×10<sup>-5</sup>hPa 之真空中，自室溫升溫，於 500℃、800℃ 各保持 1 小時，除去殘留硬脂酸鋅及殘留氬。之後，將成形體升溫至燒結溫度之 1030℃，保持 3 小時形成燒

結體。之後，將所得之燒結體，藉由於氬環境中，分別於 800℃、530℃ 各進行熱處理 1 小時，得到 Mn 濃度為 0.02wt% 之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵。

「Mn 濃度為 0.03~0.14wt%」

接著，使 Mn 濃度為 0.03~0.14wt% 以外，與 Mn 濃度為 0.02wt% 之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵同樣地操作，得到 Mn 濃度為 0.03~0.14wt% 之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵。

以 BH 曲線分析儀 (BH Curve Tracer) 測定如此所得之 Mn 濃度相異之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之  $H_k/H_{cj}$  (方形度) 及  $H_{cj}$  (保磁力)。該結果如圖 4 及圖 5 所示。

圖 4 係表示 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度 (wt%)、及由該 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之方形度 ( $H_k/H_{cj}$ ) 之關係圖。

由圖 4 可知，R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度於 0.02~0.05wt% 之範圍時，隨著 Mn 濃度上升，R-T-B 系稀土類永久磁鐵之方形度變低，方形度惡化。另外，由圖 1 可知，R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度若超過 0.05wt% 時，R-T-B 系稀土類永久磁鐵之方形度程度低而安定。

另外，圖 5 係表示 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度 (wt%)、及由該 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之保磁力 ( $H_{cj}$ ) 之關係者。由圖 5 可知，隨著 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度變高，R-T-B 系稀土類永久磁鐵之保磁力降低。另外，R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃

度若未滿 0.05wt%時，可得到 14.3 以上之高保磁力。

作為此原因，認為係隨著 Mn 濃度上升，最適合燒結溫度僅些微上升，不能充份進行燒結。即使考慮一般使燒結溫度上升時，引起 Hcj 降低，但可結論 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之保磁力係以 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度愈低愈好。

由圖 4 及圖 5 可以確認 R-T-B 系合金中之 Mn 濃度為 0.05wt%以下時，將此 R-T-B 系合金所製作之微細粉末進行成形、燒結所得之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵，成為方形度及保磁力優異者。

#### 產業上利用性

因為本發明之 R-T-B 系合金係造成磁鐵特性不良影響之元素 Mn 濃度為 0.05wt%以下，所以成為可實現方形度及保磁力高，磁氣特性優異之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵者。

另外，因為本發明之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵微細粉末及 R-T-B 系稀土類永久磁鐵係由本發明之 R-T-B 系合金或由本發明之 R-T-B 系合金之製造方法所製作之 R-T-B 系合金所製作者，所以成為方形度及保磁力高，磁氣特性優異者。

#### 【圖式簡單說明】

〔圖 1〕圖 1 係表示本發明之 R-T-B 系合金之一例之



照片，由掃描式電子顯微鏡（SEM）觀察 R-T-B 系合金薄片之斷面之反射電子影像。

〔圖 2〕圖 2（a）係表示依據圖 3 所示之 R-T-B 系合金之 EPMA 之波長分散型之 X 光分光器之元素分佈分析結果圖，圖 2（b）係進行圖 2（a）之元素分佈分析之範圍之 R-T-B 系合金之反射電子影像。

〔圖 3〕片鑄法之鑄造裝置之模式圖。

〔圖 4〕圖 4 係表示 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度、及由該 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之方形度之關係圖。

〔圖 5〕圖 5 係表示 R-T-B 系合金中所含之 Mn 濃度、及由該 R-T-B 系合金所製作之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵之保磁力之關係圖。

#### 【主要元件符號說明】

- 1：耐火物坩堝
- 2：澆鑄分配器（tundish）
- 3：鑄造滾輪
- 4：捕捉容器
- 5：R-T-B 系合金

### 五、中文發明摘要

發明之名稱：R-T-B 系合金及 R-T-B 系合金之製造方法，R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，R-T-B 系稀土類永久磁鐵

