

# 發明專利說明書

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號： 94135943

※申請日期： 94.10.14

※IPC 分類： C22C 38/38 (2006.01)

## 一、發明名稱：(中文/英文)

低密度高韌性合金材料及其製法

## 二、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

國立交通大學

ID : 46804706

代表人：(中文/英文)(簽章) 張俊彥

住居所或營業所地址：(中文/英文)

新竹市大學路 1001 號

國 籍：(中文/英文) 中華民國/TW

## 三、發明人：(共 2 人)

劉增豐

ID : M101173727

李堅璋

ID : T120007164

國 籍：(中文/英文)

中華民國/TW

中華民國/TW

#### 四、聲明事項：

主張專利法第二十二條第二項  第一款或  第二款規定之事實，其事實發生日期為： 年 月 日。

申請前已向下列國家（地區）申請專利：

【格式請依：受理國家（地區）、申請日、申請案號 順序註記】

有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號 順序註記】

主張專利法第三十條生物材料：

須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼 順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼 順序註記】

不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

## 五、中文發明摘要：

一種低密度高韌性合金材料及其製法，其主要組成為以重量百分比計，大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，大於等於 0.1 小於等於 0.24 的矽及其餘比例為鐵之合金材料。上所揭示之合金成份之合金材料製作高爾夫球頭時，不須任何熱處理及鍛造、軋延等熱作和冷作塑性加工，即可使高爾夫球頭具有極佳的延伸性、強度、吸震性及抗蝕性等特性，大幅降低目前的生產成本。

## 六、英文發明摘要：

七、指定代表圖：

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

## 九、發明說明：

### 【發明所屬之技術領域】

本發明係有關一種低密度合金材料，特別是關於在不需任何熱處理及熱作和冷作塑性加工之條件下，即具有極佳的延伸性、強度、吸震性及高抗蝕性之一種低密度之高爾夫球頭合金材料。

### 【先前技術】

為了能讓打高爾夫球者在揮桿時打感能更好、高爾夫球能打得更穩(黏球時間長、控球性佳、震動力小)而且更遠，許多商業化材質已被廣泛地應用在球頭材質上，例如 8620 軟鐵、304 沃斯田鐵型不鏽鋼、17-4PH 析出硬化型不鏽鋼、高強度的 AISI431、AISI455 麻田散鐵型不鏽鋼、18Ni(200)麻時效鋼、鈦-6 鋁-4 鈳合金和 SP-700 鈦合金等。但是，在這些材料中有些是擁有很好的延伸性但強度卻嚴重不足(如 8620 軟鐵，304 沃斯田鐵型不鏽鋼的強度及延伸性約為 60ksi 和 30%)，有些是擁有很好的強度但延性卻很差(如 AISI431，AISI455 麻田散鐵型不鏽鋼，18Ni(200)麻時效鋼強度為 150~200ksi 但延伸性約只有 10%或以下)。以目前高爾夫球桿頭設計的觀點而言，理想的高爾夫球桿頭材質應同時能具有下列幾項特性：(1) 低密度：在同樣號數球頭必須在規定的重量之下，低密度的材質可加大球頭體積，增加擊球的甜蜜區，以提高正確位置的擊球率，並且可增加配重的設計空間，設計低重心球頭，將球頭重心往下，增加擊球時的穩定性及扭力，打得更穩更遠。(2)高延伸性與適當強度的組合：高延伸性材質球頭可依照打球者的不同身高，調整最適合打球者身高的桿身與打擊面間的角度，延伸性越高，可調整桿身角度越大，而且，延伸性高，擊球時高爾夫球與打擊面接觸時間較長(黏球時間長)，可以輕易地控制擊球方向，控球性佳。(3) 高阻尼比：吸震能力高，打擊者不會有手麻及震動的不舒服感覺，打感佳控球穩。(4)高彈性係數(楊氏係數)：彈性係數高，擊球距離遠。(5)高抗蝕能力：可長期在含水份及化學除草劑的草地上使用不易生鏽，維持球頭功

能及美觀，並且可增加球頭設計空間。

因此，一種以鐵錳鋁碳為基底的鐵基低密度高強度高韌性合金吸引了高爾夫球界的注意。以下茲就鐵錳鋁碳合金的發展過程及有關應用在高爾夫球頭上的專利作一說明：

由於傳統的鎳-鉻系不鏽鋼含有高比例的鎳及鉻元素，在過去的冷戰時期，鎳及鉻是極具戰略及經濟價值的元素，而且鉻元素主要蘊藏在南非及辛巴威一帶，因此，以美國為主的國家，基於戰略及經濟因素的考量，開始發展不含有鎳及鉻元素的不鏽鋼，希望以錳及鋁元素來取代傳統不鏽鋼中的鎳及鉻元素，於是發展出鐵錳鋁合金，經過許多研究發現，鐵錳鋁合金表面因為有耐高溫的氧化鋁層保護而具有較傳統不鏽鋼更好的耐高溫氧化能力，鐵錳鋁合金在高溫的重量增加(weight gain)比傳統不鏽鋼還要來得少許多，然而，鐵錳鋁合金在海水及腐蝕性液體中的耐蝕能力卻遠低於傳統不鏽鋼。

不過，在近一、二十年來，經過許多國內外專家學者的研究發現，若不考量將鐵錳鋁合金設計成不鏽鋼的情況下，已發展出一系列以鐵錳鋁碳為基底之低密度高強度及高延展性合金，下列論文對這些性質均有詳細地說明及描述。

- 1.G. L. Kayak 所發表，1969 年，第 2 冊，Metal Science and Heat Treatment，第 95 頁，標題為 "Fe-Mn-Al Precipitation-Hardening Austenitic Alloys"
- 2.M. F. Alekseenko 等人所發表，1972 年，第 14 冊，Metal Science and Heat Treatment，第 187 頁，標題為 "Phase Composition Structure and Properties of Low-Density Steel 9G28Yu9MVB"
- 3.G. S. Krivonogov 等人所發表，1975 年，第 4 冊，Phys. Met. & Metallog.，第 86 頁，標題為 "Phase Transformation Kinetics in Steel 9G28Yu9MVB"
- 4.L.I. Lysak 等人所發表，1975 年，第 59 冊，Metallogizika，第 29 頁，標題為 "Structural and Phase Change in Steel 9G28Yu9MVB During Aging"
- 5.J. Charles 等人所發表，1981 年 5 月，Metal Progress，第 71 頁，標題為 "New

## Cryogenic Materials: Fe-Mn-Al Alloys"

6.C. J. Altstetter 等人所發表，1986 年，第 82 冊，Materials Science and Engineering, 第 13 頁，標題為"Processing and Properties of Fe-Mn-Al Alloys"

7.K. H. Ham 等人所發表，1986 年，第 20 冊，Scripta Metal.，第 33 頁，標題為"The Evidence of Modulated Structure in Fe-Mn-Al-C Austenitic Alloys"

8.P. J. James 所發表，1969 年 1 月，J. Iron & Steel Inst.，第 54 頁，標題為"Precipitation of the Carbide  $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{AlC}$  in an Fe-Al Alloy"

綜觀上述論文研究中，以重量百分比鐵-(28~35)錳-(4.9~11)鋁-(0.5~2.0)碳為基底之合金，在經過鍛造、軋延等塑性加工後，將合金在 950°C 至 1200°C 範圍內施以固溶熱處理後急速淬火，然後接著將淬火後的合金在 450°C 至 750°C 範圍內做時效熱處理，即可獲得以沃斯田鐵為基地之組織，密度介於 6.6 至 6.8g/cm<sup>3</sup> 之間，抗拉強度介於 100ksi 至 180ksi 之間，降伏強度介於 90ksi 至 160ksi 之間以及延伸率介於 25%至 65%之間的高強度高韌性鐵錳鋁碳合金。

除此之外，也有許多專家學者為了能提高上述鐵錳鋁碳合金之抗蝕性，則另外在以上述鐵錳鋁碳為基底之合金中添加了重量百分比 2.98%~6% 的鉻以及 0.9%~1.03% 的鉬等合金元素來增加合金的抗蝕能力，其腐蝕性質亦曾在下列的論文中被詳細的研究及探討過。

