

公告本

89年3月24日修正/文止/補充

申請日期	87.6.15.
案 號	87106941
類 別	40/L ³¹ /C

中文說明書修正本(89年3月)

A4
C4

(以上各欄由本局填註)

418543

發明專利說明書

一、發明 名稱	中 文	供矽太陽電池及其他裝置之負及正電極之自摻雜方法及裝置
	英 文	"METHOD AND APPARATUS FOR SELF-DOPING NEGATIVE AND POSITIVE ELECTRODES FOR SILICON SOLAR CELLS AND OTHER DEVICES"
二、發明 人	姓 名	1.丹尼爾 L. 米爾 2.胡伯 P. 大衛
	國 籍	1-2.均美國
	住、居所	1.美國賓州皮茲堡市巴克雷路264號 2.美國賓州皮茲堡市普林路1141號
三、申請人	姓 名 (名稱)	美商伊貝拉索勒公司
	國 籍	美國
	住、居所 (事務所)	美國賓州拉吉市南51路811號
	代 表 人 姓 名	理查洛塞

裝

訂

線

418543

(由本局填寫)

承辦人代碼：
大 類：
I P C 分類：

A6
B6

本案已向：

國(地區)	申請專利，申請日期：	案號：	， ☐ 有 ☐ 無主張優先權
美國	1997年5月6日	60/045,673	☒ 有 ☐ 無主張優先權
美國	1998年5月4日	09/072,411	☐ 有 ☒ 無主張優先權

有關微生物已寄存於：，寄存日期：，寄存號碼：

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明(1)

發明範圍

本發明係關於矽太陽電池及其他矽裝置之金屬接觸，其中接觸物質包含可作為自身摻雜劑源的摻雜原子之供應源，以促使接觸物質與矽之間低電阻歐姆接觸之形成。

發明背景

在固有設計的p-n接面型太陽電池中，電子移動至與n型矽接觸的金屬電極，而電洞則移動至與p型矽接觸的金屬電極。既然越過高電阻矽/金屬介面或穿過高阻抗電極物質的強制電流會奪去電池的有用電力，因此此類接觸對於電池性能非常重要。包含介面及電極物質的電池之總特有串聯電阻率應不超過1歐姆-平方公分。

低電阻接觸的需要對半導體表面的摻雜原子濃度設立一個非常嚴苛的條件。對於n型矽，此摻雜濃度須 $\geq 1 \times 10^{19}$ 原子/立方公分(以 5×10^{22} 原子/立方公分之矽濃度為基準，為每百萬原子分之200份數(ppma))。對於p型矽，此條件較不嚴苛，其要求表面濃度為 $\geq 1 \times 10^{17}$ 原子/立方公分(2ppma)。而且，為使太陽電池之電效率最大化，頃常希望除了金屬電極正下方外之每一處具有較低的表面摻雜濃度。

因此，對於接觸物質頃希望擁有下列性質：一種可供應恰位於下方的矽足量摻雜劑(也稱為自摻雜)的能力、具有高導電性、與矽有強結構性鍵結、不會因再結合而使電子與電洞會有所損失的導入位置而使矽之電品質劣化、不昂貴且可藉經濟方法塗佈(如網版印刷)而使其有用。

一種擁有以上所述特性至某一相當程度的已知接觸物質

五、發明說明(2)

為鋁。當將鋁使用於接觸p型矽且因而於矽太陽電池中形成正電極時，鋁即擁有這類特性。此乃歸因於鋁本身在矽中為p型摻雜劑之事實。若處理溫度超過鋁-矽共晶溫度 577°C ，則鋁可摻雜矽，其視為將鋁與矽形成合金過程之一部份。鋁-矽相圖如圖1所示。圖1之垂直軸為攝氏度數的溫度，而水平軸為矽百分比。水平軸有兩種刻度：下刻度為矽百分比(原子計)及上刻度為矽百分比(重量計)。圖1顯示在 577°C 共晶點102具12.5%Si及87.5%Al(重量計)。線100表示 577°C ，而且共晶點102位於此線上。然而在點102正下方的數字顯示在共晶時具11.3%(原子計)及11.7%(重量計)Si，詳細圖101之較正確數據顯示數字為12.1%(原子計)及12.5%(重量計)。由曲線103(從點102向右上升)可見，當溫度更進一步增加至共晶以上，則可保持於Si及Al之熔融混合物Si百分比也增加。在共晶溫度以上的溫度，鋁及矽之形成合金產生：(i)一個為了低接觸電阻而適當地為鋁所摻雜的近表面矽區、(ii)一種具有相當高的攜帶太陽電池電流之導電性的鋁-矽共晶組成之電極物質及(iii)在共晶導體及矽基材之間有良好附著性。鋁也為不昂貴的材料，其能用商業上可取得的塗糊以網版印刷塗佈。

對於習知的太陽電池結構，與鋁相較，為形成太陽電池之負電極而用於接觸n型矽的材料之不足也使簡易、成本經濟的太陽電池製造困難。在習知太陽電池結構中，用p型基底，負電極(接觸n型發射極)典型地係在電池之前(照明)面，而正電極係在背面。為改善此類電池之能量轉換效率，頃希望在與n型矽接觸的金屬下方具有重摻雜且在

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(3)

這些接觸之間為輕微摻雜。一種已用於達此目的之方法，稱為"發射極回蝕"，係在整個前表面先施以重摻雜，且然後在塗佈接觸金屬後蝕刻掉部分發射極。既然重摻雜層通常僅 ~ 0.3 微米深，因而此種回蝕方法為費時且難以控制。

在太陽電池技藝中已知"發射極"為一為透過照明而生成電流以產生整流(也稱為"p-n")接面的摻雜薄層。"基底"為形成另一半p-n接面而且摻雜成為與發射極相對的半導體型的區域。基底由發射極之邊界向與基底造成歐姆電接觸的這些接觸延伸。發射極相較於基底為薄的。

因此，習知矽太陽電池結構，因在接觸金屬下方的高摻雜濃度及在接觸金屬區域之間的低摻雜濃度之相反需求，而蒙受增加製程複雜性(以移除 n^+ 層)抑或性能損失(若 n^+ 層仍在)。

發明摘述

本發明係定位於產生自摻雜電極的物質及加工條件之組合。

自摻雜電極係主要地由與矽形成共晶的金屬(主成份)所形成。

然後將摻雜劑與主成份形成合金。咸選擇主成份對摻雜劑之相對組成使所形成的合金為(i)具有單一均勻固相及(ii)直接轉化成液相。若希望為p型摻雜，則與主成份形成合金的摻雜劑係選自週期表之第III族，然而若希望為n型摻雜，則與主成份形成合金的摻雜劑係選自週期表之第V族。

五、發明說明(4)

主成份與摻雜劑之合金係可藉濺鍍、抑或若使用塗糊則可藉網版印刷方式塗佈於矽基材。在網版印刷塗糊中，每一個別顆粒自身為主成份及摻雜劑之合金。

一經塗佈後，將合金與基材加熱至主成份-矽共晶溫度以上的溫度使：(i)主成份較矽基材之共晶部份為液化且(ii)主成份及摻雜劑之合金至少部份地熔融。

然後將溫度降至共晶溫度。當溫度降低時，熔融矽藉液相磊晶再成形，而如此做時摻雜原子會摻入再生晶格中。

一旦溫度降至主成份-矽共晶溫度以下，已不再藉磊晶再生摻入基材中的矽與主成份及剩餘未用的摻雜劑形成固相合金。此種主成份、矽及未用的摻雜劑之合金即為最終接觸物質。最終接觸物質係由矽與主成份之共晶部份組成。咸期待在最終接觸物質中共晶部份內主成份顯著地較矽為多，因而確保最終接觸物質的良好導電性。

此外，自摻雜負電極係可由非合金Ag形成，其可以濺鍍、網版印刷塗糊抑或蒸發之方式塗佈至矽基材上。

一經塗佈後，將Ag及基材在導入P(磷)蒸氣源之環境氣體中加熱至Ag-Si共晶溫度以上的溫度(但低於Si熔點)。Ag較矽基材之共晶部份為液化。在環境氣體中P原子將為Ag-Si之熔融混合物吸收至較為固態Si表面所吸收的程度為大的程度。

然後將溫度降至共晶溫度。當溫度降低時，熔融矽藉液相磊晶再成形，而如此做時P摻雜原子會摻入於再生晶格中。

一旦溫度降至銀-矽共晶溫度以下，已不再藉磊晶再生

五、發明說明 (5)

摻入基材中的矽與銀形成固相合金。此種銀與矽之合金即為最終接觸物質。最終接觸物質係由矽與銀之共晶部份組成。在最終接觸物質中共晶部份內銀顯著地較矽為多，因而確保最終接觸物質的良好導電性。

除了銀，咸期待其它金屬(如錫)可適合。除了P，週期表第V族之其餘成員也可用作為形成負電極的摻雜蒸氣。第III族之成員，而非P，也可用作為形成正電極的摻雜蒸氣。

本發明之優點可部份地如後發明說明中所陳述，部份地將藉由發明說明而為熟諳此技藝者所瞭解或將藉由本發明實例而為人所學習。本發明之優點可藉特別在附屬的申請專利範圍及同等物中所指出的元件及組合而為人所明瞭且達到。

圖案簡述

併於本專利說明書且構成其一部份的附圖說明幾個本發明之具體實施例，且與本發明說明一同作為解釋本發明原理。

圖1  根據本發明所使用之鋁-矽相圖；

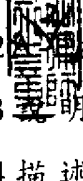
圖2  提出一種用於形成及移除 n^+ 層之方法；

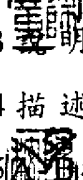
圖3  根據本發明所使用之銀-矽相圖；

圖4  描述根據本發明所使用之銀-銻相圖；

圖5  提出一種根據本發明使用自摻雜合金的方法；

圖6  根據本發明所使用之銀-鎳相圖；

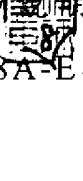
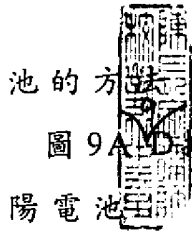
圖7  用於樹枝網狀矽IBC太陽電池的電氣特徵；

圖8A-E提出一種根據本發明製造樹枝網狀矽IBC太陽電

五、發明說明(6)



池的方

圖9A描述一種根據本發明所建構的樹枝網狀矽IBC太陽電池。

圖10說明幾個根據本發明所形成的點而產生的摻雜濃度之曲線圖，摻雜劑濃度為深度之函數，曲線圖係使用第二離子質量頻譜儀技術而量測；

圖11描述根據本發明所形成的點而產生的總摻雜密度，總摻雜劑密度為橫向距離之函數，其係使用擴散電阻技術而量測及

圖12提出由根據本發明形成的點接觸所量測的線性且為歐姆的I-V曲線圖。

較佳具體實施例詳述

現在將詳細地參考本發明之較佳具體實施例，其實例如附圖中說明。

可能的話，在所有圖案中將使用相同參考號碼以指相同或相似部份。

為用於接觸n型矽而形成太陽電池之負電極且可與鋁相較的材料匱乏也使簡易、成本經濟的交叉梳狀後接觸(IBC)太陽電池製造額外地困難。IBC太陽電池特徵為在電池之同一側具有正及負電極。為確保與IBC電池之負電極歐姆接觸所需的重摻雜($>1 \times 10^{19}$ 立方公分⁻³)n⁺層可作為電池的正及負電極之間的電分路。為了避免此問題，在正與負電極之間的n⁺層須藉酸蝕刻或反應性離子蝕刻而移除。