本發明係提供稀土類永久磁鐵所使用之原料之 R-T-B 系（但是，R 係 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu 中之至少 1 種，T 係含 80 質量%以上的 Fe 之過渡金屬，B 係含 50 質量%以上之 B，C、N 中之至少一種為含 0 質量%以上，未滿 50 質量%者）合金，該合金中之 Mn 濃度為 0.05wt% 以下之 R-T-B 系合金。

### 六、英文發明摘要

發明之名稱：

R-T-B system alloy, method of preparing R-T-B system alloy, fine powder for R-T-B system rare earth permanent magnet, and R-T-B system rare earth permanent magnet

The present invention provides an R-T-B system alloy used as a raw material for a rare earth permanent magnet (wherein R represents at least one selected from the group consisting of Sc, Y, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Ho, Er, Tm, Yb and Lu, T represents a transition metal comprising 80% by weight of Fe, and B represents a component comprising 50% or more by weight of B and between 0 to less than 50% by weight of at least one selected from the group consisting of C and N), wherein the content of Mn in the alloy is 0.05% or less by weight.

## 十、申請專利範圍

1. 一種 R-T-B 系合金，其特徵為稀土類永久磁鐵所使用之原料之 R-T-B 系（但是，R 係 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Ho、Er、Tm、Yb、Lu 中之至少 1 種，T 係含 80 質量%以上的 Fe 之過渡金屬，B 係含 50 質量%以上之 B，C、N 中之至少一種為含 0 質量%以上，未滿 50 質量%者）合金，

該合金中之 Mn 濃度為 0.05wt% 以下。

2. 如申請專利範圍第 1 項之 R-T-B 系合金，其係以片鑄（strip cast）法所製造之平均厚度為 0.1~1mm 之薄片。

3. 一種 R-T-B 系合金之製造方法，其係申請專利範圍第 1 項或第 2 項之 R-T-B 系合金之製造方法，其特徵係藉由片鑄法製成平均厚度為 0.1~1mm 之薄片，以及對冷卻滾輪之平均溶湯供給速度係每 1cm 寬度為每秒 10g 以上。

4. 一種 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，其特徵係由申請專利範圍第 1 項或第 2 項之 R-T-B 系合金所製作。

5. 一種 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末，其特徵係由申請專利範圍第 3 項之 R-T-B 系合金之製造方法所製作之 R-T-B 系合金所製作。

6. 一種 R-T-B 系稀土類永久磁鐵，其特徵係由申請專利範圍第 4 項之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末所