- 1.1989 年三月 J. Electronchem. Soc.期刊,第 136 期, No. 3,由 Jeng-Gong Duh 等人所發表之國外期刊論文「Diffusion-Related Kinetics in the Oxidation-Induced Phase Transformation of Fe-9Al -3Cr-31Mn Alloys」。
- 2.1989 年 JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 期刊,第 23 期,由 Jeng-Gong Duh 等人所發表之國外期刊論文「Microstructural development in the oxidation-induced phase transformation of Fe-Al-Cr-Mn-C alloys」。
- 3.1993 年 JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 期刊,第 28 期,由 J. G. Duh 等人所發表之國外期刊論文「Nitriding behavior in Fe-Al-Mn-Cr-C alloys at 1000-1100°C」。

- 4.1995 年 CORROSION 期刊,第 51 期,由 S. C. Chang 等人所發表之國外期刊論文「Environment-Assisted Cracking of Fe-32%Mn-9%Al Alloys in 3.5% Sodium Chloride Solution」。
- 5.1990 年 JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 期刊,第 25 期,由 J. G. Duh 等人所發表之國外期刊論文「Nitriding Kinetics of Fe-Al-Mn-Cr-C alloys at 1000°C」。
- 6.1990 年 JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 期刊,第 25 期,由 J. G. Duh 等人所發表之國外期刊論文「High temperature oxidation of Fe-31Mn-9Al-xCr-0.87C alloys(x=0, 3 and 6)」。
- 7.民國 89 年(1990)國立交通大學 劉增豐教授(本專利申請之發明人之一)所指導之碩士論文「鐵-8.8 鋁-30.0 錳-6.0 鉻-1.0 碳合金相變化」(Phase Transformations in an Fe-8.8Al-30.0Mn-6.0Cr-1.0C Alloy)。

從上述介紹可知，經由適當的合金成份設計，鐵錳鋁碳合金的低密度、高強度及高韌性特性相當符合作為高爾夫球頭的材質，因此陸續有人將鐵錳鋁碳合金應用在高爾夫球頭材質上，然而，因為不同專利之合金成份設計不同，所以在合金的特性上也各有不同，以下是目前已公告之有關鐵錳鋁碳合金應用在高爾夫球頭材質上之中華民國專利及相關內容。(所有資料應以中華民國經濟部智慧財產局公告為準)。

如公告編號第 178648 號之中華民國專利「鐵錳鋁合金精細鑄件之製造方法」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種組成為 22~36 wt.%錳，6~8 wt.%鋁，1.5~2.0 wt.%碳，1.0~1.5 wt.%鉬(以下 wt.%皆代表重量百分比)，及其餘為鐵之鐵錳鋁合金，必需利用 1030~1050°C，1~2 小時之固溶化熱處理，再經 450~550°C，1~2 小時時效熱處理後，才能具有韌性及強度。

如公告編號第 185568 號之中華民國專利「精密鑄造耐銹合金之製造方法」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種精密鑄造耐銹合金之製造方法，合金組成為 26~28 wt.%錳，6.5~8 wt.%鋁，5.0~6.0 wt.%鉻，



0.9~1.1 wt.%碳，0.2~1.5 wt.%矽，1.0~1.2 wt.%鉬，0.9~1.1 wt.%銅，0.02~0.04 wt.%鈮，及其餘主要為鐵之合金，其合金鑄品需在大氣爐、氣氛控制爐、真空爐環境中施以均質化熱處理。

如公告編號第 460591 號之中華民國專利及美國 2003077479 號專利「低密度高延展性鐵基之高爾夫球鐵桿頭合金材料」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種低密度高延展性鐵基之高爾夫球鐵桿頭合金材料，其合金材料組成為 25~31 wt.%錳，6.3~7.8 wt.%鋁，5.5~9.0 wt.%鉻，0.65~0.85 wt.%碳，及其餘比例以鐵為基材所組合而成，並將合金材料在 800~1050°C 溫度之間熱鍛加工。根據此專利之第二項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.8~1.5 wt.%矽及 2.0~5 wt.%鈦。根據此專利之第三項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.5~1 wt.%鉬。另外，在此專利說明書中的中文發明摘要、發明說明(8)、發明說明(10)、第八圖之備註內容所述，此專利合金在 800~1050°C 溫度熱鍛加工後，並經過 980~1080°C 溫度 1~24 小時熱處理，才可獲致極佳的延展性(65%以上)與抗拉強度(80~120ksi)的組合。

如公告編號第 506845 號之中華民國專利及美國 2003082067 號專利「低密度鐵基之高爾夫球桿頭材料」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種低密度鐵基之高爾夫球桿頭材料，其合金材料組成為 28.0~31.5 wt.%錳，7.8~10.0 wt.%鋁，0.9~1.10 wt.%碳，0.35~2.5 wt.%鈦及其餘比例以鐵為基材所組合而成，並將合金材料在 900~1100°C 溫度之間熱鍛加工。根據此專利之第二項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 5.0~7.0 wt.%鉻。根據此專利之第三項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.8~1.5 wt.%矽。另外，在此專利說明書中的中文發明摘要、發明說明(13)、第六圖之備註內容所述，此專利合金在經過 950~1270°C 溫度 1~24 小時熱處理，即可獲得沃斯田鐵基地與不同比例的(Ti,Fe)C<sub>x</sub> 析出相之顯微結構，使其材料密度低於 6.6 g/cm<sup>3</sup>，藉以提供一種低密度之高爾夫球桿頭材料。

如公告編號第 584568 號之中華民國專利「低密度鐵基之高爾夫球桿頭

合金材料」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種低密度鐵基之高爾夫球桿頭材料，其合金材料組成為 25~31 wt.%錳，5~7 wt.%鉻，7~10 wt.%鋁，0.9~1.1 wt.%碳，及其餘比例以鐵為基材所組合而成。根據此專利之第二項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.8~1.5 wt.%矽。根據此專利之第三項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 2~5 wt.%鉻。根據此專利之第三項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.5~1.0 wt.%鉬。另外，在此專利說明書中的中文發明摘要、發明內容、實施方式、第六圖之備註內容所述，此專利合金鑄件或塑性加工(冷作及熱作)後，經 950~1270°C 溫度 1~24 小時熱處理，即可獲得不同比例析出相之顯微結構，使其合金密度低於 6.6 g/cm<sup>3</sup>，在 800~1050°C 溫度熱鍛加工，可獲得極佳表面性質，經過 980~1080°C 溫度 1~4 小時熱處理及 500~650°C 溫度 4~8 小時熱處理，另利用冷作軋軋加工改變晶粒結構及時效處理，即可獲得極佳抗拉強度與延展性的組合，使該材料具有低密度、高強度與高防銹性之高爾夫球桿頭設計特性。

如公告編號第 I235677 號之中華民國專利「低密度高延展性鐵基之高爾夫球鐵桿頭合金材料」，根據此專利之第一項申請專利範圍內容所述，一種低密度鐵基高延展性鐵基之高爾夫球鐵桿頭合金材料，其合金材料組成為 23.0~30.0 wt.%錳，6.3~10.0 wt.%鋁，0.8~1.05 wt.%碳，5.0~9.0 wt.%鉻，0.2~10.0 鈷，其餘比例以鐵為基材所組合而成；及將合金材料在 1000~1050°C 溫度熱鍛加工，使合金鍛材可提昇表面性質，且表面粗糙度達到 3μm 以下。根據此專利之第二項申請專利範圍內容所述，其中合金材料亦可添加 0.6~1.0 wt.%矽及 0.2~0.4wt.%氮。另外，在此專利說明書中的中文發明摘要、發明內容、實施方式內容所述，此專利合金經由添加鈷元素及適當的鑄造程序後，再經由，1000~1050°C 溫度下熱鍛處理，再經由 1030~1080°C 溫度 15~60 分鐘熱處理及 450~850°C 溫度 4~24 小時熱處理，使該材料具有高強度、低密度、高延展性、高防銹性及優異的表面性質之高爾夫球頭鐵桿頭設計目的。

綜觀以上有關鐵錳鋁碳合金應用在高爾夫球頭材質上之中華民國專利，如第一圖所示，係為上述專利之成份、熱處理及鍛造條件比較表，可發現目前已公告的鐵錳鋁碳專利成份之合金為了能達到適合應用在高爾夫球頭材質的強度、延伸性等機械性質，都必須經過高溫長時間固溶熱處理及時效熱處理，或者必須先經過熱鍛或軋延加工改變其晶粒及顯微結構後，再進行高溫長時間固溶熱處理及時效熱處理，而且由於上述鐵錳鋁碳專利成份都含有極高比例的碳，為了防止高溫長時間熱處理時所造成的嚴重脫碳氧化現象，目前所有以鐵錳鋁碳合金為材質的高爾夫球頭均必須以真空爐來完成熱處理，因此必須增加昂貴的鍛造模具、鍛造加工及高溫真空爐長時間熱處理成本。