用於產生IBC電池用的負電極的加工程序需要至少五個不同步驟(圖2A-E中所示)而為非常煩瑣。此複雜性係需要

五、發明說明(7)

產生及移除 n^+ 層之結果。首先將摻雜劑源200，例如含磷的液體，塗佈至矽基材201表面(圖2A)。例如將液態摻雜劑源200藉旋轉塗佈至基材201表面。摻雜劑200在高溫($\sim 900^\circ\text{C}$)步驟(圖2B)中藉擴散部份地由來源轉移至矽以形成 n^+ 層202。為露出矽基材201表面接著移除摻雜劑源200(圖2C)。然後金屬接觸203藉某一方式，例如濺鍍、蒸鍍或若使用塗糊則藉網版印刷而沉積(圖2D)。若使用濺鍍或蒸鍍，則須將金屬膜圖案化，典型地係以光阻方式而圖案化(未表示出)。若使用網版印刷，則需要第二高溫度(燒烤)步驟($\approx 700^\circ\text{C}$)以在此點促進與矽的接觸。最後，將金屬接觸區203以外不需要的 n^+ 層202蝕刻掉(圖2E)以使負電極與正電極隔離。

項使用圖2A-E中所描述的方法，對正電極使用網版印刷鋁及對負電極物質使用網版印刷銀，從樹枝網狀矽基材製造IBC電池。此類IBC電池係揭示於梅爾(Meier)美國專利第5,641,362號中。在此結構中，交叉梳狀線對於鋁具有1000微米之標稱寬度，而對銀具有100微米之標稱寬度，線與線間具有100微米間隔。如賓州(PA)拉爵(Large)市之伊巴拉(EBARA)太陽股份有限公司所建構的此類最佳網版印刷網狀IBC電池，面積為2.5平方公分且具有一10.4%之量測出為異丙醇覆蓋的電池能量轉換效率以模擬伊伐/泰福芮爾(EVA/Tefzel)封裝，而此數據於 25°C 校正。此電池係在8.1歐姆-公分114微米厚網狀基材上製造，具有在每一面28歐姆/平方之平均薄層電阻的前及後表面上的磷擴散、一個在空氣罩下帶式爐內 800°C 所形成的網版印刷鋁

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(8)

合金接面(帶式爐為輻射技術公司(Radiant Technology Corp)或RTC所製作)、一個在空氣罩下RTC帶式爐內750°C燒烤出的網版印刷銀負電極及一種藉大氣壓化學蒸氣沉積(APCVD)而沉積的 TiO_2 抗反射塗層。在此電池中,在鋁及銀電極之間分流路徑係用酸將電極之間 n^+ 層溼蝕刻而切斷。此電池的太陽電池參數及照射I-V曲線圖如圖7所示。

圖7之垂直軸為以每1平方公分太陽電池面積之正規化單位毫安培表示的太陽電池電流密度(J)。水平軸代表太陽電池電壓輸出。如圖7之右上角所示,此太陽電池係在一種具有接近1.5空氣質量(AM)頻譜成分的太陽(1000瓦/平方公分)之照射下測試。電池之總面積為2.5平方公分。 J_{SC} 為太陽電池之短路電流密度且在I-V曲線交叉J軸於27.9毫安培/平方公分之處。 V_{OC} 為太陽電池之斷路電壓且在I-V曲線交叉V軸於0.581伏特之處。最大功率為當電池操作於曲線之彎點上的輸出。此最大功率點由i)從最大點至J軸畫一條垂直於J軸的線及ii)從最大功率點至V軸畫一條垂直於V軸的線定義出一實際最大功率長方形。此電池之最大理論功率輸出係由i)從 J_{SC} 向右畫一條垂直於J軸的線及ii)從 V_{OC} 向上畫一條垂直於V軸的線所產生之理論最大功率長方形而定義出。實際最大功率長方形填充於理論最大功率長方形的程度稱為"填充係數"(FF),對此電池此值為0.641。填充係數受限於i)電池之總特有的串聯電阻(其應儘可能接近於零)及ii)電池的正及負電極之間的分流電阻(其應儘可能接近於無限大)。此電池光能轉換成電能之百分比之效率為10.4%。如圖7中所示的事實為在形成合金後Al電極

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(9)

為30微米厚而Ag電極為10微米厚。

因此，IBC結構(及以上所討論的習知矽太陽電池結構)現因對在接觸金屬下方的高摻雜密度及在接觸金屬區域間的低摻雜密度之相反需求而蒙受增加加工複雜性(移除 n^+ 層)或性能損失(若 n^+ 層存在)。

本發明說明產生一種機能上類似於廣泛使用的鋁自摻雜正電極而用於矽太陽電池的自摻雜負電極的材料及加工條件之組合。實驗結果顯示作為 n 型摻雜劑的銻及作為主要接觸金屬的銀之組合滿足自摻雜負電極的基本要求。此外，這些結果建議一條使用鎳及銀以產生模擬自摻雜正電極的清楚路徑，其在些許方面優於已建立的鋁電極。使用根據本發明所建構之自摻雜負及正電極可使一種效率化的製造方法產生，其中負電極、正電極及二氧化矽表面保護層能在單一高溫步驟中同時形成。用於IBC電池之此類方法如下所定義。

銀-矽相圖如圖3中所示。圖3之垂直軸為攝氏度數的溫度，而水平軸為矽百分比。水平軸有兩種刻度：下刻度為矽百分比(原子計)及上刻度為矽百分比(重量計)。圖3顯示在830°C共晶點301具有95.5% Ag及4.5% Si(重量計)。共晶點301位於顯示830°C溫度的線300上。曲線302(由點301向右上升)顯示當更進一步將溫度加熱至共晶以上，則可在Si及Ag熔融混合物存在的Si百分比也會增加。注意圖3與圖1之鋁-矽相圖之相似性。在此兩個情況下金屬與矽形成共晶(對於鋁共晶溫度為577°C而對銀則為830°C)。因而銀能在830°C以上溫度溶解矽，且然後使矽在冷卻中藉液

五、發明說明 (10)

相磊晶再結晶，其與鋁之行為類似。然而，銀不像鋁，在矽中非為摻雜劑，故須將在磊晶再生中部份仍存在矽中的摻雜劑加於銀中。

銻，因為於矽中高溶解度、低成本及對低銻濃度而言銻及銀合金以單一均勻相存在，故為特選的摻雜劑。此可由圖4之銀-銻相圖所見。圖4之垂直軸為攝氏度數的溫度，而水平軸為銻百分比。水平軸有兩種刻度：下刻度為銻百分比(原子計)及上刻度為銻百分比(重量計)。特定言之，以重量計5% Sb及95% Ag合金落於圖4之單相(此相為固態)區400(也標示為 α)。區400在左邊受限於溫度軸，而在右邊受限於線401及402。5% Sb合金相對於溫度之相變化由線404代表。由圖可見，線404在區400中直至溫度超過790°C，而因此穿越線402。所以此種合金維持均勻固態直至於790°C開始熔化。在線404上的線402以上，但在線403以下，合金為固態及液態之兩相混合物。當線404到達線403時，於920°C下此合金完全為液態。

Sb-Ag合金相變化之兩個重要層面及選擇5%濃度的原因為i)其為均勻固態直至開始熔化及ii)其直接由均勻固態轉為熔化相。

銀-矽共晶組成為以重量計95.5%銀及4.5%矽。此銀-矽共晶比提供一種決定已知厚度銀會溶解的矽含量之方法，且因而提供一種預測在磊晶地再生矽及其下方未改變的矽基材之間接面深度的方法。當使用Sb-Ag之合金時即為磊晶地再生矽形成n+區。在形成合金溫度(T)，溶解的矽厚度(t_{Si})與沉積的銀厚度比(t_{Ag})為：

五、發明說明 (11)

$$(t_{Si})/(t_{Ag})=(\rho_{Ag})/(\rho_{Si})*[w_{Si}(T)/(1-w_{Si}(T))] \quad (1)$$

其中 ρ_{Ag} 為銀密度 (10.5 克 / 立方公分), ρ_{Si} 為矽密度 (2.33 克 / 立方公分), 而 $w_{Si}(T)$ 為處理溫度時矽重量百分比。由相圖具 $0.04w_{Si}(T=900^{\circ}\text{C})$, 由式 (1) 計算出厚度比為 0.19。舉例而言, 10 微米厚矽層會在 900°C 溶解矽 1.9 微米, 且在磊晶再生時產生接面深度為 1.9 微米 (相對於原矽基材表面)。

若假設一銻分離係數 (在成長固態中銻濃度與在液態中銻濃度之比), 則可臆測再生層中摻雜濃度。由在 1415°C 熔化的柴克拉斯基 (Czochralski) 矽的銻分離係數為 0.023。在此考慮下的熔化物質具有在 900°C 及以原子百分比表示約 76% 銀、20% 矽及 4% 銻的組成。無論如何, 既然銀無法以任何適當程度為矽晶格所接受, 因而可假設第一近似程度的銻之摻入與銀存在無關。在此例中, 在矽中預期的銻摻雜濃度預估為:

$$N_{Sb}=k_{Sb}*f_{Sb}*N_{Si} \quad (2)$$

k_{Sb} 為銻分離係數 (其對由 900°C 液相磊晶再生係預估維持在 0.023), f_{Sb} 為銻在熔化物質中原子分數 (0.04), 而 N_{Si} 為矽原子在固態之密度 (原子) (5×10^{22} 公分⁻³)。因此在再生固態中銻摻雜濃度 (N_{Sb}) 預估為 1×10^{19} 公分⁻³。此值超過促進與 n 型矽歐姆接觸所需的最小值。

圖 5A-B 顯示在實行本揭示發明所需的簡單結果。形成包括 i) 具高導電性金屬 (主成分) 及 ii) 由週期表之第 V 族中 n 型

五、發明說明 (12)

摻雜劑的均勻(單相)合金500。將此合金500沉積於n型矽基材501表面，如圖5A所示。合金500可藉許多標準方法，例如：濺鍍或若使用塗糊則可藉網版印刷而沉積。合金500須在與矽形成合金的過程中能溶解些許矽，以在處理溫度時形成導電金屬、摻雜原子及矽之熔融組合。在冷卻時，矽會從熔融混合物中磊晶再生，且摻雜原子以一足夠濃度摻入再生矽中以產生圖5B中 n^+ 區502。僅在合金500下方所產生的 n^+ 區502產生歐姆接觸。因為在此製程中新鮮矽曝露著，故最終接觸物質503(其由圖5A中Ag及Sb合金500變為圖5B中Ag、Sb及Si合金503)與矽基材之 n^+ 區502(用Sb摻雜的區域)的附著性預料會非常好。如同圖5A之合金500，圖5B之合金503，大部份仍為Ag。

本發明的較佳導電金屬為銀，而較佳的摻雜劑為銻。銀，除了高導電性，還具有其氧化物在比室溫略高一些的溫度下為不穩定的需求特性。此代表即使形成合金在空氣或氧氣中進行，圖5之形成合金過程將產生無氧化層表面的接觸。當互聯電池連接以形成模件時，無氧化層銀接觸係非常適合作焊接。此外，在800°C到1000°C範圍的溫度下自摻雜負電極之形成表示其形成會與在曝露矽基材上成長的熱氧化層之產生結合。此氧化層可作為保護矽表面，因而在表面藉再結合而降低光產生的電子及電洞損失。