製作。

7. 一種 R-T-B 系稀土類永久磁鐵，其特徵係由申請專利範圍第 5 項之 R-T-B 系稀土類永久磁鐵用微細粉末所製作。

圖1

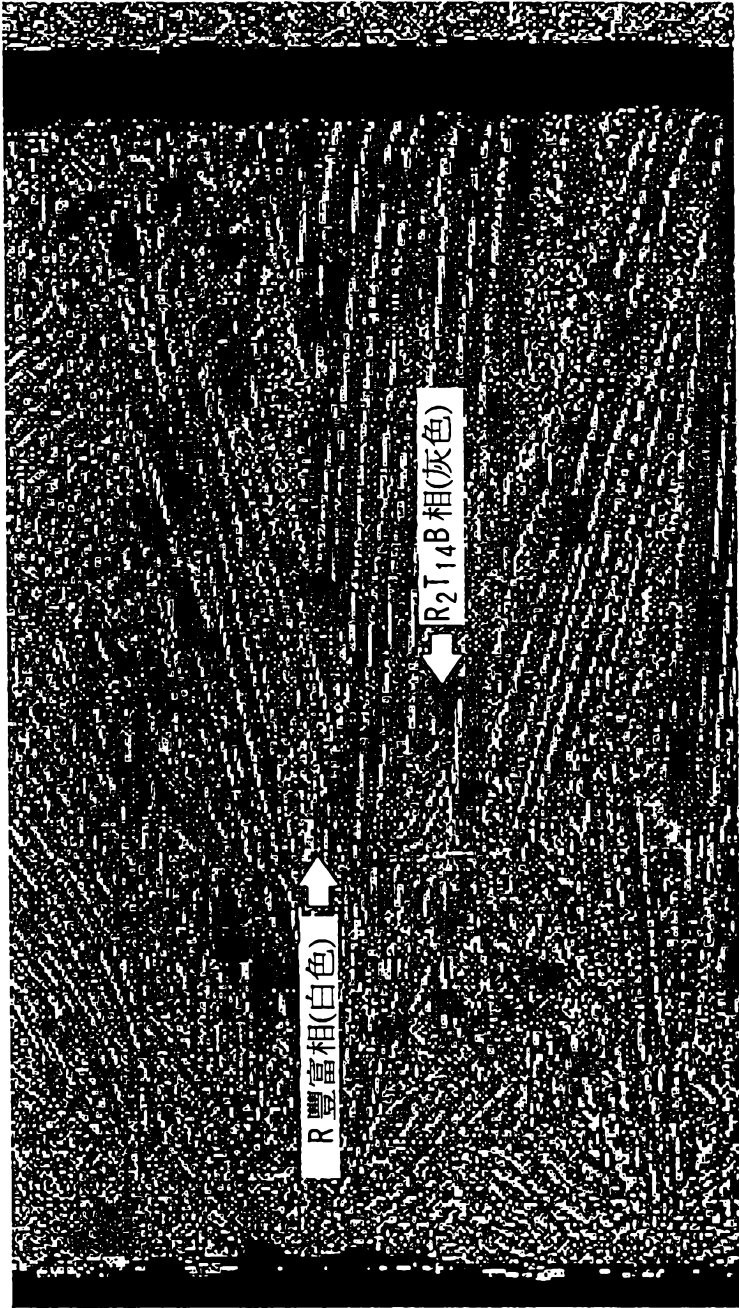