另外，由於鐵錳鋁碳合金在相圖中具有極為寬廣的固液混合相區溫度範圍，容易形成黏滯性高的粥狀區(mush zone)，即液態金屬液中含有固態金屬之混合區，如粥狀般，因此造成合金的澆鑄流動性差，造成許多高爾夫球頭鑄件上的商標(logo)小字體、打擊面細小的UV形線溝及鑄件薄區等都無法澆鑄成型，所以目前許多微小字體及線溝都不直接澆鑄成型，而是另外再進行機械雕刻成型，因此造成生產鐵錳鋁碳合金材質之高爾夫球頭成本及時間的大幅增加，或者有薄區設計的高爾夫球頭無法完全澆鑄成型而造成球頭外觀設計上的許多限制，除此之外，由於合金的流動性差，在澆鑄時液態金屬無法順利地補充鑄件凝固時物理收縮所造成的樹枝狀晶臂間(interdendrite)之空孔，而造成了嚴重的高爾夫球頭內部縮孔缺陷，使得球頭的實際強度及延伸性大幅下降，在打擊時造成球頭打擊面破裂或變形，以及在調整球頭桿部角度時造成桿身裂縫或斷裂等嚴重瑕疵問題。若鑄件須再進一步進行鍛造等塑性加工時，縮孔成為裂縫起始源，塑性加工時的應力也將會在球頭上造成裂縫或破裂。

有鑑於此，本發明係針對上述之問題，提出一種低密度之高爾夫球頭合金材料，可大幅降低目前生產鐵錳鋁碳合金材質之高爾夫球頭的成本及時間，適合應用在製作高爾夫球桿頭的材料。

**【發明內容】**

本發明的目的之一，係提出一種低密度之合金材料及其製法，在不需任何熱處理及熱作和冷作塑性加工之條件下，即具有極佳的延伸性、強度、吸震性及高抗蝕性。

本發明的目的之一，係提出一種低密度之合金材料及其製法，可改善合金在液體狀態時的流動性，提高澆鑄成型性及鍛造、軋延等塑性加工性。

本發明的目的之一，係提出一種低密度之合金材料及其製法，可增加合金在液體狀態時的流動性，可將高爾夫球頭上的微小字體、打擊面上線溝、薄區等澆鑄成型，高爾夫球頭不須在澆鑄後另外再進行機械雕刻，節省大幅的生產成本與時間。

本發明的目的之一，係提出一種低密度之合金材料及其製法，可增加合金在液體狀態時的流動性，金屬液也可順利地補充鑄件在凝固收縮時所造成樹枝狀晶臂間之空孔，克服了高爾夫球頭內部縮孔缺陷問題所產生的球頭強度及延伸性急劇下降以及在鍛造、軋延等塑性加工過程時因縮孔存在所形成的裂縫，大幅提高生產良率。

本發明的目的之一，係提出一種低密度之合金材料及其製法，此合金具有  $6.6\sim 6.9\text{ g/cm}^3$  之間的低密度，在不須任何熱處理及熱作和冷作塑性加工之條件下，即具有  $30\sim 60\%$  之間的極佳延伸性、 $100\sim 135\text{ ksi}$  之間的極佳抗拉強度、高吸震性及高抗蝕性。

根據本發明，其係含有重量百分比大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8wt 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，大於等於 0.1 小於等於 0.5 的矽及其餘比例為鐵之合金材料。

本發明之製造方法，係對組成重量百分比大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，大於等於 0.1 小於等於 0.5 的矽及其餘比例為鐵之材料經一熔煉程序形成一合金材料。

底下藉由本發明合金成份設計之理論根據與所附圖示，配合具體實施

例詳加說明，當更容易瞭解本發明之目的、技術內容、特點及其所達成之功效。

### 【實施方式】

本發明合金成份係以鐵、錳、鋁、鉻、碳及矽元素為基礎之合金，根據發明人的研究發現，當在鐵錳鋁鉻碳合金中添加大於等於 0.1 小於等於 0.24 重量百分比(wt.%)的矽含量及較高的鋁含量大於等於 8.1 小於等於 9.8 重量百分比(wt.%)時，能夠促使一種具有  $L'1_2$  有序(ordered)結構相的  $(Fe,Mn)_3AlC_x$  碳化物(以下簡稱為  $\kappa'$ -碳化物)在鑄件凝固及冷卻過程中，在具有面心立方結構(FCC)沃斯田鐵相的樹枝狀晶內微細且均勻整合(coherent)析出。因此，鑄件在不需任何熱處理條件下即可獲得極佳的強度。由於  $\kappa'$ -碳化物所具有的  $L'1_2$  有序結構與沃斯田鐵相的面心立方結構(FCC)之原子排列位置一樣，只是原子種類不完全相同，而且  $\kappa'$ -碳化物的晶格常數( $a_{\kappa'} = 0.376\text{nm}$ )與沃斯田鐵基地的晶格常數( $a_r = 0.371\text{nm}$ )相當接近，僅相差 1.3%而已。因此， $\kappa'$ -碳化物與沃斯田鐵基地兩相之間可具有均勻整合(coherent)界面，也就是說在兩相界面之間的原子能夠一對一完美地健結在一起，如同兩相原來結構般的原子排列，在界面上並不會產生刃差排(edge dislocation)來調節因結構的不同或晶格常數之差異所形成的巨大應力場。也因為在兩相界面上沒有差排的存在，兩相之間的原子均能一對一的緊密完美地健結在一起，換言之，兩相界面上的原子不易移動或擴散(diffusion)。由於析出相必須靠原子間的擴散行為來不斷的成長，所以當熱處理溫度越高時，原子擴散速率就越快，析出相成長的速度也就越快，就是因為擴散速率隨著溫度的升高而增加的結果。因此，當  $\kappa'$ -碳化物與沃斯田鐵基地兩相之間具有均勻整合(coherent)界面時，細微的  $\kappa'$ -碳化物並不會在鑄件凝固冷卻過程中在樹枝狀晶內或晶界上快速成長而產生一連串複雜的相變化，造成鑄件的延性急劇地下降轉變為脆性合金。所以，在沃斯田鐵基地內仍具有細微且均勻分佈的  $\kappa'$ -碳化物，因此，本發明合金在此顯微結構下不須任何熱處理即可獲得極佳的延伸性(30~60 %)及抗拉強度(100~135 ksi)的組

合。有別於上述其他專利，其專利合金必須利用真空高溫固溶熱處理及時效熱處理來獲得不同比例析出相之顯微結構，才可使合金應用在高爾夫球頭的材質上。

除此之外，本發明合金中所添加大於等於 0.1 小於等於 0.24 重量百分比(wt.%)含量的矽，能夠改善鐵錳鋁碳合金鑄造性，提高合金在液體狀態時的流動性，所以能順利地將高爾夫球頭鑄件上的商標(logo)小字體、打擊面細小的 UV 形線溝及鑄件薄區等澆鑄成型，而不須再額外進行機械雕刻加工，增加製造成本，而且也由於合金在液體狀態時的流動性增加，金屬液能夠順利地補充鑄件凝固時物理收縮所造成的樹枝狀晶臂間(interdendrite)之空孔，克服了高爾夫球頭內部縮孔缺陷問題所產生的在鍛造、軋延等塑性加工過程時所形成的裂縫。發明人曾對添加不同的矽含量對以重量百分比計之鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-X 矽合金流動性的影響進行研究，第二圖為將不含矽及含不同矽含量的鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-X 矽(X=0, 0.11, 0.17, 0.24, 0.30, 0.42, 0.60, 0.73, 0.85, 1.17)合金在 1550°C 金屬液溫度下澆鑄在 1000°C 溫度預熱具有螺旋流道設計的殼模中，待凝固後將不含矽的合金長度設為 1，與其他含不同矽含量合金的長度比之比較表。從第二圖的實驗結果可以得知，不含矽的合金長度最短，流動性最差，當添加 0.11wt.% 少量的矽時，合金長度即可發現會有明顯的增加，而且隨著矽含量的增加，合金的長度亦隨著接近等比例的增加，然而，當矽含量添加至 0.42wt.% 時，隨著矽含量的增加，合金的長度也就是其流動性已無明顯的增加。