本發明不侷限於與n型矽形成接觸。既然因其與矽形成合金的能力而選為接觸系統之高導電組成(即銀)，因而加入此組成的摻雜劑可來自第V族(與n型矽接觸)抑或第III族(與p型矽接觸)。檢示二元相圖，每一個描述第III族元

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (13)

素與銀組合的二元相圖建議鎳或銦可與銻功能類似。因為鎳具有較銦為大的分離係數(0.0080相比於0.0004)及較接近於價電子帶邊緣的受子能階(0.065電子伏特相比於0.16電子伏特)，故鎳較優於銦。用式(2)所推衍的方法論及假設鎳在熔融材料中分數(原子)為0.04，預估在再生矽中鎳摻雜濃度為 2×10^{19} 公分⁻³。此明顯地超過與p型矽歐姆接觸所需之最小值 1×10^{17} 公分⁻³。銀-鎳系統的相圖如圖6所示。圖6之垂直軸為攝氏度數的溫度，而水平軸為鎳百分比。水平軸有兩種刻度：下刻度為鎳百分比(原子計)及上刻度為鎳百分比(重量計)。圖6顯示(以重量計)5% Ga及95% Ag之組成落於單相區600。區600在左邊受限於溫度軸，而在右邊受限於線601、602及603。5% Ga合金相對於溫度之相變化由線605代表。由圖可見，線605在區600中直至溫度超過800°C，因而穿越線603。因此，此種合金維持均勻固態直至800°C開始熔化。在線603以上，但在線604以下，此合金為固態與液態之兩相混合物。當線605到達線604時，在900°C合金完全為液態。

注意圖6與圖4銀-銻相圖之相似性，在二者中對高銀濃度之合金，合金為均勻固態直至開始熔化且合金直接由均勻固態轉為熔融相。

在如樹枝網狀矽的矽基材上使用自摻雜負及正電極製造IBC電池之方法描述於下列6步驟製程，其也透過圖8A-E說明：

1. 將 n^+ 層 801 擴散至任一導電型之矽基材 800 上面(或向光面)。圖 8A-E 為探討 n 型基材之例子。在樹枝網狀

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (14)

矽之例子中，可在結晶成長之期間利用固態平面擴散源(就地磷擴散)進行 n^+ 摻雜，其描述於 R. 巴拉克瑞斯南 (Balakrishnan R.) 之美國專利申請案序號 08/725,454、10/04/96 提出標題為在片狀晶體之樹枝網狀生長間摻雜不純物之就地擴散中。此外，可藉網版印刷磷塗糊或將液態磷摻雜劑塗佈於基材之上面，並在快速熱處理(RTP)裝置或其它爐子中於 800°C 至 1000°C 溫度下將磷推入矽中而作成。

2. 在從基材上面剝離擴散玻璃(此玻璃為步驟 1 之磷摻雜液或塗糊之結果)時，將銀-鎳塗糊網版印刷於背面(無磷擴散的面)且在 $\approx 200^{\circ}\text{C}$ 乾燥。在圖 8B 中，銀-鎳塗糊由區 802-805 所示。
3. 將銀-銻塗糊(如圖 8C 區 806-808 所示)以交叉梳狀圖案網版印刷於背面，且在 $\approx 400^{\circ}\text{C}$ 將銀-鎳及銀-銻兩種塗糊之有機黏結劑燒去。
4. 當生成熱氧化層(SiO_2)以保護曝露矽表面時，同時形成自摻雜正電極(Ag-Ga)、自摻雜負電極(Ag-Sb)及 p-n 接面(用於 n 基底的 Ga 或用於 p 基底的 Sb)。此製程可在 $\approx 900^{\circ}\text{C}$ RTP 內於氧氣中 2 分鐘而完成。在 n 型矽基材之例子中， p^+n 接面係在藉自摻雜正電極所產生的 p^+ 發射極與 n 型基材之間形成。在 p 型矽基材之例子中， n^+p 接面係在藉自摻雜負電極所產生的 n^+ 發射極與 p 型基材之間形成。此同時形成之步驟描述於圖 8D。由圖可見，銀-鎳塗糊區 802 在 n 型基材 800 形成 p^+ 區

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (15)

810 且因而產生 p^+n 接面。同樣的製程發生於塗糊區 803-805。銀-銻塗糊區 806 形成 n^+ 區 811 以與 n 型基材 800 形成歐姆接觸。所有曝露的 Si 區也都形成 SiO_2 層。特定言之，上面 n^+ 層 801 係由氧化層 809 所覆蓋。此外，氧化層 812 係在銀-鎳塗糊區 805 及銀-銻塗糊區 808 之間的曝露矽上形成。相同製程發生在銀-鎳塗糊區 802-804 及銀-銻塗糊區 806-808 之間所存在的其餘曝露矽中。

5. 將抗反射塗層 813 (即藉大氣壓化學蒸氣沉積的 TiO_2) 沉積在電池之前面 (無金屬接觸的面)。注意既然塗層與金屬接觸在不同面，因而塗層不會覆蓋金屬接觸。
6. 將薄片焊連接至無氧化層、以銀為基底的正及負電極以互聯電池而成為模件。接著步驟 4，銀-鎳塗糊區 802-805 現 (除了在基材之磊晶再生中沉積作為摻雜劑的鎳) 為 Ag 、 Si 及 Ga 合金。也接著步驟 4，銀-銻塗糊區 806-808 現 (除了在基材之磊晶再生中沉積作為摻雜劑的銻) 為 Ag 、 Si 及 Sb 合金。

圖 9A-D 說明一種根據以上步驟 1-6 所建構但使用鋁以形成正電極的完整 IBC 電池。

圖 9A 描述一種 IBC 電池之全部結構。其有一個不會為電極所阻礙的上面 (或向光面) 900。電池之背面包含藉匯流條 901 連接一起的正電極及藉匯流條 902 連接一起的負電極兩者。

圖 9B 描述圖 9A 之切線 914 的 IBC 電池橫截面。如描述圖

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (16)

9B之某一區之近視圖的圖9C所見，橫截面包括交替的鋁-銀共晶之寬正電極(如906、907)及銀-矽-銻合金之窄負電極(如910)。氧化層在如區909所示的正及負電極之間的曝露矽上形成。當銀-銻如 n^+ 區908所示地負摻雜基材時，如 p^+ 區904及905所示，鋁正摻雜基材903以產生 p^+n 界面。

如描述圖9B之某一區之另一個近視圖的圖9D所見，IBC電池之上面為從上到下為 TiO_2 抗反射塗層911、 SiO_2 保護層912、 n^+ 抗再組合層913及 n 型基材903之層狀結構。

無論如何，使用鋁以形成正電極之缺點為所產生的鋁-矽共晶接觸物質不如銀-矽的導電性，鋁表面為不可焊接的且鋁表面會氧化。

以上所敘述的步驟1-6之方法也可用作在習知太陽電池結構中自摻雜負及正電極之使用指南。

其它摻雜劑，如砷(n 型摻雜劑)及銦(p 型摻雜劑)可考慮用在以銀為基底系統。此外，銀可用其餘可與矽形成合金之導電金屬而取代，例如：錫。無論如何，錫不若銀般的導電性且具有在從典型處理溫度($\approx 900^\circ C$)冷卻時出現的氧化層。在此建議以錫為基底的接觸系統對於串聯電阻及可焊接性不如以銀為基底的系統。

過去曾使用以金為基底與矽的接觸。金-矽共晶溫度為低的($370^\circ C$)。然而，對於太陽電池，在高溫處理金接觸咸知會嚴重地使在太陽電池中最重要的特性-少數載子生命期劣化。此代表因為同時氧化須在 $800^\circ C$ 以上的溫度進行，所以，以金為基底的接觸摻雜，不像銀，無法忍受矽表面之同時氧化。在這些溫度下，金將會大量地由矽中擴

五、發明說明 (17)

散出而致使少數載子生命期嚴重劣化。此外，因為金的高成本，故其用於太陽電池並不實際。

I. 實驗結果

頃著手以上所揭示本發明的代表性物質系統之研究。研究中包含：不同沉積方式之使用(濺鍍或網版印刷)、不同高溫處理之使用(以輻射熱作快速熱處理或帶狀爐處理)、所產生物質之特性(決定磊晶再生矽層之組成及證明形成合金的顯微鏡檢查法)及電特性(決定模擬接觸及接觸物質電阻率的電流-電壓曲線)。這些結果確定本發明可適用於不同矽裝置以形成摻雜接觸，且特別適用於所揭示的低成本、高性能的交叉梳狀背接觸太陽電池結構。本研究之這些結果如下所示。

II.A. 濺鍍結果

II.A.1. 測試結構之構造

將含n型摻雜劑Sb的金屬膜濺鍍至輕微摻雜(1×10^{15} 公分⁻³)n型CZ矽晶圓上(3吋直徑、<111>方向、磷摻雜至3-15歐姆-公分、13-17密爾厚)。濺鍍靶材之所需組成為95% Ag-5% Sb及93% Ag-2% Ti-5% Sb(以重量計)。(然而由Ag-Sb靶材所濺鍍的膜之量測出組成發現為98.9%Ag及1.1%Sb(以重量計)，而非如以下討論所希望的95% Sb及5% Ag。)Ag-Sb及Ag-Ti-Sb膜之標稱厚度分別為1.6及1.2微米。濺鍍係在日本真空(ULVAC)RFS-200裝置中進行。在濺鍍開始之前，將濺鍍室用泵抽至低於 5.0×10^{-6} 托爾以下之壓力。濺鍍係在純Ar氣體中於1帕(7.5×10^{-3} 托爾)之壓力及150瓦之電力、以基材至靶材距離為40mm下進行。

五、發明說明 (18)

對 Ag-Sb 及 Ag-Ti-Sb，濺鍍時間為 25 分鐘且將基材加熱至 300°C 以期在濺鍍膜及晶圓基材之間達到改良的附著性。

為了測試由本發明在晶圓前面所形成接觸之電特性，將磷液態摻雜劑(芬托尼克斯(Filmtronics) P-507，未稀釋)旋塗至晶圓之背面。然後將晶圓在 AG 結合熱脈衝 NMG-01(AG Associates HeatPulse NMG-01)快速熱處理(RTP)裝置於 900°C 或 950°C 溫度、純 Ar 中熱處理 2 分鐘。熱處理之目的為在晶圓前面將主要金屬(Ag)與矽形成合金及同時將磷摻雜劑擴散至晶圓背面。

當將背擴散玻璃於 HF 中蝕刻時，形成合金的前金屬係為光阻所保護。在光阻移除時，金屬接觸係在背面藉蒸鍍 Ti/Pd/Al 層(0.05/0.05/2.0 微米)而形成。首先將 Ti 層蒸鍍以使其與矽形成直接接觸，接著蒸鍍 Pd 及然後蒸鍍 Al。因此，從上至下所需的最終測試結構包括下列數層：i) 前金屬及矽合金(由本發明與矽形成共晶合金的 Sb 摻雜金屬合金所形成)、ii) n^+ 區(由本發明之 Sb 摻雜金屬合金之 Sb 摻雜液相磊晶再生 Si 所形成)、iii) 由原晶圓輕微摻雜磷所形成 n 型的 n 型基材、iv) n^+ 區(由磷旋塗式摻雜劑所形成)及 v) 背金屬層接觸(蒸鍍 Ti/Pd/Al)。