圖2

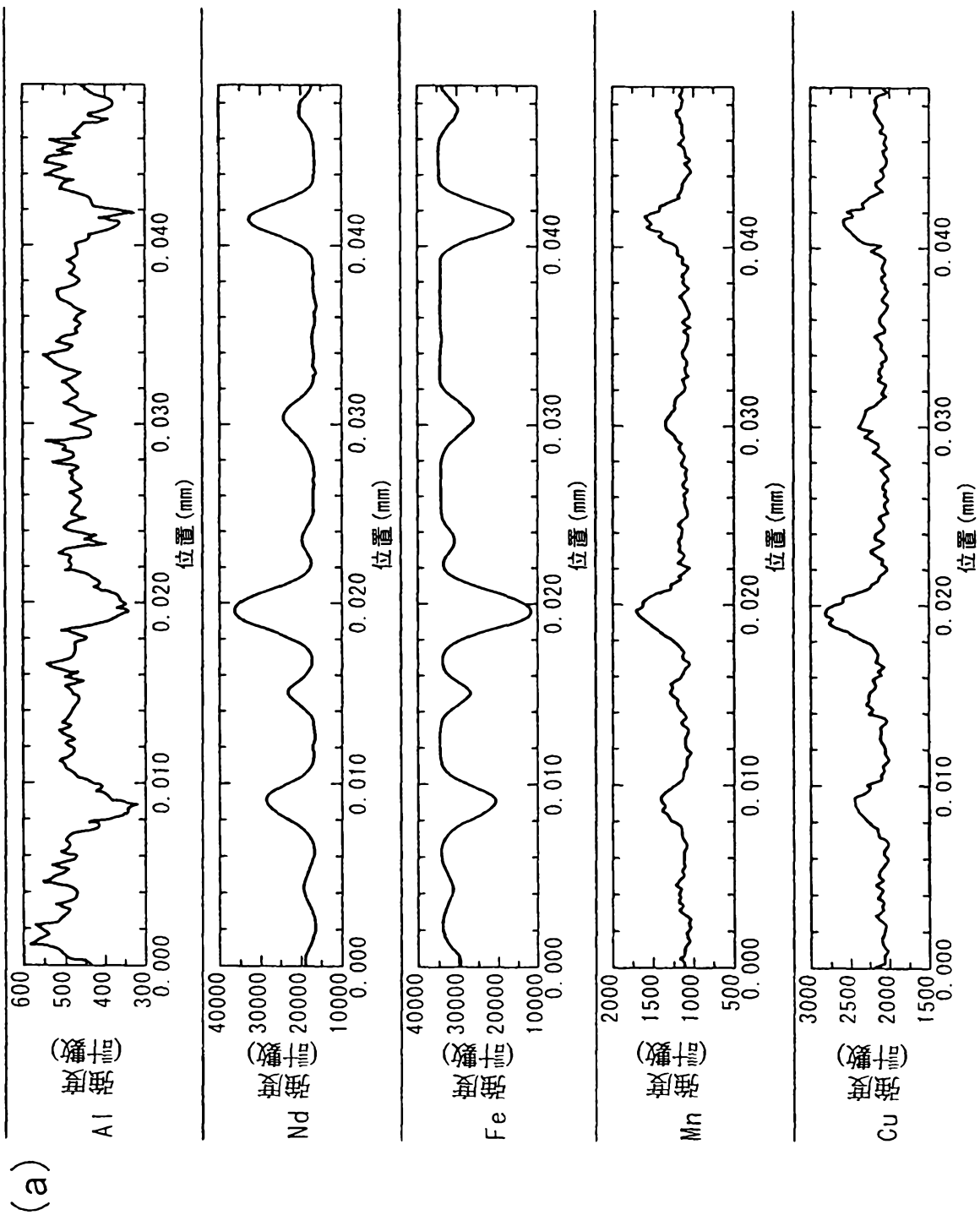


圖3

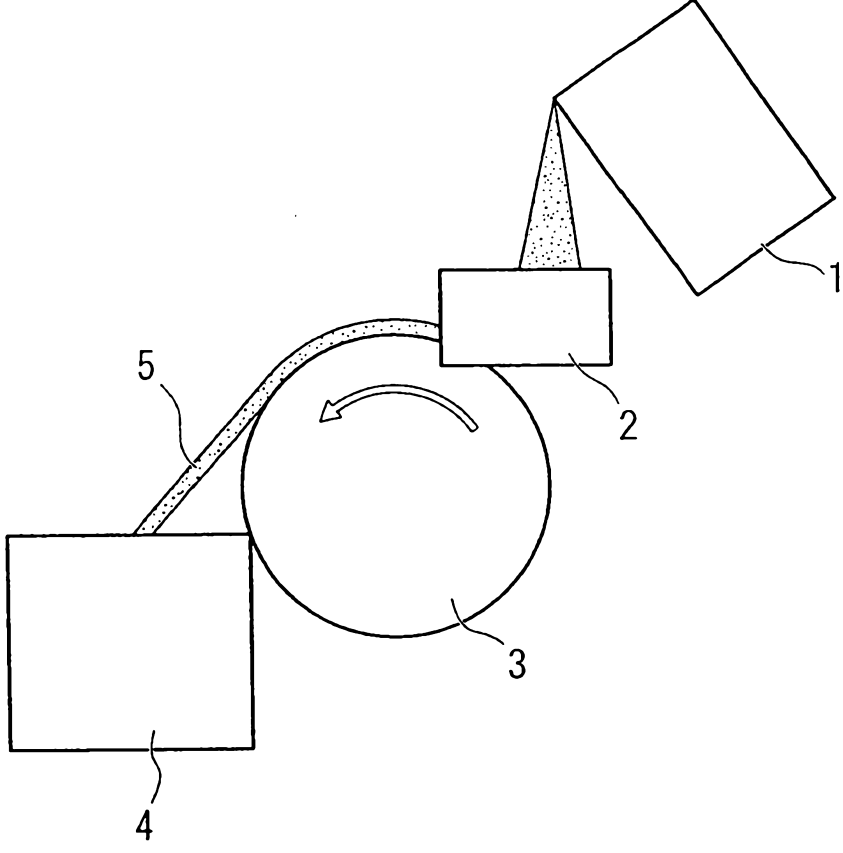