若單純以流動性來考量，在鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1 鉻-1.03 碳合金中至少應添加 0.42wt.% 的矽會有較佳的流動性，不過根據發明人利用掃描式電子顯微鏡/能量散佈分析儀(SEM/EDS)及穿透式電子顯微鏡(TEM)的觀察及拉伸試驗的結果發現，當鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-X 矽合金中的矽含量為 0.3wt.% 或以上時，合金在鑄造狀態下(As-Cast)為樹枝狀晶與晶臂間隙(interdedrite)交錯分佈的組織，值得注意的是，合金在凝固過程中，樹枝狀晶會較先凝固，而且隨著具沃斯田鐵相之樹枝狀晶的凝固，鋁和矽原子會被

排出至週圍尚未凝固的晶臂間隙(interdendrite)液態相中，隨著溫度不斷的下  
降，富有鋁及矽元素的液態相也逐漸凝固成固態相。以鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1  
鉻-1.03 碳-0.3 矽合金為例，經由掃描式電子顯微鏡(SEM)及能量散佈分析儀  
(EDS)的組織型態(morphology)觀察及微觀區域的成份測量發現，雖然合金  
平均的鋁和矽含量只有 8.8wt.%和 0.3wt.%，但最後凝固的晶臂間隙  
(interdedrite)中的鋁和矽含量卻高達 10.2wt.%和 0.68wt.%，從穿透式電子顯  
微鏡的分析及相的鑑定得知，在晶臂間隙(interdedrite)中，鋁和矽不僅是肥  
粒鐵相(bcc)的形成元素，在高鋁含量的肥粒鐵相中，矽含量的增加會促使  
無序的(disordered)肥粒鐵相(bcc)轉變為一種極脆的  $D0_3$  有序(ordered)相，造  
成合金的韌性變差。拉伸試驗的結果也同樣証實，當鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1  
鉻-1.03 碳-X 矽合金中的矽含量為 0.3wt.%或以上時，合金在鑄造狀態下  
(As-Cast)的延伸性將下降至 15%或以下，不適合在未經任何熱處理的條件  
下應用在高爾夫球頭上。因此，考量當矽含量在 0.3wt.%或以上時，在未經  
任何熱處理的狀態下，合金的延伸性會明顯下降，但是只要當矽含量添加  
至 0.24wt.%時，合金的流動性就已有明顯的增加，而且當矽含量添加至  
0.42wt.%或以上時，合金的流動性已無明顯增加的情況下，矽含量的添加應  
控制在大於等於 0.1 小於等於 0.24 重量百分比(wt.%)之間，合金在液體狀態  
時即可具有良好的流動性，同時在不需要熱處理的狀態下就能具有極佳的  
韌性及強度的組合。然於本發明合金材料中，矽含量為大於等於 0.24 小於  
等於 0.5 重量百分比時，仍可藉由在 950~1200°C 溫度之間進行 1~3 小時的  
熱處理，使合金材料具有極佳的延伸性及強度。有別於公告編號第 178648，  
460591，506845 和 584568 號中華民國專利，其專利合金成份中並未添加矽  
或添加 0.8~1.5wt.%過高含量的矽。

發明人亦曾對不同的鋁含量對以重量百分比計之鐵-30.4 錳-X 鋁-5.1 鉻  
-1.03 碳-0.18 矽合金流動性的影響進行研究，第三圖為將含不同鋁含量的以  
重量百分比計之鐵-30.4 錳-X 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽(X=6.0, 7.4, 8.1, 9.1,  
9.8, 10.6, 11.8)合金於 1550°C 金屬液溫度下澆鑄在 1000°C 溫度預熱具有螺  
旋流道設計的殼模中，待凝固後將含 6.0wt.%鋁的合金長度設為 1，與其含

不同鋁含量合金的長度比之比較表。從第三圖的實驗結果可以得知，含 6.0wt.%鋁的合金長度最短流動性最差，但隨著低熔點的鋁元素含量的增加，合金的流動性亦隨著增加。

然而，如同上述說明，鑄件在凝固過程中，鋁會偏析在晶臂間隙 (interdendrite)，其鋁濃度會明顯的高於合金平均的鋁濃度，造成合金韌性的降低。但是，根據發明人利用穿透式電子顯微鏡(TEM)的觀察發現，鋁也是形成 $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物( $\kappa'$ -碳化物)的基本元素之一，因此低鋁含量將會減少或抑制 $\kappa'$ -碳化物在沃斯田鐵基地中的析出，造成合金強度的不足。除此之外，發明人也利用表面分析電子能譜儀(XPS/ESCA)分析合金表面具有保護作用的鈍化層氧化物組成，分析結果發現，鈍化層的氧化物組成主要為具有抗蝕且保護基材效果的 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 和微量的 $\text{SiO}_2$ 氧化物，以及少量不抗蝕的 $\text{FeO}(\text{Fe}_3\text{O}_4)$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{MnO}(\text{Mn}_3\text{O}_4)$ 和 $\text{Mn}_2\text{O}_3$ 氧化物。而且，發明人另有一個重要的發現，第四圖和第五圖分別是以重量百分比計之鐵-30.4 錳-7.2 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽和鐵-30.4 錳-8.1 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽兩種各含不同鋁含量合金的表面氧化物含量對合金縱深之圖表(depth profile)。由於表面的鋁原子是以氧化物 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 的型態存在，比較第四圖和第五圖中鋁的原子比(at.%)可以明顯的發現，當合金的鋁含量從 7.2wt.%增加至 8.1wt.%時，合金表面具有保護基材作用的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 大幅的增加。第六圖分別為以重量百分比計之鐵-30.4 錳-7.2 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽和鐵-30.4 錳-8.1 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽兩種各含不同鋁含量的合金於 5%氯化鈉溶液中的動態電位極化曲線(potentiodynamic polarization curves)圖，比較第六圖可發現，當合金的鋁含量為 8.1wt.%時，合金表面具有保護基材作用的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 大幅的增加，而使含 8.1wt.%鋁之鐵-30.4 錳-8.1 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽合金的鈍化電流密度( $I_p$ )明顯的下降，鈍化電位範圍( $\Delta E$ )及孔蝕電位( $E_{pp}$ )明顯的增加許多，其抗蝕性優於只含 7.2wt.%鋁之鐵-30.4 錳-7.2 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽合金甚多。因此，綜合考量合金的流動性、延伸性、強度及抗蝕能力等因素下，鋁含量的添加應控制在大於等於 8.1 小於等於 9.8 重量百分比(wt.%)之間，即可再提高合金的流動性，同時在不需要熱處理的條件下，



合金就能具有極佳的韌性及強度的組合。有別於公告編號第 178648, 185568 和 460591 號中華民國專利，其專利合金成份中的鋁含量並未超過 8.0wt.%。

另外，為了配合上述本發明合金中，大於等於 0.1 小於等於 0.24 重量百分比(wt.%)矽和大於等於 8.1 小於等於 9.8 重量百分比(wt.%)鋁含量的設計，以達到合金不須經任何熱處理條件下，就能具有極佳的韌性及強度的組合，錳、鉻及碳等其他合金元素含量應做下列適當的調整及限制。