對於測試晶圓，由標稱 95% Ag-5% Sb 靶材濺鍍、所沉積的 Sb 摻雜金屬合金膜之組成係藉微量分析(EPMA)技術以電子探針量測。頃發現在膜內 Sb 濃度僅為 1.1%(以重量計)而非所預期的 5%。此差異可能為在濺鍍靶材中 Sb 不足或 Sb 濺鍍良率遠少於 Ag 濺鍍良率所造成。既然在所沉積膜的 Sb 濃度較指定的為少，因而在形成合金後仍在磊晶再

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (19)

生Si中Sb濃度也相對地較少些。Ag以98.9%(以重量計)涵蓋所沉積膜之剩餘部份。

在幾個晶圓之RTP處理期間，因為Ag-Sb或Ag-Ti-Sb金屬易起泡而造成小金屬島狀物或"點"，故接觸並不均勻。無論如何，也可產生大面積連續式接觸。這些在厚度上為相當均勻的連續式接觸面積大至1平方公分。回顧起泡非突發的，其乃因Ag-Sb相圖(圖4)顯示，例如5%(重量)Sb組成在790°C開始熔化且於920°C完全熔化。Ag-Si共晶直至830°C才形成。既然Ag-Sb或Ag-Ti-Sb的RTP處理係在900°C或950°C下進行，因而接觸金屬或許在金屬及矽基材發生相當的交互作用前已熔化且因表面張力而起泡。

相對於連續式大面積，在形成"點"之處，Ag-Sb樣品之金屬島狀物或點之側向尺寸通常範圍從200至700微米，其與晶圓之厚度(360微米)可相比較，而且點約15微米厚。既然起初Ag-Sb金屬厚度為1.6微米，因而在形成合金後基材之某些區的點之15微米相當厚度暗示這些區約11%面積為金屬點所覆蓋，而剩餘89%並無金屬。

Ag-Sb或Ag-Ti-Sb金屬點在100倍之光學影像清楚地顯示此類接觸金屬與矽基材相互作用。金屬點之限界經常為三角形或六角形形狀，其反映受<111>矽表面之影響。

既然，對於點，接觸與非接觸的區域係容易定義，因而對孤立點形狀的接觸樣品研究比較大連續面積的為詳細。

II.A.2. 決定摻雜劑濃度

某些形成合金的Ag-Sb點係藉化學蝕刻移除，而在下方的磊晶再生Si組成藉第二離子質量頻譜儀(SIMS)技術由約

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (20)

5微米深的矽表面而量測出。結果如圖10所顯示。對Sb及P(磷)顯示兩條幾乎重疊的曲線。當P曲線1000及Sb曲線1003表示分子離子(即Sb+Si)探測時，P曲線1001及Sb曲線1002表示離子自身(即Sb)探測。銀也存在且以曲線1004表示。圖10之垂直刻度為以原子/立方公分表示的摻雜濃度，而水平刻度為以微米表示從矽表面之深度。如圖所見，再生矽層之深度約3.4微米，此乃因在此深度所有摻雜濃度陡急地減少。此暗示當由式(1)計算，金屬點高度為18微米(3.4微米/0.19)，事實上其約為所發現的高度。

SIMS分布圖顯示在整個再生區Sb平均濃度為約 2×10^{18} 公分⁻³。此值為對n型矽的歐姆接觸所需之最小需求值 1×10^{19} 公分⁻³之1/5。然而，在濺鍍膜(如以上所述)內Sb濃度也為所需求的1/5(1.1%而非5%，以重量計)。此代表具所需求的Sb濃度(5%，以重量計)的金屬膜可產生良好歐姆接觸所足夠的摻雜濃度(1×10^{19} 公分⁻³)。因此，SIMS數據支持此可達到與矽產生自摻雜負接觸。

由SIMS分布圖得到所不希望的结果為在再生矽層中高濃度P(4×10^{19} 公分⁻³至 2×10^{20} 公分⁻³)。此P源須為如以上所述地旋塗至晶圓反面的液態摻雜劑。將P摻雜劑塗佈以促使與晶圓背面的歐姆接觸(P擴散至晶圓背面欲與在前面的Si及Ag-Sb之間的形成合金同時發生)以可量測Ag-Sb至Si接觸之電流-電壓特性。其顯現在RTP處理期間將來自摻雜層的某些P送至晶圓前面附近，在此處其為金屬所吸收且摻入Si中。Si基材與P之最初摻雜為輕微的(1×10^{15} 公分⁻³，其由以下討論的擴散電阻摻雜劑量測而決定)，且由SIMS

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(21)

偵測項不為大量P的來源。除了金屬點外，Si表面也摻雜至某一極限程度(表面濃度 7×10^{16} 公分⁻³，也由以下討論的擴散電阻摻雜劑量測而顯示)，但此較再生層中所發現的P摻雜小1/1000以上。因此項發現再生層較適用於歐姆接觸的摻雜，但僅2%摻雜原子為Sb，而98%為P。

雖然不希望且不期待此種P摻雜，但是其可用作為產生自摻雜接觸之另一種方法。

簡而言之，以上所述與P摻雜以與n型矽產生自摻雜n⁺接觸的方法如以下所述：

1. 將P摻雜劑(如以上所述的旋塗式液態摻雜劑，但其它方式，如可網版印刷的塗糊，也預期可用)塗佈至n型矽基材前面並烘乾。
2. 在矽基材之背面，將Ag(如以上所述濺鍍的Ag，但其它方式，如可網版印刷的Ag塗糊，也預期可用)塗佈於需要n⁺接觸的區域中，且將基材置於加熱爐中。當實際地將以重量計1.1% Sb及98.9% Ag混合物用以上所述的方法塗佈時，咸預期Sb存在與在此描述P作為摻雜劑的方法為不相干的。
3. 將為加熱爐之環境氣體所環繞的矽基材溫度升高至Ag與矽形成合金且P摻雜劑蒸鍍之溫度值。以上所使用的環境氣體為純Ar，然而預期其它鈍氣可接受的。此外，依據是否需要曝露矽氧化，可將氧氣混入環境氣體中。雖然以上所述的加熱溫度為900℃抑或950℃，但是850℃至1000℃範圍內的溫度預期可接受的。將蒸鍍的P原子與加熱爐之環境氣體混

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(22)

合，並將其傳至會為Ag所吸收的熔融Ag處。

4. 雖然將溫度維持夠久以使適量的摻雜原子為Ag所吸收，但不可太久至使相鄰於Ag的矽表面吸收相當量的摻雜原子。在以上所述的製程中，加熱時間為兩分鐘。
5. 然後將矽基材溫度降至Ag-Si共晶溫度以下，當Si透過液相磊晶再固化時，摻雜P原子會摻入再形成的晶格中。

此5步驟方法係可普及化以作為以下與矽產生自摻雜 n^+ 接觸之方法：

1. 在矽基材第一面，將Ag塗佈於需要 n^+ 接觸的區域，並將基材置於加熱爐中。
2. 將為加熱爐之環境氣體所環繞的矽基材之溫度升高至Si-Ag共晶溫度以上之溫度值，以使Ag與矽形成熔融合金。
3. 將P蒸氣源導入加熱爐之環境氣體中。
4. 然後將汽化P原子與加熱爐之環境氣體混合，且將其部份傳至為Ag-Si混合物吸收至比固態Si表面所吸收為大的程度的熔融Ag處。
5. 雖然將溫度維持夠久會使適量的摻雜原子為Ag所吸收，但不可太久至使相鄰於Ag的矽表面吸收相當量的摻雜原子。
6. 然後將矽基材溫度降至Ag-Si共晶溫度以下，當Si透過液相磊晶再固化時，摻雜P原子會摻入再形成的晶格中。

五、發明說明 (23)

以上方法甚可再普及化。當P作為摻雜源時，來自週期表第III族之摻雜原子(如：硼、鎵或銦)可用作為產生正接觸，而來自第V族之摻雜原子(除了磷外，如：砷或銻)可用作為產生負接觸。當Ag作為接觸金屬時，其餘金屬(如錫)也預期能作用。將金屬塗佈至矽表面之方法可為包括蒸鍍、濺鍍或網版印刷幾種方式之任一種。

一種IBC結構可以下列步驟形成：

1. 將P摻雜劑塗佈(例如：使用液態摻雜劑或可網版印刷的塗糊)至n型矽基材前面且烘乾；
2. 將Ag格子線網版印刷至基材背面且烘乾；
3. 將溫度升高至約850°C至1000°C(在Ag-Si共晶溫度830°C以上)維持數分鐘以同時i)在前面產生所需的 n^+ 層、ii)產生Ag及Si熔融混合物及iii)使來自前摻雜源之一些P在背面為熔融Ag所吸收；
4. 將溫度降至Ag-Si共晶溫度以下使P原子摻入再生Si層而可造成歐姆接觸；
5. 藉把基材浸於氫氟酸中而將在前面由P摻雜劑所形成的擴散玻璃剝膜；
6. 將自摻雜正接觸金屬(例如：Al或Ag-Ga)以交叉梳狀方式網版印刷於背面Ag之間；
7. 在含些許氧氣的鈍氣環境氣體中，將溫度升高至約850°C至1000°C(在Al-Si或Ag-Si共晶以上，其乃因使用那一種自摻雜正電極而異)維持數分鐘以同時i)產生矽氧化層表面保護層及ii)產生Al及Si或Ag及Si熔融混合物；

五、發明說明 (24)

8. 將溫度降至共晶溫度以下以同時形成 i) p^+n 接面及 ii) 太陽電池之正接觸及
9. 將抗反射塗層沉積於前表面。

在以上所有結果中重要觀念為習知的 P 摻雜源可選擇性地將 P 摻雜劑供應予 Ag 接觸物質。咸預期此一方法不用過度摻雜鄰近於負接觸的矽表面而形成自摻雜負接觸。以此方法，咸可使用標準材料(液態 P 摻雜劑、可網版印刷 Ag 塗糊)且避免在負及正接觸之間的低分流電阻。

關於在 II.A.1. 測試結構之架構中所描述、在測試結構中量測摻雜濃度，除了以上所述 SIMS 技術外項使用擴散電阻技術。在矽表面 Sb 及 P 總摻雜濃度係在 950°C 維持 2 分鐘與 Ag-Sb 形成合金的晶圓上量測三點擴散電阻，及也在 900°C 維持 2 分鐘與 Ag-Sb 形成合金的晶圓上量測三點擴散電阻。前金屬 (Ag-Sb) 及背金屬 (Ti/Pd/Al) 係藉將樣品浸於濃 HNO_3 中約 30 分鐘而移除。先前為 Ag-Sb 所覆蓋的矽表面區域已不再為其所覆蓋。