圖 4

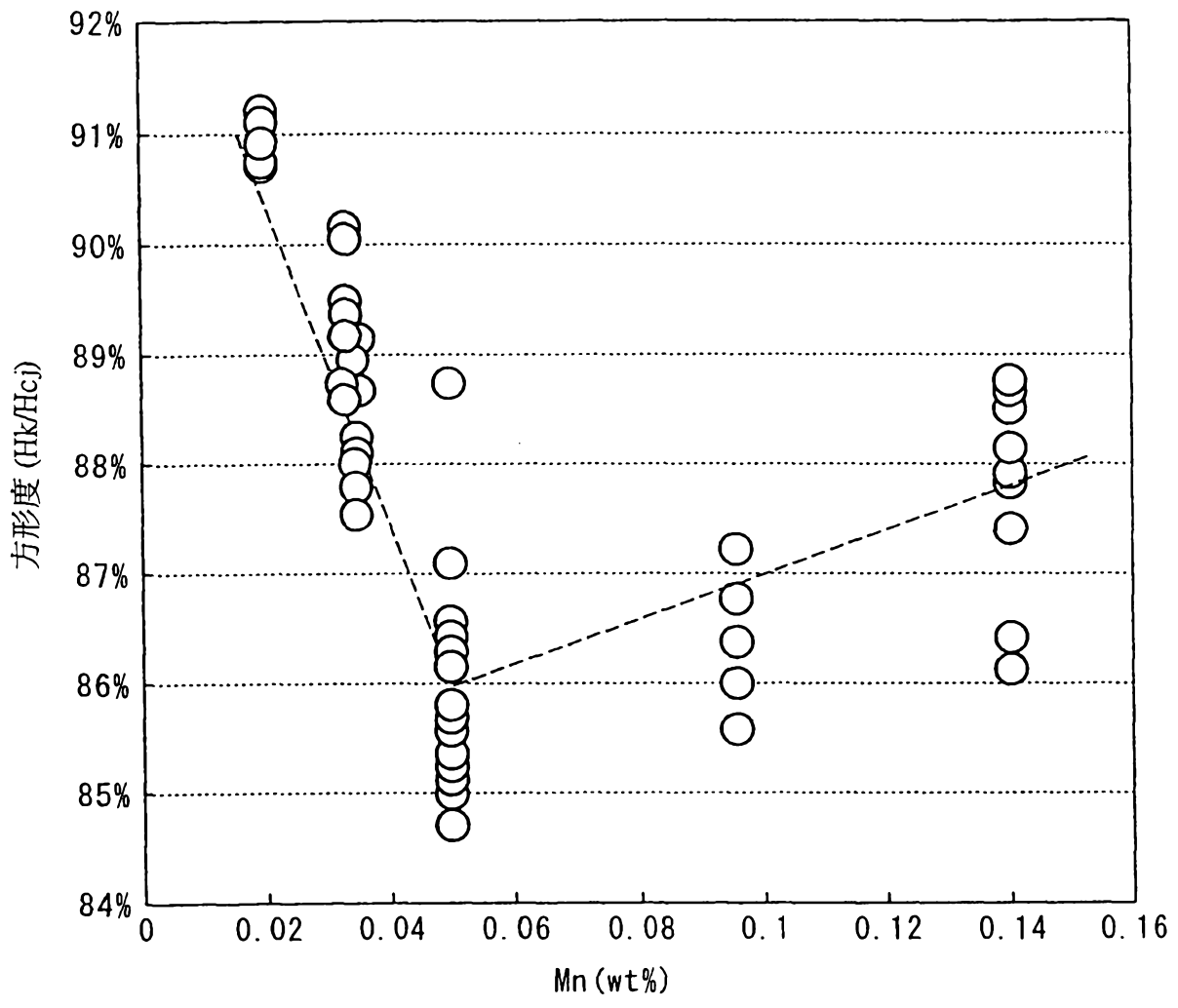
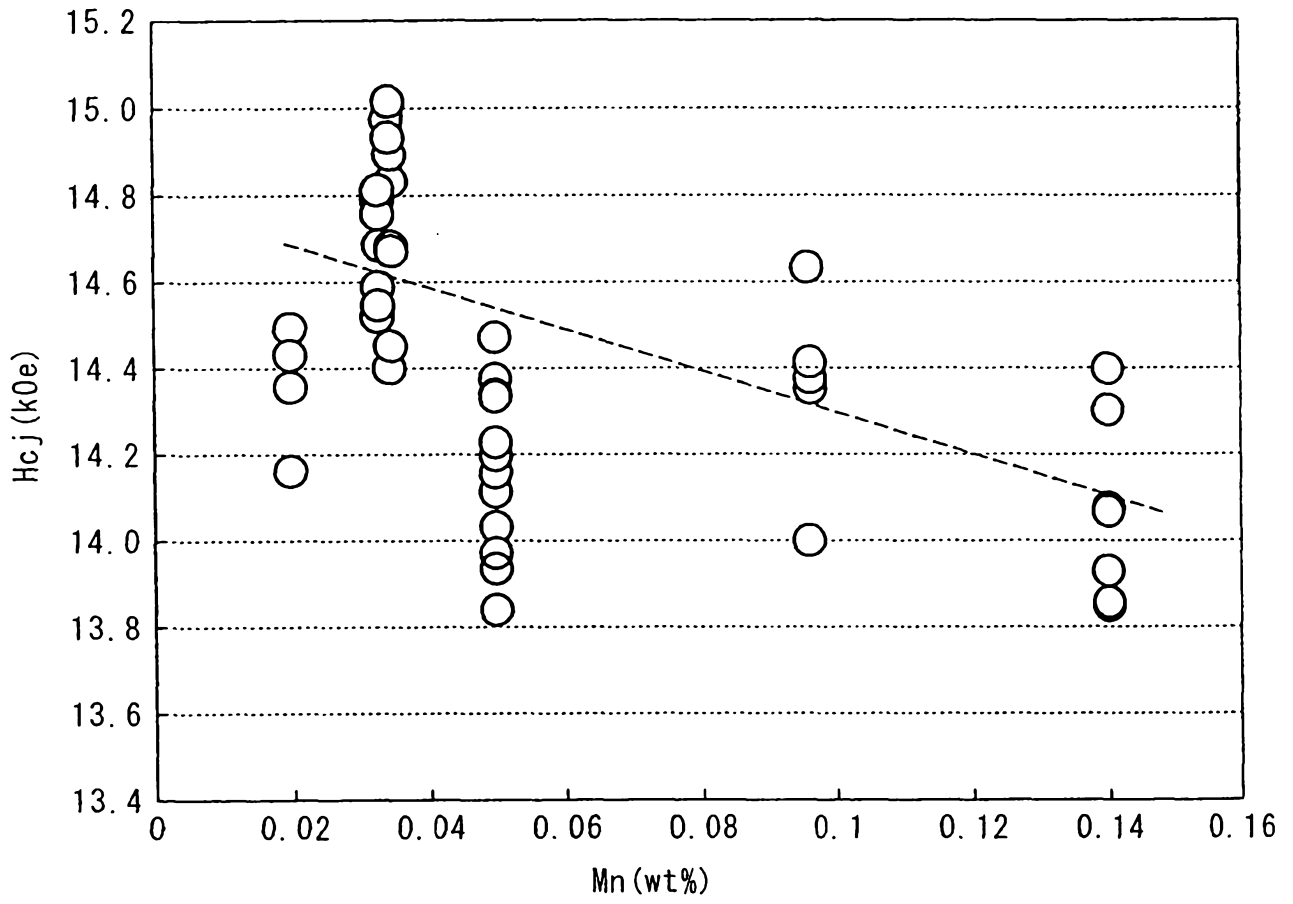




圖5



七、指定代表圖：

(一)、本案指定代表圖為：第(2)圖

(二)、本代表圖之元件符號簡單說明：無

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：無