錳元素為沃斯田鐵相的強化元素，因此錳的添加能增加沃斯田鐵相的比例，提高合金的延伸性，欲使合金在鑄造條件下即具有極佳延展性，錳元素添加量至少須在 23wt.%或以上，但錳元素添加量超過 33wt.%以上時，由於  $\beta$ -Mn 的析出，反而造成合金延展性的下降。故錳元素的添加應限制在大於等於 23 小於等於 33 重量百分比(wt.%)之間。碳元素除了是沃斯田鐵相的強化元素，同時也是形成  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物 ( $\kappa'$ -碳化物) 的基本元素，碳含量過少會減少沃斯田鐵相的比例及抑制  $\kappa'$ -碳化物的析出，降低合金的延展性及強度。隨著碳含量的增加，不但沃斯田鐵相的比例增加，而且  $\kappa'$ -碳化物在沃斯田鐵相內的析出量亦隨著增加，但是過多的碳含量將促使粗大的碳化物在晶界上析出而造成合金延伸性的下降。鉻元素能夠在合金表面上形成一種具有保護性的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化層，提昇合金的耐蝕性。然而，鉻不但是肥粒鐵相的強化元素，亦是碳化物的強化元素。過少的鉻含量會降低合金的抗蝕性。過多的鉻含量及碳含量則會促使一種具有六方最密堆積結構(hcp)之碳化鉻  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  的形成，不但造成合金的延性降低，而且因為會有鉻的空乏區，使合金容易產生孔蝕或沿晶腐蝕。因此，欲使合金在鑄造條件下即具有極佳的強度及韌性，鉻元素的添加應限制在大於等於 3 小於等於 7.8 重量百分比(wt.%)之間，碳元素的添加應限制在大於等於 0.6 小於等於 1.2 重量百分比(wt.%)之間。根據發明人的研究發現，在本發明合金中添加鉬元素可提高合金在 5%氯化鈉溶液中動態電位極化曲線的孔蝕電位( $E_{pp}$ )，提昇其抗孔蝕能力。當鉬元素的添加量未超過 1.5wt.%時，合金延性在稍許降低的情況下可再增加其強度。然而，近幾年來，鉬元素市場價格極為昂貴，因此，綜合合金各項性質在不加鉬元素時是否已符合要求目標以及原

料成本大幅提高的考量下，可選擇性的加入或不加入鉬元素。依照市場價格情形，在至多 1.5wt.%的範圍內，彈性調整鉬的添加量，以提升產品價格的競爭力。

綜合上述發明內容之詳細說明，本發明合金成份為 23~33 wt.%錳，8.1~9.8 wt.%鋁，3~7.8wt.%鉻，0.6~1.2 wt.%碳，0.1~0.24wt.%矽及其餘比例為鐵組合而成，其合金中亦可添加 0~1.5wt.%的鉬。根據本發明所得的合金具有良好的流動性以及在鑄造狀態下不須任何熱處理，即可具有 6.6~6.9 g/cm<sup>3</sup> 的低密度，30~60 % 之間的極佳延伸性、100~135 ksi 之間的極佳抗拉強度、高吸震性及高抗蝕性之特性。利用本發明合金作為高爾夫球頭材質時，即可大幅降低目前生產鐵錳鋁合金材質之高爾夫球頭的成本。

利用本發明所揭示之合金成份主要組成為以重量百分比大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8wt 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，，大於等於 0.1 小於等於 0.24 矽及其餘比例為鐵之材料，其合金中亦可添加大於等於 0 小於等於 1.5 重量百分比(wt.%)的鉬，以大氣熔煉、真空熔煉或還原氣氛熔煉後澆注於模內，不用再經任何熱處理，球頭鑄件可直接經噴砂、研磨、焊接、桿身鑽銑孔、表面處理及美工等程序步驟後，製作成鑄造型高爾夫球頭。由於本發明合金在鑄造狀態下(As-Cast)即具有極佳的韌性，因此，也相當適合進行後續的冷作及熱作等塑性加工，製作成鍛造型或鑄造加鍛造的複合型高爾夫球頭。

為使熟習此項技術之人士在詳閱本發明後可以實施製造，並且為了進一步證實本發明之實用性，以下茲就其具體實施方法列舉實施例以供參考，實例中所述內容及範圍並非用以限制本發明。

#### 實施例一：

一種成份組成為 26wt.%錳、8.3 wt.%鋁、6.0 wt.%鉻、0.68 wt.%碳、0.18 wt.%矽及其餘為鐵的本發明合金，以高周波感應爐熔煉後，澆鑄在已預熱過的高爾夫球頭脫蠟殼模內，鋼液流動性佳，因此，皆能順利充滿任何模穴，待其殼模鑄件冷卻後，即可進行震殼、切割流道澆口、噴砂、研磨、

焊接、桿身鑽銑孔、表面處理及美工等程序步驟。不需要任何熱處理，此高爾夫球頭即具有高抗蝕性、 $6.74\text{g/cm}^3$ 的低密度、59.1%的延伸率及 108.2 ksi 的抗拉強度等極佳性質的高爾夫球頭，大幅降低製造成本。

#### 實施例二：

一種成份組成為 30.4wt.%錳、8.8 wt.%鋁、5.1 wt.%鉻、1.03 wt.%碳、0.24 wt.%矽及其餘為鐵的本發明合金，以高周波感應爐熔煉後，澆鑄在已預熱過的高爾夫球頭脫蠟殼模內，鋼液流動性佳，因此，皆能順利充滿任何模穴，待其殼模鑄件冷卻後，即可進行震殼、切割流道澆口、噴砂、研磨、焊接、桿身鑽銑孔、表面處理及美工等程序步驟。不需要任何熱處理，此高爾夫球頭即具有高抗蝕性、 $6.62\text{g/cm}^3$ 的低密度、43.3%的延伸率及 124.5 ksi 的抗拉強度等極佳性質的高爾夫球頭，大幅降低製造成本。

#### 實施例三：

一種成份組成為 28wt.%錳、8.8 wt.%鋁、5.1 wt.%鉻、1.02 wt.%碳、0.21wt.%矽、1.0wt.%鉬及其餘為鐵的本發明合金，以高周波感應爐熔煉後，澆鑄在已預熱過的高爾夫球頭脫蠟殼模內，鋼液流動性佳，因此，皆能順利充滿任何模穴，待其殼模鑄件冷卻後，即可進行震殼、切割流道澆口、噴砂、研磨、焊接、桿身鑽銑孔、表面處理及美工等程序步驟。不需要任何熱處理，此高爾夫球頭即具有高抗蝕性、 $6.83\text{g/cm}^3$ 的低密度、35.2%的延伸率及 133.1 ksi 的抗拉強度等極佳性質的高爾夫球頭，大幅降低製造成本。

本發明乃利用合金設計的理念及材料顯微結構組織的知識，發明了一種具有  $6.6\sim 6.9\text{g/cm}^3$  之間的低密度之高爾夫球頭合金材料，在不須任何熱處理及熱作和冷作塑性加工之條件下，即具有 30~60 % 之間的極佳延伸性、100~135 ksi 之間的極佳抗拉強度、高吸震性及高抗蝕性，而且經由適當的合金設計，可改善合金在液體狀態時的流動性，提高澆鑄成型性及塑性加工性，而且可大幅降低目前生產鐵錳鋁碳合金材質之高爾夫球頭的成本及時間，適合應用在製作高爾夫球桿頭的材料。

綜合上述，本發明之合金成分有別於上述公告編號第 178648，185568，460591，506845，584568 和 I235677 號等有關鐵錳鋁碳材質高爾夫球頭之中華民國專利中的合金成份。此外，利用本發明所揭示之合金成份及技術製作高爾夫球頭時，可不須再經任何熱處理及鍛造、軋延等冷作、熱作加工，即可使高爾夫球頭獲得低密度、高強度、高韌性、高制震能及高抗蝕性等優異特性，而且，由於流動性的增加，可順利地將微小字體、打擊面線溝及球頭薄區等澆鑄成型，不須再以機械雕刻成型，也由於液態金屬的流動性增加，可順利地補充鑄件凝固收縮所造成的樹枝晶臂間(interdendrite)之孔洞，克服了球頭內部縮孔的問題，大幅降低目前生產製造鐵錳鋁碳材質高爾夫球頭的成本及不良率。

以上所述係藉由實施例說明本發明之特點，其目的在使熟習該技術者能瞭解本發明之內容並據以實施，而非限定本發明之專利範圍，故，凡其他未脫離本發明所揭示之精神所完成之等效修飾或修改，仍應包含在以下所述之申請專利範圍中

### 【圖式簡單說明】

第一圖係為習知專利公開技術關於鐵錳鋁碳合金應用在高爾夫球頭材質上之成份、熱處理及鍛造條件與本發明之合金材料比較表。

第二圖係為依據本發明矽含量對以重量百分比計之鐵-30.4 錳-8.8 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-x 矽合金流動性之關係示意圖。

第三圖係為依據本發明鋁含量對以重量百分比計之鐵-30.4 錳-x 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽合金流動性之關係示意圖。

第四圖係為依據本發明以重量百分比計之鐵-30.4 錳-7.2 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽合金表面元素含量與合金縱深(depth profile)之關係示意圖。