此種矽之擴散電阻掃描，如圖 11 中以代表性點所示，在點以外得到約 7×10^{16} 摻雜原子/立方公分及在點下方得到約 1×10^{20} 摻雜原子/立方公分之總表面摻雜濃度。圖 11 垂直軸以原子/立方公分表示摻雜濃度(範圍從 1×10^{16} 至 1×10^{21} 摻雜原子/立方公分)，而水平軸為以微米表示穿越矽表面的掃描距離。這些擴散電阻結果顯示在先前為 Ag-Sb 金屬點所覆蓋的區域量測出的表面濃度超過歐姆接觸所需的 1×10^{19} 摻雜原子/立方公分值。此與以下所討論由 I-V 量測所推出的低接觸電阻值一致。注意由擴散電阻所量測出

五、發明說明 (25)

在點下方的測得摻雜濃度與由SIMS量測且顯示於圖10中的摻雜濃度極為一致。

在金屬點以外的矽表面遠較在金屬點下方矽表面的摻雜濃度低三次方程度的事實顯示摻雜劑係由金屬傳送至矽中。

擴散電阻也可在斜晶圓樣品中進行。量測此基材之摻雜密度為 1×10^{15} 摻雜原子/立方公分，其相當於5歐姆-公分電阻率，與起始晶圓所量測出的4.3歐姆-公分值非常一致。注意在金屬點外所量測出的表面濃度比基材摻雜的約大70倍。雖然固態Si以遠較熔融金屬所吸收為少的量吸收氣態P，但是此方式顯示固態Si傾於在氣態中吸收P。

II.A.3.電氣量測

因為接觸物質之電阻率決定太陽電池接觸必須為多大以攜帶光生成的電流而無不當損失，故接觸材料自身(Ag、Sb及Si合金，其大部份為Ag)之此參數為重要的。此電阻率係在濺鍍Ag-Sb且之後在950°C形成合金溫度處理的晶圓上量測兩點(15微米相當厚度)為 7 ± 1 微歐姆-公分。此可有效地與在所沉積Ag-Sb膜之特定晶圓上所量測出電阻率為6.9微歐姆-公分相比較。此接觸物質之電阻率也可有效地與在所沉積Ag-Sb膜之另一晶圓上所量測出的電阻率為4.8微歐姆-公分相比較。此建議大概因為大部份接觸物質為Ag(如圖3所示以重量計為95.5%)，故與矽基材形成合金造成電氣電阻率很少或無退化。為了比較之目的，整體Ag電阻率之手冊值為1.6微歐姆-公分。

項可能使用探針台造成與Ag-Sb或Ag-Ti-Sb個別點電氣接

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (26)

觸。頃量測電流-電壓(I-V)曲線以決定點接觸是否為歐姆(線性I-V)或整流(非線性I-V)。所造成的I-V曲線，如圖12之代表性的一個，在上至最高量測值(± 11 安培/平方公分)的電流密度下為非常線性化，因而顯示Ag-Sb接觸(與十點量測)的歐姆行為。圖12之垂直軸為電流密度(範圍從-20安培/平方公分至+20安培/平方公分)，而水平軸為電壓(範圍從-0.4伏特至+0.4伏特)。圖12之Ag-Sb點係在900°C處理2分鐘，具有 $.89 \times 10^{-3}$ 平方公分之面積及0.028歐姆-平方公分之標準化電阻。11安培/平方公分之電流密度為須在一個太陽照明下為太陽電池所攜帶的典型電流密度的約30倍大。既然Ag在Si中為非摻雜劑，顯然地在Ag中Sb(藉來自液態摻雜層的P所增加)可摻雜下方的Si n型以得到所需的歐姆接觸。

特定言之，對Ag-Sb樣品，用探針台量測出的點電阻範圍從10至71歐姆，此電阻相對於範圍從 1.9×10^{-3} 至 0.4×10^{-3} 平方公分的點接觸面積。探針台係透過流經測試結構所有層(如前所述)的電路而量測電阻，測試結構之所有層為：i)與矽形成合金共晶部份的Ag-Sb點、ii)在點下方的 n^+ 區(從本發明之Sb摻雜的金屬合金之Sb及從摻雜液相磊晶再生Si的背摻雜源層之P所形成)、iii)從原晶圓輕微磷摻雜所作成n型的n型基材、iv)覆蓋整個晶圓背面的 n^+ 區(由磷旋塗式摻雜劑所形成)及v)也覆蓋整個晶圓背面的背金屬層狀接觸(蒸鍍Ti/Pd/Al)。在這些層中，僅為有效的電阻源為i)在Ag-Sb-Si及其下方的 n^+ 區之間的接觸電阻及ii)n型基材之電阻。這些點之電阻與面積之乘積具有 $0.026 \pm$

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (27)

0.007歐姆-平方公分之平均及標準偏差值。此電阻-面積乘積有助於與矽晶圓電阻率(先前決定的3.7歐姆-公分值)及其厚度(0.0365公分)之乘積而得到0.135歐姆-平方公分之電阻-面積乘積相比較。

此種點之電阻-面積乘積較僅基材的為低(其約基材值之20%)，其乃歸因於在電流幾何形狀上的差異。0.135歐姆-平方公分之基材值為基於在兩個相等尺寸的平面接觸之間有關聯面積內的電流。0.026±0.007歐姆-平方公分之點值為基於從在晶圓之前面上相對點尺寸的點向外擴散至覆蓋整個晶圓背面的大平面金屬接觸(蒸鍍Ti/Pd/Al)的電流。事實上，頃進行有限元素計算以就電流幾何形狀決定僅基材之電阻-面積乘積類似於點的電阻-面積乘積。這些計算決定僅基材之電阻-面積乘積實際上與點所量測的相同。此類結果強烈地建議在Ag-Sb-Si點及其下方 n^+ 區之間接觸電阻為非常低-如同未加工的較上面邊際，我們可合理地假設接觸電阻較量測的點比電阻之10%，即<3毫歐姆-平方公分為少。

II.B. 塗糊之網版印刷

作為濺鍍塗佈Ag-Sb合金的另一個替代方案，頃準備包含尺寸約10微米的Ag顆粒及Sb顆粒並根據重量計95% Ag-5% Sb比率混合之塗糊。此顆粒混合物係與適當的有機黏結劑及溶劑組合以形成可適用於網版印刷的塗糊。每一個所使用的矽晶圓具有一特定摻雜濃度之預擴散n型層。作為n-摻雜濃度之概略指南，晶圓預擴散n型層之薄層電阻約有三種不同值：35、80及500歐姆/平方(較高歐姆/平

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (28)

方值表示較低摻雜濃度)。將平行狀金屬條紋之傳輸線方式之測試圖案印至矽晶圓之預擴散n型表面上(如以上II.A. 濺鍍結果部份之例子中在對邊無如P摻雜劑的晶圓)，且在帶狀爐中於950°C以輻射加熱燒烤兩分鐘。咸發現金屬條紋為14微米厚、連續的、具有約21微歐姆-公分的電阻率、可合理地附著於Si基材及不與Si基材形成合金。

傳輸線方式金屬測試圖案可在接著950°C步驟後分別對代表性的樣品量測出10、15及68毫歐姆-平方公分之比接觸電阻(在Ag-Sb金屬條紋及其下方n⁺區之間)。在後續形成氣體回火(在習知石英管狀爐中於400°C下每分鐘3標準公升10%氫氣及90%氮氣氣流達15分鐘)，接觸電阻值分別掉落六分之一至1.9、2.2及10毫歐姆-平方公分。在約50毫歐姆-平方公分以下接觸電阻值可適用於設計在正常(未濃縮)太陽光條件下操作的太陽電池之接觸。雖然對網版印刷金屬塗糊至無預擴散n型層晶圓的接觸電阻值不令人滿意，但是以上結果顯示連續且附著的金屬接觸可藉塗糊之網版印刷及帶狀爐燒烤而達成。

樣品之分析顯然也顯示此種分開的Ag及Sb圓粒之塗糊不與矽形成合金。然而，其著實顯示當已充足地摻雜下方基材時，此塗糊會在個別Sb圓粒附近區域性地產生非常薄n⁺層，此會為達成提高歐姆接觸的理由。此類塗糊顯然不適用於產生接面。

較佳的網版印刷塗糊係可以每一顆粒自身為以重量計95% Ag-5% Sb之合金組成而非在此所使用分開的Ag顆粒及Sb顆粒。咸期待此種塗糊可與矽形成合金且以類似於

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (29)

以上在 II.A. 濺鍍結果部份所討論的結果方式形成重摻雜區。

當本發明與特定具體實施例結合而描述時，顯然的在前述之指引下許多替代方案、修正及變更對熟諳本技藝者為顯而易見。因此，欲在所附申請專利範圍及相等物之精神及範圍中包含所有此類替代方案、修正及變更。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

四、中文發明摘要(發明之名稱：供矽太陽電池及其他裝置之負及正電極之自摻雜方法及裝置)

一種自摻雜於矽之電極主要地係由一種與矽形成共晶之金屬(主成份)所形成。將一p型摻雜劑(用於正電極)或n型摻雜劑(用於負電極)與主成份形成合金。將主成份與摻雜劑之合金塗佈於一矽基材上。一經塗佈後，將合金與基材加熱至主成份-矽之共晶溫度以上的溫度，使主成份較矽基材之共晶部份為液化。然後將溫度降至共晶溫度使熔融矽藉液相磊晶再成形的共晶溫度，而如此做時會使摻雜原子摻入矽的再生晶格中。一旦溫度降至主成份-矽共晶溫度以下，已無法再生成晶格的矽與主成份及剩餘未使用的摻雜

英文發明摘要(發明之名稱："METHOD AND APPARATUS FOR SELF-DOPING NEGATIVE AND POSITIVE ELECTRODES FOR SILICON SOLAR CELLS AND OTHER DEVICES")

A self-doping electrode to silicon is formed primarily from a metal (major component) which forms a eutectic with silicon. A p-type dopant (for a positive electrode) or an n-type dopant (for a negative electrode) is alloyed with the major component. The alloy of major component and dopant is applied to a silicon substrate. Once applied, the alloy and substrate are heated to a temperature above the major component-silicon eutectic temperature such that the major component liquefies more than a eutectic proportion of the silicon substrate. The temperature is then decreased towards the eutectic temperature permitting molten silicon to reform through liquid-phase epitaxy and while so doing incorporate dopant atoms into its regrown lattice. Once the temperature drops below the major component-silicon eutectic temperature the silicon, which has not already regrown into the lattice, forms a solid-phase alloy with the major component and the remaining unused dopant.

四、中文發明摘要(發明之名稱:)

劑形成一固相合金。此種主成份、矽與未使用的摻雜劑之合金為最終接觸物質。此外，自摻雜電極可由塗佈於一矽基材而未形成合金之金屬形成。於一個導入汽化摻雜劑源之環境氣體中，將金屬與基材加熱至金屬-矽共晶溫度以上。環境氣體中摻雜原子為金屬-矽之熔融混合物吸收至較其為固態矽基材表面吸收為大的程度。然後將溫度降至金屬-矽共晶溫度以下。在此溫度降低期間，摻雜再生矽層與金屬-矽合金的最終接觸物質以如上所述之相同過程而產生。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝

英文發明摘要(發明之名稱:)

This alloy of major component, silicon and unused dopant is the final contact material. Alternatively, a self-doping electrode may be formed from an unalloyed metal applied to a silicon substrate. The metal and substrate are heated to a temperature above the metal-silicon eutectic temperature in an ambient gas into which a source of vaporized dopant atoms has been introduced. Dopant atoms in the ambient gas are absorbed by the molten mixture of metal-silicon to a much greater extent than they are absorbed by the solid silicon substrate surfaces. The temperature is then decreased to below the metal-silicon eutectic temperature. During this temperature decrease, the doped regrown silicon layer and the metal-silicon alloy final contact material are created in the same process as described above.