第五圖係為依據本發明以重量百分比計之鐵-30.4 錳-8.1 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽合金表面元素含量與合金縱深(depth profile)之關係示意圖。

第六圖係為依據本發明以重量百分比計之鐵-30.4 錳-7.2 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽和鐵-30.4 錳-8.1 鋁-5.1 鉻-1.03 碳-0.18 矽兩種各含不同鋁含量的合金於 5%氯化鈉溶液中的動態電位極化曲線(potentiodynamic polarization curves)比較示意圖。

**【主要元件符號說明】**

## 十、申請專利範圍：

- 1.一種低密度高韌性之合金材料，該合金材料含有重量百分比大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，大於等於 0.1 小於等於 0.5 的矽及其餘比例為鐵所組合而成。
- 2.如申請專利範圍第 1 項所述之低密度高韌性之合金材料，更包含重量百分比大於等於 0 小於等於 1.5 的鉬。
- 3.如申請專利範圍第 1 項所述之低密度高韌性之合金材料，其中矽含量之重量百分比係為大於等於 0.1 小於等於 0.24。
- 4.如申請專利範圍第 2 項所述之低密度高韌性之合金材料，其中矽含量之重量百分比係為大於等於 0.1 小於等於 0.24。
- 5.如申請專利範圍第 1 項所述之低密度高韌性之合金材料，其中矽含量之重量百分比係為大於等於 0.24 小於等於 0.5。
- 6.如申請專利範圍第 2 項所述之低密度高韌性之合金材料，其中矽含量之一重量百分比係為大於等於 0.24 小於等於 0.5。
- 7.如申請專利範圍第 1 項所述之低密度高韌性之合金材料，其中該合金材料具有  $6.6\sim 6.9\text{ g/cm}^3$  之密度、 $30\sim 60\%$  之延伸性與  $100\sim 135\text{ ksi}$  之抗拉強度。
- 8.一種低密度高韌性合金材料之製造方法，其係對組成重量百分比大於等於 23 小於等於 33 的錳，大於等於 8.1 小於等於 9.8 的鋁，大於等於 3 小於等於 7.8 的鉻，大於等於 0.6 小於等於 1.2 的碳，大於等於 0.1 小於等於 0.5 的矽及其餘比例為鐵之材料經一熔煉程序形成一合金材料。
- 9.如申請專利範圍第 8 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，更包含重量百分比大於等於 0 小於等於 1.5 的鉬。
- 10.如申請專利範圍第 8 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中矽含量之一較佳重量百分比係為大於等於 0.1 小於等於 0.24。
- 11.如申請專利範圍第 9 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中矽含量之一較佳重量百分比係為大於等於 0.1 小於等於 0.24。
- 12.如申請專利範圍第 8 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中

矽含量之一較佳重量百分比係為大於等於 0.24 小於等於 0.5。

13.如申請專利範圍第 9 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中矽含量之一較佳重量百分比係為大於等於 0.24 小於等於 0.5。

14.如申請專利範圍第 12 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，更包含在 950~1200°C 之間進行 1~3 小時的一熱處理程序。

15.如申請專利範圍第 13 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，更包含在 950~1200°C 之間進行 1~3 小時的一熱處理程序。

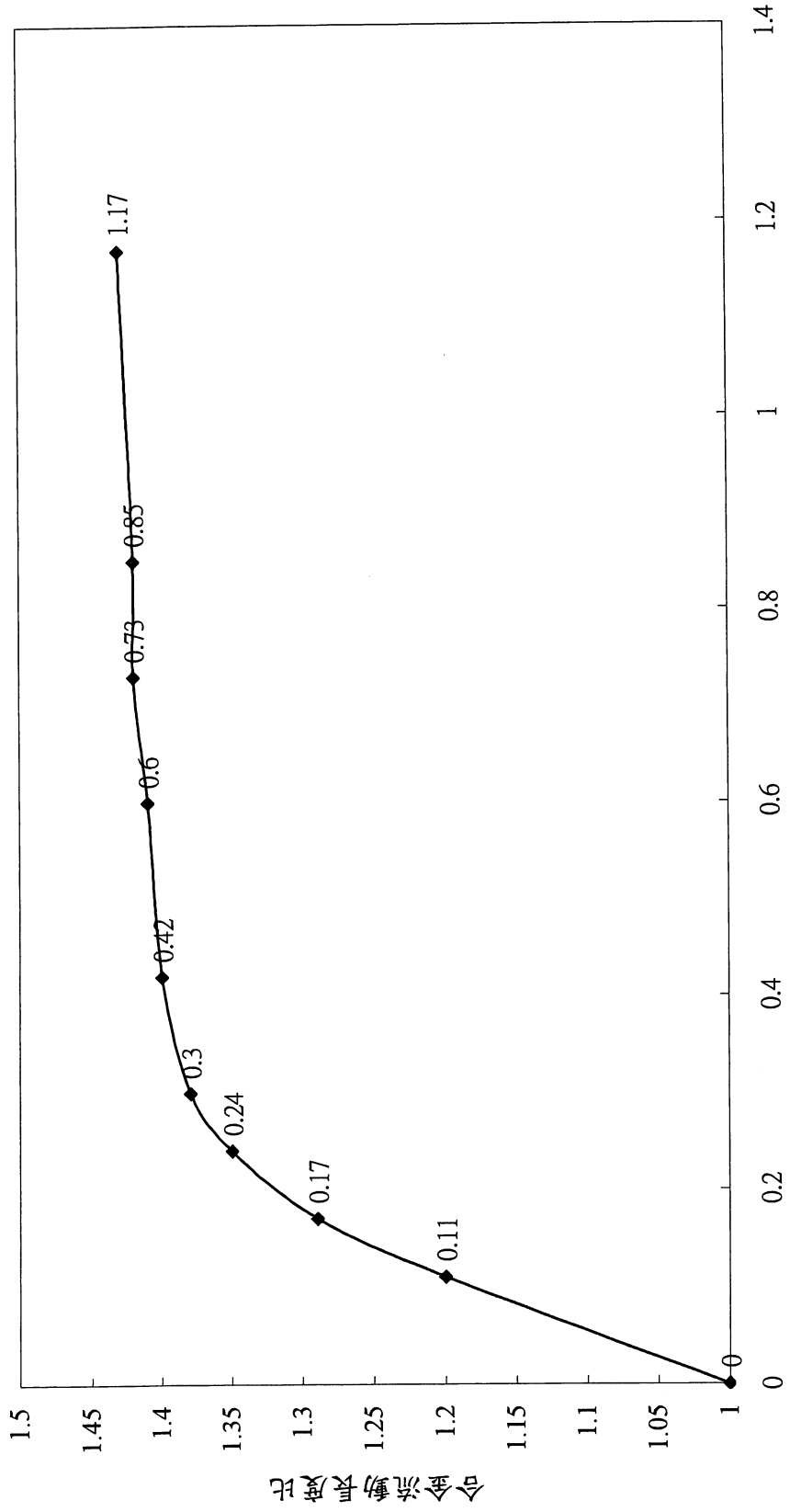
16.如申請專利範圍第 8 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中該熔煉程序為大氣熔煉、真空熔煉、或還原氣氛熔煉。

17.如申請專利範圍第 8 項所述之低密度高韌性合金材料之製造方法，其中該合金材料具有 6.6~6.9 g/cm<sup>3</sup> 之密度、30~60 % 之延伸性與 100~135 ksi 之抗拉強度。