訂

線

六、申請專利範圍

1. 一種製造太陽電池之方法，包含：

形成一個第一金屬及第一摻雜劑之第一合金，其中第一摻雜劑能摻雜一種半導體物質成為第一型；

將第一合金塗佈至第一半導體之第一表面，其中第一半導體已摻雜為一個第二型之半導體物質且第二型與第一型為相對的；

將第一合金及第一半導體加熱至第一溫度點以上使至少部份第一合金與部份第一半導體形成一個熔融第二合金；

將第二合金冷卻使至少包含在熔融第二合金之部份第一摻雜劑摻入第一半導體之磊晶再生區，其中至少部份磊晶再生區與第一半導體形成整流接面且其中至少部份整流接面係可曝露於未穿過磊晶再生區的太陽輻射；

將第二合金冷卻至第一溫度點以下，其中第二合金變成一個與至少部份再生區歐姆電氣接觸之固態第一接觸及

將一種歐姆接觸塗佈至第一半導體以形成一個太陽電池之第二電氣接觸。

2. 一種製造太陽電池之方法，包含：

在一個第一半導體中與第一半及第二半形成一個整流接面，其在曝露於太陽輻射時可生成電流；

與和第一半歐姆電氣接觸形成一個第一接觸；

形成一個第一金屬和第一摻雜劑之第一合金，其中第一摻雜劑能摻雜一種半導體成為第一型且第一金屬不能

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

六

六、申請專利範圍

有效地摻雜一種半導體物質；

將第一合金塗佈至一個第一半導體之第一表面之第一區上，其中至少第一半導體之第一區已摻雜成為一個第一型之半導體物質；

將第一合金及第一半導體加熱至一個第一溫度點以上使至少部份第一合金與部份第一半導體形成一個熔融第二合金；

將第二合金冷卻使至少包含在熔融第二合金之部份第一摻雜劑摻入第一半導體之磊晶再生區使將再生區摻雜至比第一區為大之濃度；

將第二合金冷卻至第一溫度點以下，其中第二合金變成一個與至少部份再生區歐姆電氣接觸之固態第二接觸及

其中第二接觸具有與第二半之歐姆電氣接觸。

3. 一種製造接觸之方法，包含：

形成一個第一塗糊，其中塗糊包含第一圓粒，其中每一圓粒為一種第一金屬及第一摻雜劑之合金，其中第一摻雜劑能摻雜一種半導體物質；

將第一塗糊塗佈至一個第一半導體之第一表面；

將第一塗糊及第一半導體加熱至一個第一溫度點以上使至少部份第一塗糊與部份第一半導體形成一個熔融第二合金；

將第二合金冷卻使至少包含在熔融第二合金之部份第一摻雜劑摻入第一半導體之磊晶再生區及

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

六、申請專利範圍

將第一合金冷卻至第一溫度點以下，其中第二合金變成一個與至少部份再生區歐姆電氣接觸之固態第一接觸。

4. 一種製造接觸之方法，其包含：

將一種第一金屬塗佈至一個第一半導體之第一表面之第一區；

在環境氣氛中，將第一金屬及第一半導體加熱至一個第一溫度點以上使至少部份第一金屬與部份第一半導體形成一個熔融第二合金；

將一種汽化之第一摻雜源導入環境氣體中，其中第一摻雜劑能摻雜一種半導體物質；

將溫度維持夠久以使適量汽化之第一摻雜劑為熔融第二合金所吸收；

將第二合金冷卻使至少包含在熔融第二合金之部份第一摻雜劑摻入第一半導體之磊晶再生區及

將第二合金冷卻至第一溫度點以下，其中第二合金變成一個與至少部份再生區歐姆電氣接觸之固態第一接觸。

5. 一種太陽電池，包括：

一個為了電流之產生至少部份地可曝露於太陽輻射、由一種第一半導體物質製作、包括第一半及第二半之整流接面；

一個與第一半造成歐姆接觸之第一電極；

一個與第二半造成歐姆接觸之第二電極；

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

加

六、申請專利範圍

其中第一半以一種第一摻雜劑摻雜為一種第一型半導體物質；

其中第二半以一種第二摻雜劑摻雜為一種與第一型相對之第二型半導體物質；

其中第二半係與第二電極對準；

其中第二電極包括一個第一金屬、第二摻雜劑及第一半導體物質之合金；

其中第一金屬能與第一半導體物質形成一個共晶及

其中包含第一金屬及第一半導體之第二電極部分包括第一金屬及第一半導體物質之共晶部分。

6. 一種太陽電池，其包括：

一個為了電流之產生至少部份地可曝露於太陽輻射、由第一半導體物質製作、包括第一半及第二半之整流接面；

一個與第一半造成歐姆接觸之第一電極；

一個與第二半造成歐姆接觸之第二電極；

其中第一半以一種第一摻雜劑摻雜為一種第一型半導體物質；

其中第二半以一種第二摻雜劑摻雜為一種與第一型相對之第二型半導體物質；

其中第二半包括一個為比至少部份剩餘第二半為重之第二摻雜劑摻雜之第一區；

其中第一區係與第二電極對準；

其中第二電極包括一種第一金屬、第二摻雜劑及第一

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

訂

六、申請專利範圍

半導體物質之合金；

其中第一金屬能與第一半導體物質形成一個共晶且第一金屬不能有效地摻雜半導體物質及

其中包含第一金屬及第一半導體之第二電極部分包括第一金屬及第一半導體物質之共晶部分。

7. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一合金包括第一金屬及第二摻雜劑之部分以使第二合金能在一個第一溫度範圍中以單一均勻相之固體存在且在一個第二溫度範圍直接轉成一個液相，其中第一溫度範圍恰在第一溫度範圍之上。
8. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一合金包括第一金屬及第二摻雜劑之部分以使第二合金能在一個第一溫度範圍中以單一均勻相之固體存在且在一個第二溫度範圍直接轉成一個液相，其中第一溫度範圍恰在第一溫度範圍之上。
9. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中每一個圓粒包括第一金屬及第二摻雜劑之部分以使第二合金能在一個第一溫度範圍中以單一均勻相之固體存在且在一個第二溫度範圍直接轉換成一個液相，其中第一溫度範圍恰在第一溫度範圍之上。
10. 如申請專利範圍第 5 項之方法，其中第二電極之第一金屬與第二電極之第二摻雜劑及第二半之第二摻雜劑之總和成比例以使一種包括第一金屬對第二摻雜劑成比例之合金能在一個第一溫度範圍中以單一均勻相之固體存在

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

六、申請專利範圍

且在一個第二溫度範圍直接轉換成一個液相，其中第一溫度範圍恰在第一溫度範圍之上。

11. 如申請專利範圍第 6 項之方法，其中第二電極之第一金屬與第二電極之第二摻雜劑及第二半之第二摻雜劑之總和成比例以使一種包括第一金屬對第二摻雜劑成比例之合金能在一個第一溫度範圍中以單一均勻相之固體存在且在一個第二溫度範圍直接轉換成一個液相，其中第一溫度範圍恰在第一溫度範圍之上。
12. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中包括第一金屬及第一半導體之部份第一接觸係包括第一金屬及第一半導體之共晶部分。
13. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中包括第一金屬及第一半導體之部份第二接觸係包括第一金屬及第一半導體之共晶部分。
14. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中包括第一金屬及第一半導體之部份第一接觸係包括第一金屬及第一半導體之共晶部分。
15. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中包括第一金屬及第一半導體之部份第一接觸係包括第一金屬及第一半導體之共晶部分。
16. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中溫度不能維持太久以使一個曝露於汽化摻雜劑之第一半導體表面吸收相當量之摻雜原子。
17. 如申請專利範圍第 4 項之方法，更包括：

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

六、申請專利範圍

將一種第一摻雜劑塗佈至一個第一半導體表面之第二區，其中第二區不與第一區不連貫及

其中加熱步驟更包括使第一摻雜劑汽化且因而也達到將汽化第一摻雜劑源導入周圍氣體之步驟。

18. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一半導體為矽。
19. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一半導體為矽。
20. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一半導體為矽。
21. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一半導體為矽。
22. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一半導體為矽。
23. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一半導體為矽。
24. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一金屬為銀。
25. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一金屬為銀。
26. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一金屬為銀。
27. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一金屬為銀。
28. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一金屬為銀。
29. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一金屬為銀。
30. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一金屬為錫。
31. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一金屬為錫。
32. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一金屬為錫。
33. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一金屬為錫。

六、申請專利範圍

34. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一金屬為錫。
35. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一金屬為錫。
36. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一摻雜劑為銻。
37. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一摻雜劑為銻。
38. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一摻雜劑為銻。
39. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一摻雜劑為銻。
40. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為銻。
41. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為銻。
42. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一摻雜劑為鎢。
43. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一摻雜劑為鎢。
44. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一摻雜劑為鎢。
45. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一摻雜劑為鎢。
46. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為鎢。
47. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為鎢。
48. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一摻雜劑為磷。
49. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為磷。
50. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

外

六、申請專利範圍

磷。

51. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中塗佈之步驟係藉網版印刷而完成。
52. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中塗佈之步驟係藉網版印刷而完成。
53. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中塗佈之步驟係藉網版印刷而完成。
54. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中塗佈之步驟係藉網版印刷而完成。
55. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中塗佈之步驟係藉濺鍍而完成。
56. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中塗佈之步驟係藉濺鍍而完成。
57. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中塗佈之步驟係藉濺鍍而完成。
58. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 III 族元素。
59. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 III 族元素。
60. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 III 族元素。
61. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 III 族元素。
62. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

六、申請專利範圍

一種週期表第 III 族元素。

63. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為一種週期表第 III 族元素。

64. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

65. 如申請專利範圍第 2 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

66. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

67. 如申請專利範圍第 4 項之方法，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

68. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

69. 如申請專利範圍第 6 項之太陽電池，其中第一摻雜劑為一種週期表第 V 族元素。

70. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中第一金屬為鋁及第一型為 p 型。

71. 如申請專利範圍第 3 項之方法，其中第一金屬為鋁及第一摻雜劑能摻雜一個半導體物質為 p 型。

72. 如申請專利範圍第 5 項之太陽電池，其中第一金屬為鋁及第二型為 p 型。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