中華民國 專利	申請專利範圍之成份範圍 (*:代表此專利合金成份中亦可選擇添加之元素含量)											鍛造及熱處理條件	
公告號	Fe	Mn	Al	Cr	C	Si	Mo	Cu	Nb	Ti	Co	N	
本發明	Bal.	23~33	8.1~9.8	3~7.8	0.6~1.2	0.1~0.24	*0~1.5						不須任何熱處理和冷作、熱作 塑性加工
178648	Bal.	22~36	6~8		1.5~2.0		1.0~1.5						1030~1050°C, 1~2小時固溶化 及 400~550°C, 1~2 小時時效 熱處理
185568	Bal.	26~28	6.5~8	5~6	0.9~1.1	0.2~1.5	1.0~1.2	0.9~1.1	0.02~0.04				均質化熱處理
460591	Bal.	25~31	6.3~7.8	5.5~9	0.65~0.85	*0.8~1.5				*2~5			850~1050°C 熱鍛, 980~1080 °C, 1~24 小時熱處理
506845	Bal.	28~31.5	7.8~10	*5~7	0.9~1.1	*0.8~1.5				0.35~2.5			900~1100°C 熱鍛, 950~1270 °C, 1~24 小時熱處理
584568	Bal.	25~31	7~10	5~7	0.9~1.1	*0.8~1.5	*0.5~1.0						850~1050°C 熱鍛, 980~1080 °C, 1~4 小時熱處理及 500~650 °C, 4~8 小時熱處理
I235677	Bal.	23~30	6.3~10	5~9	0.8~1.05	*0.6~1.0				0.2~10		*0.2~0.4	1000~1050°C 熱鍛, 1030~1080 °C, 15~60 分鐘熱處理及 450~850°C, 4~24 小時熱處理

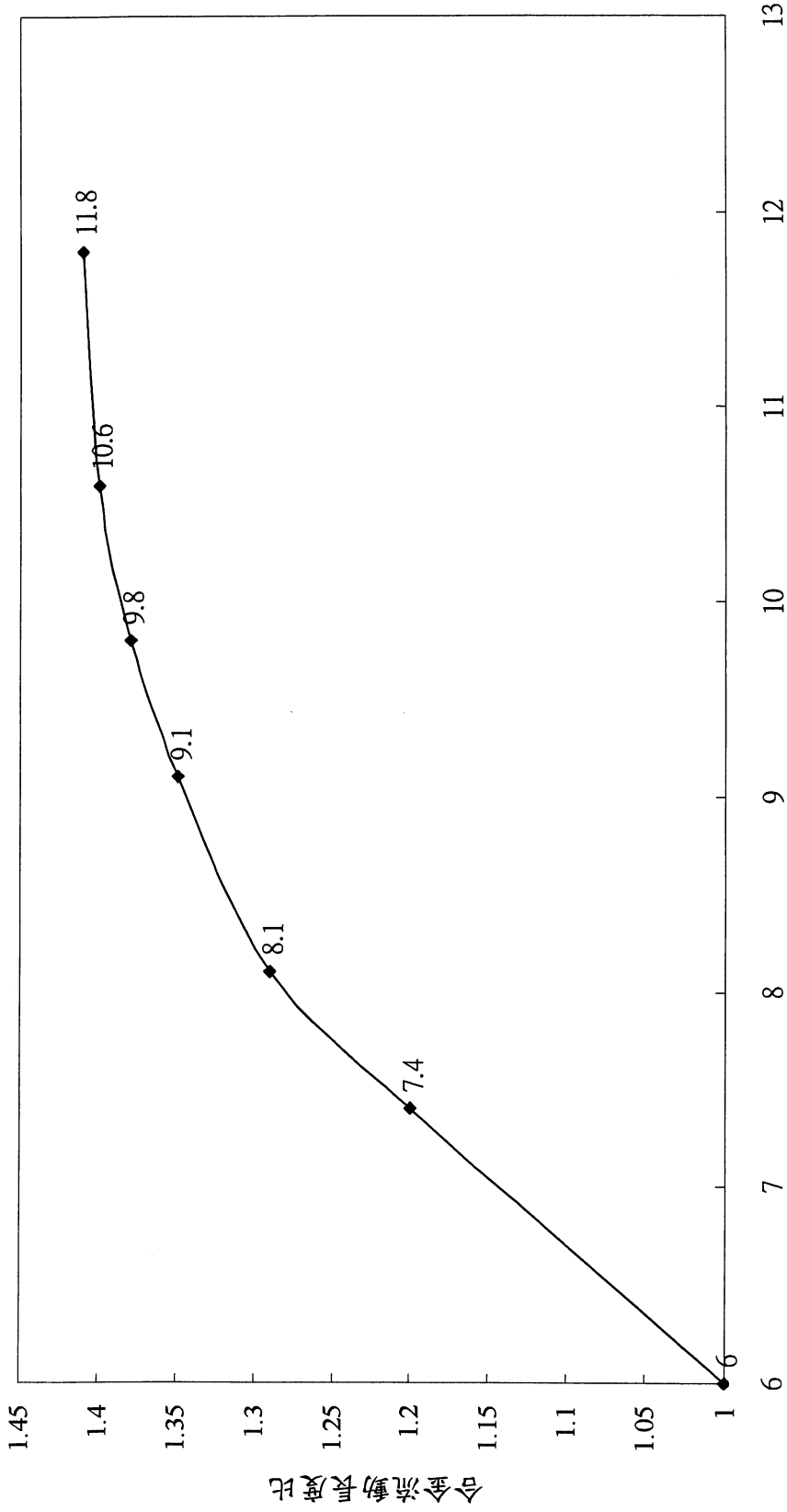
第一圖





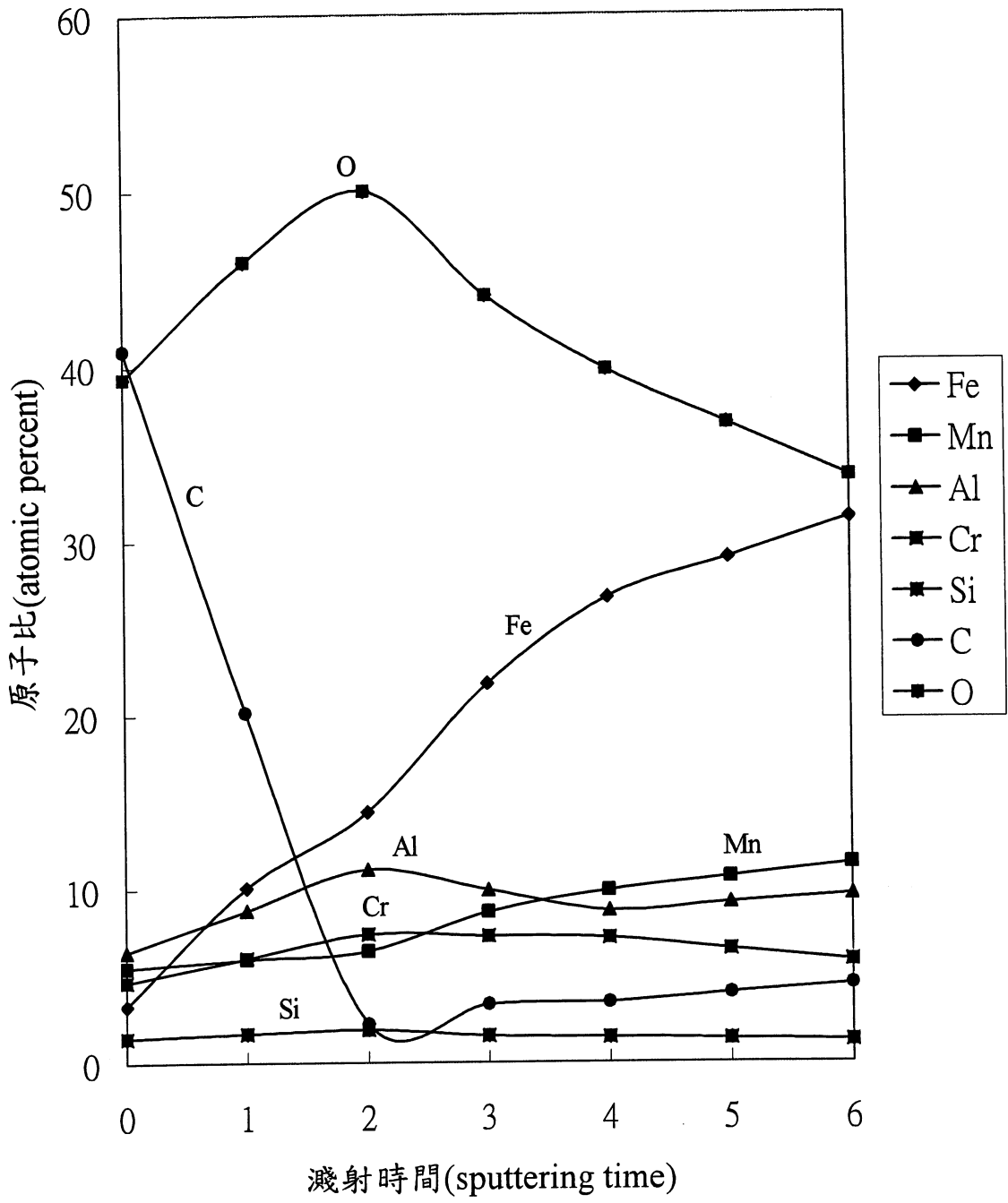
Fe-30.4%Mn-8.8%Al-5.1%Cr-1.03%C-x%Si組成合金

第二圖

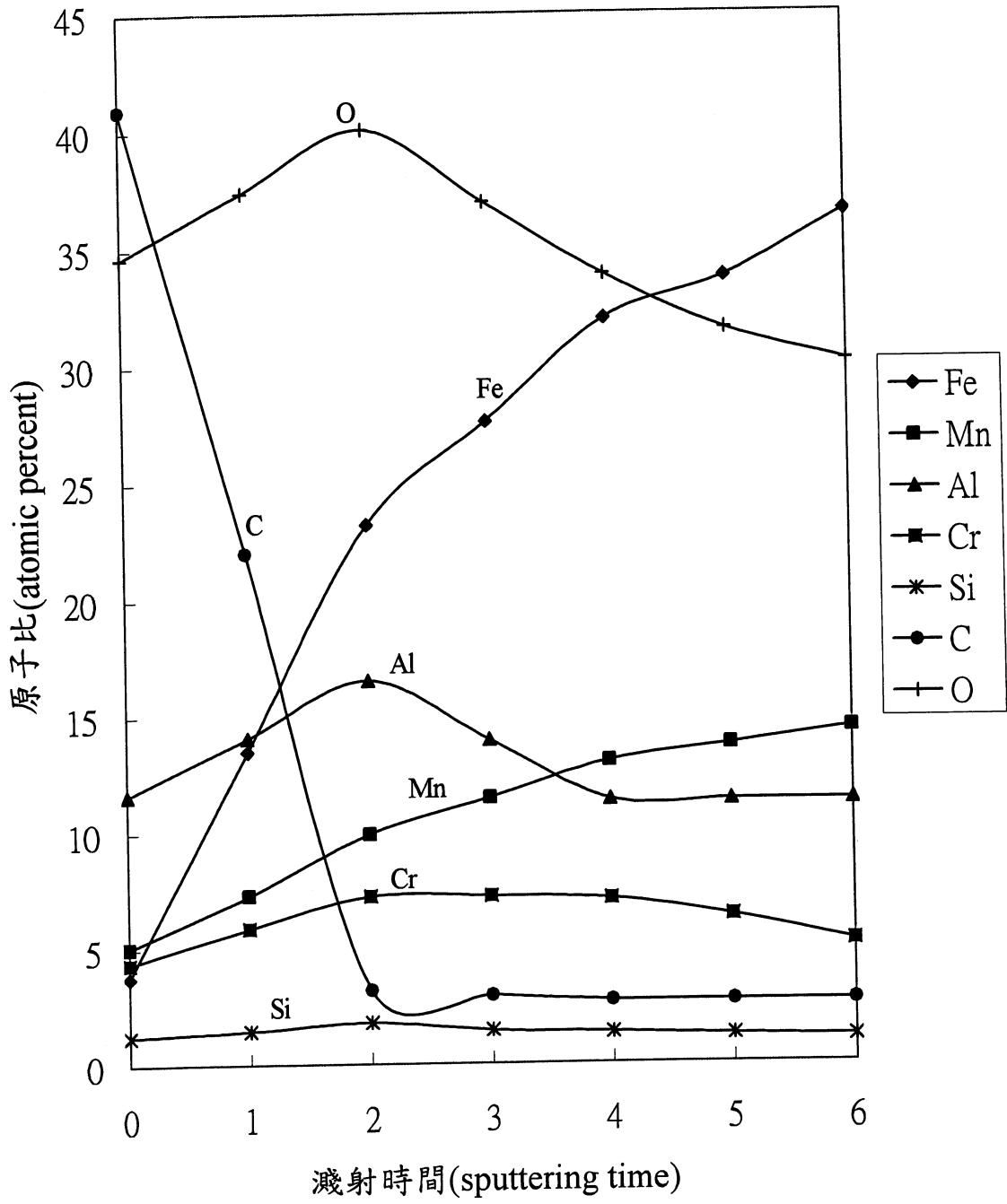


Fe-30.4%Mn-x%Al-5.1%Cr-1.03%C-0.18%Si組成合金  
x%Al

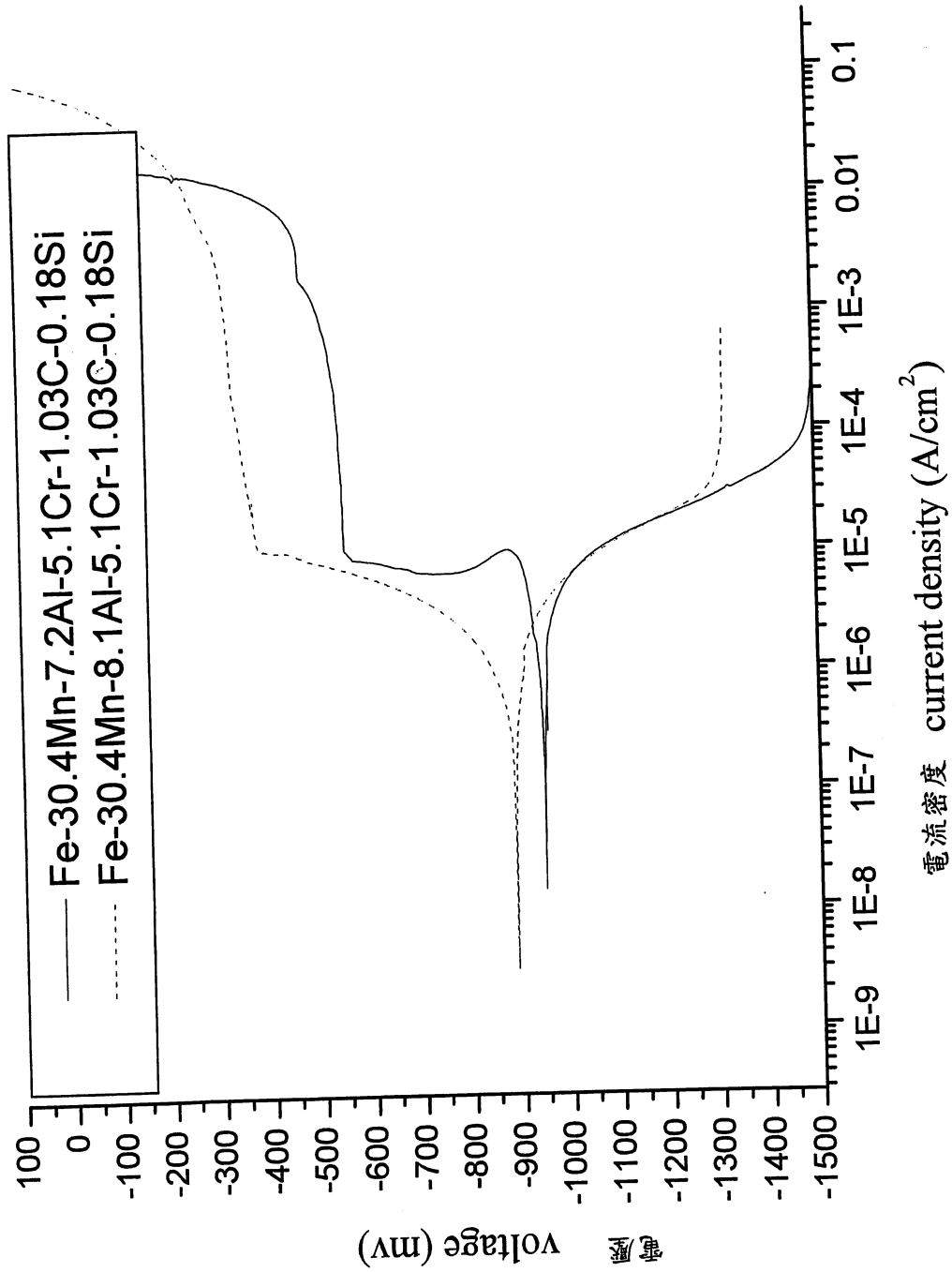
第三圖



第四圖



第五圖



第六圖