以

圖 1

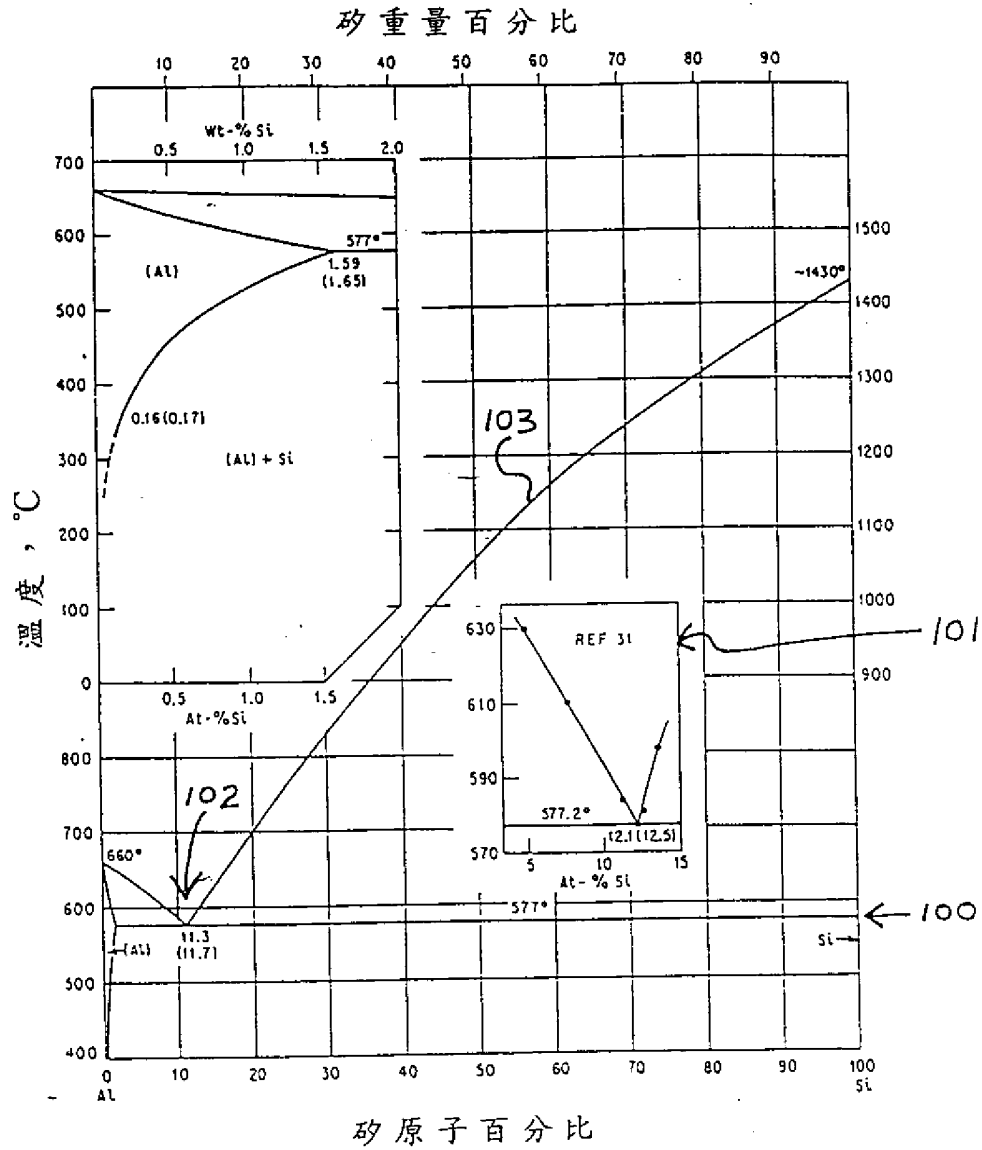


圖 2A

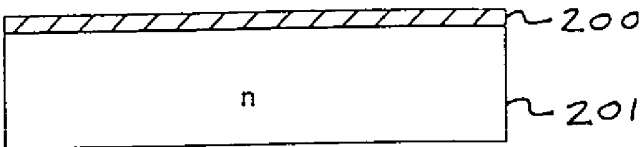


圖 2B

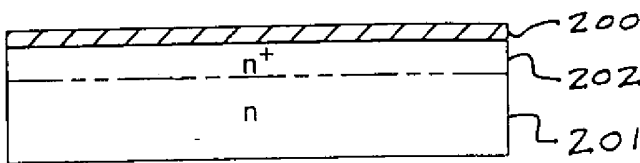


圖 2C

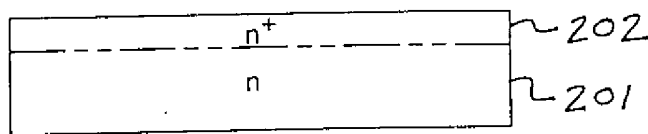


圖 2D

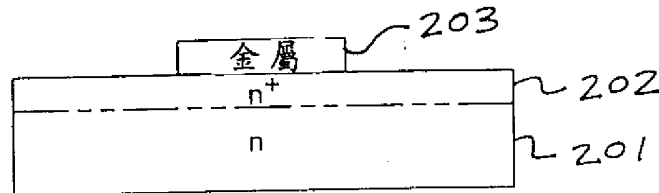
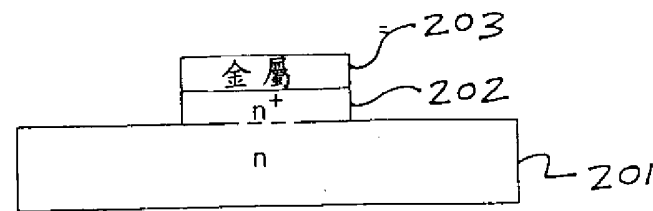
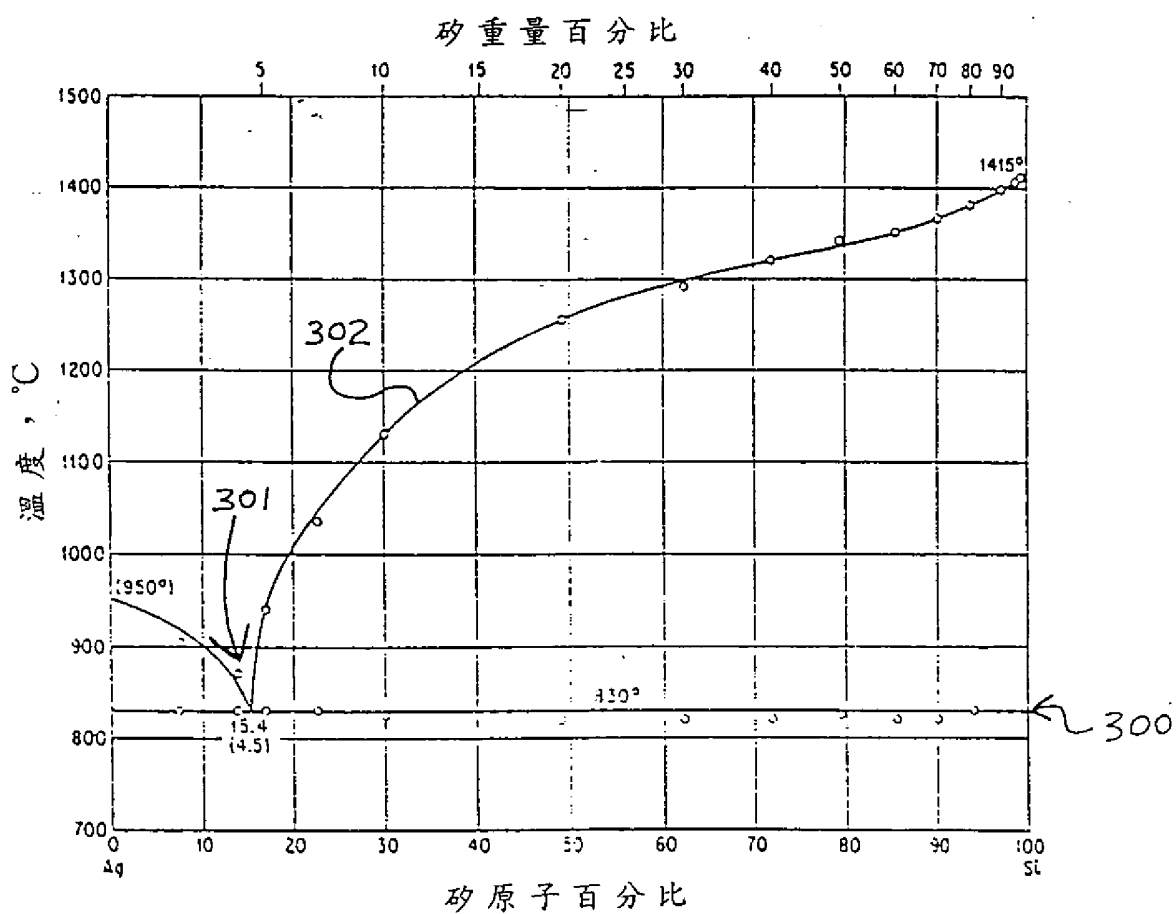


圖 2E



418543

圖 3



418543

圖 4

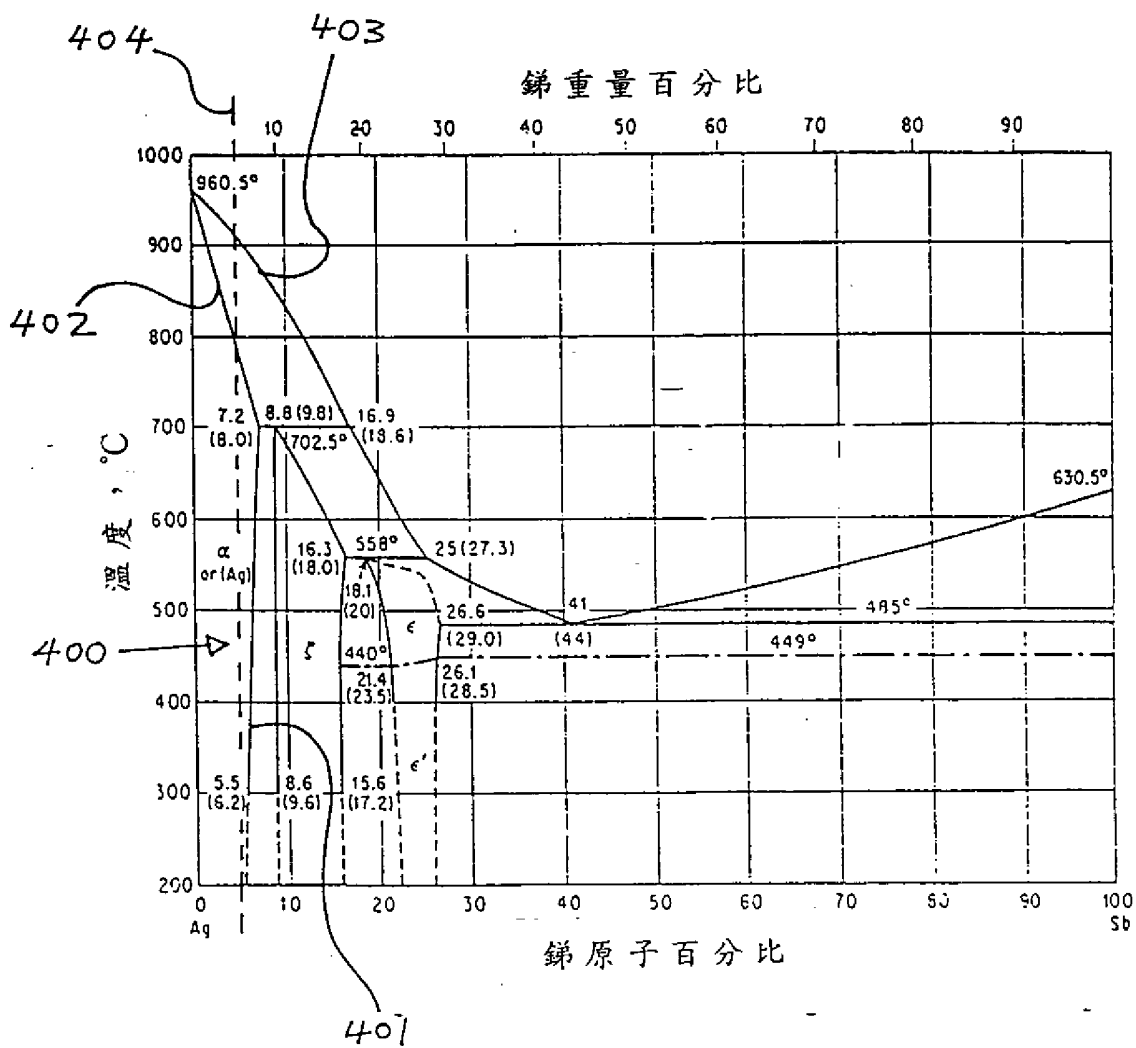


圖 5A

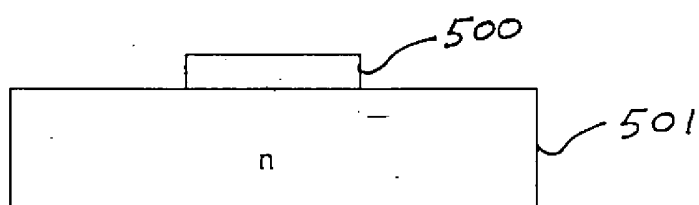
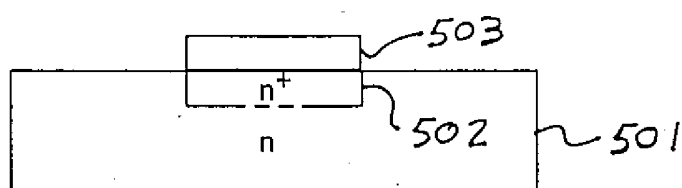


圖 5B



418543

圖 6

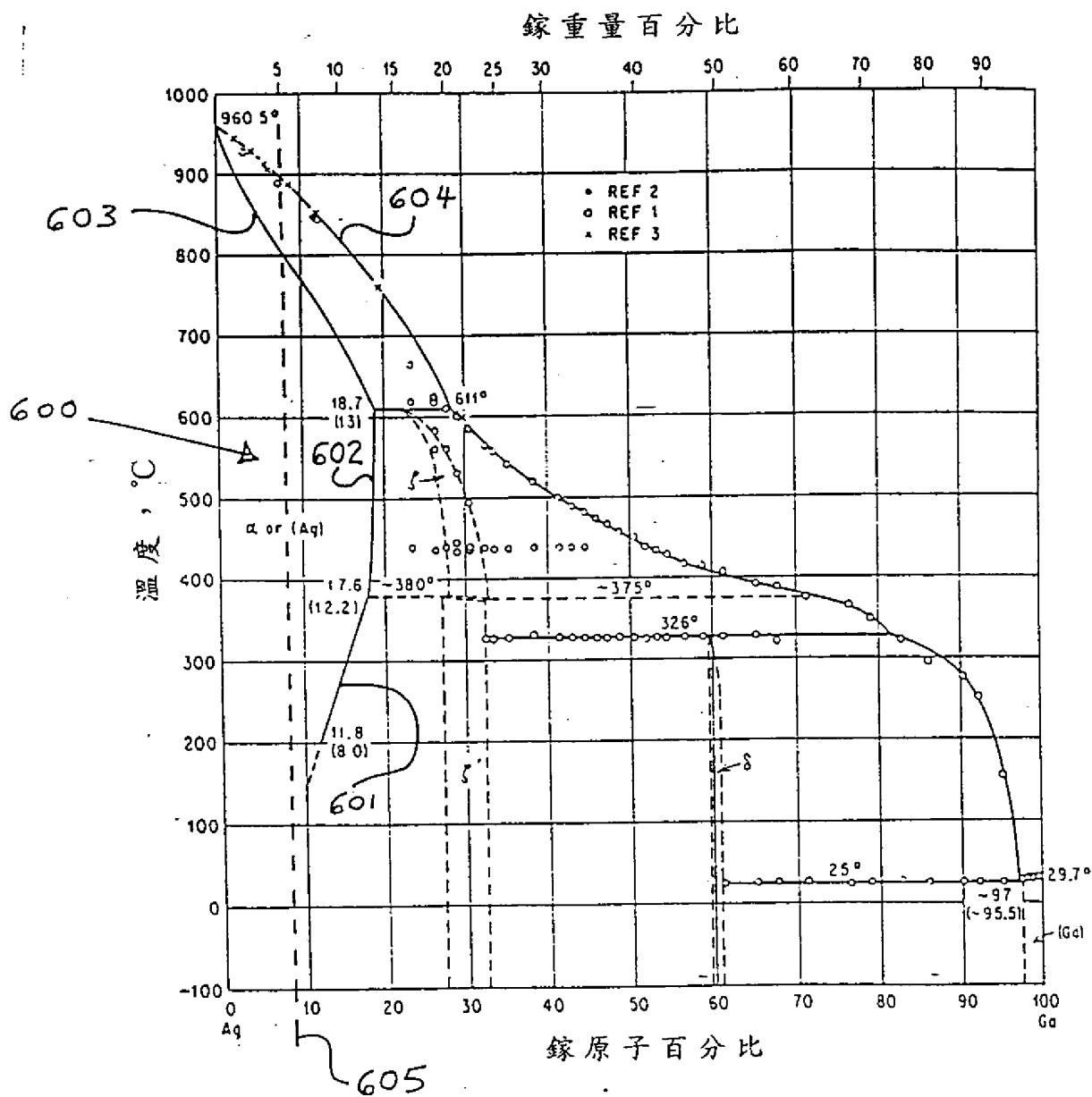


圖 7

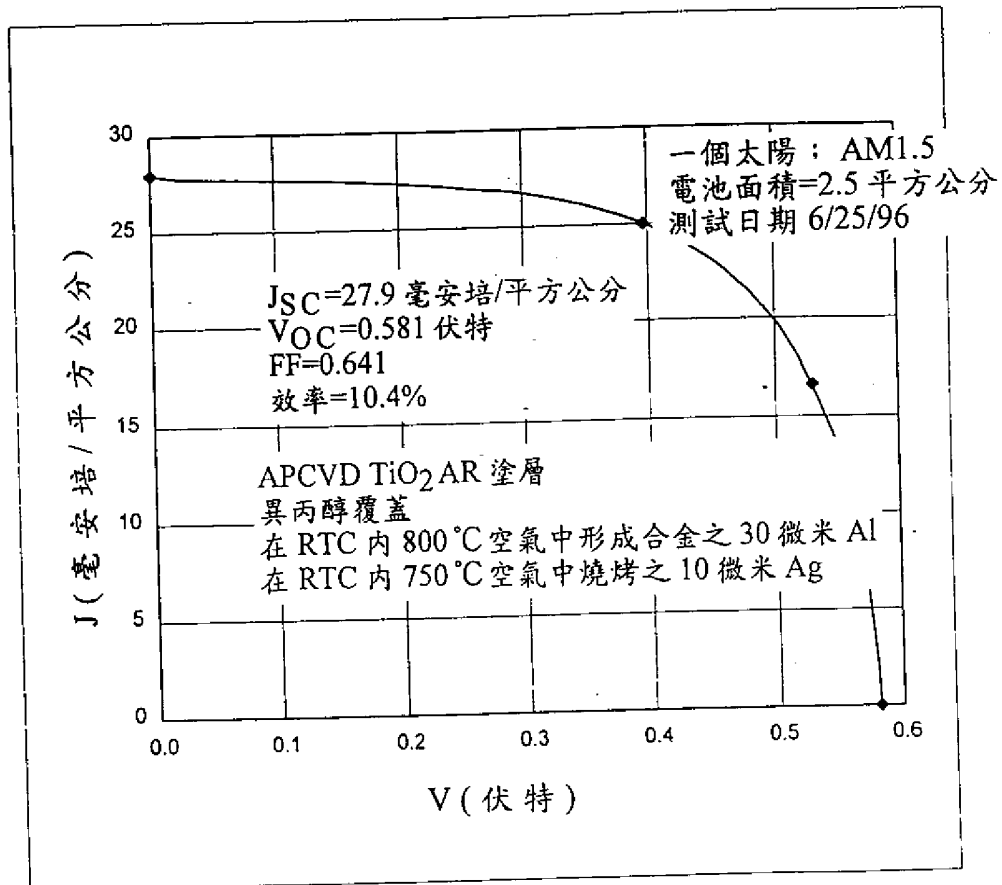


圖 8A

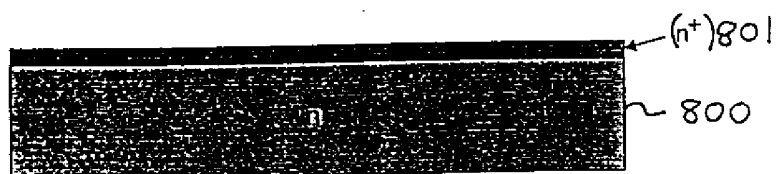


圖 8B

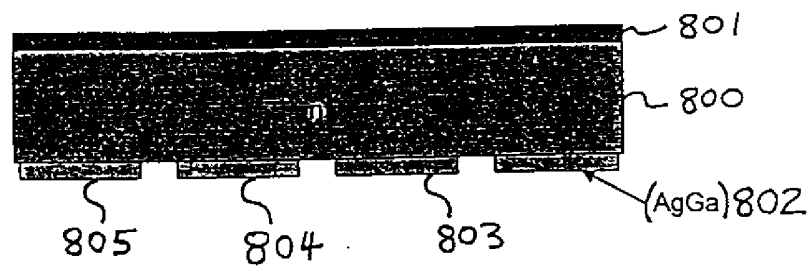


圖 8C

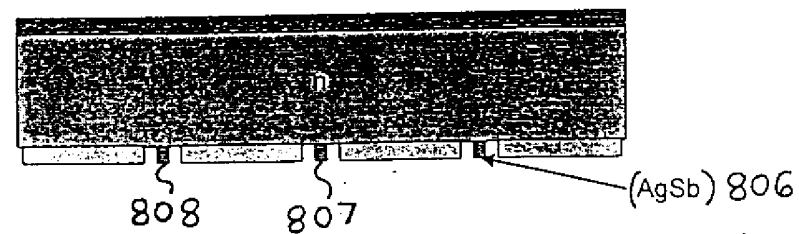


圖 8D

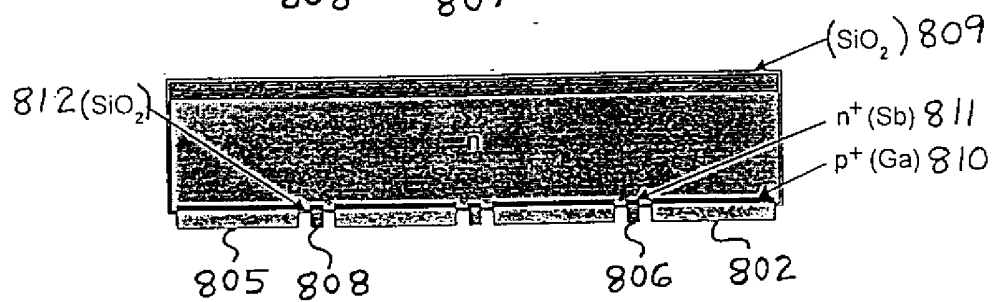
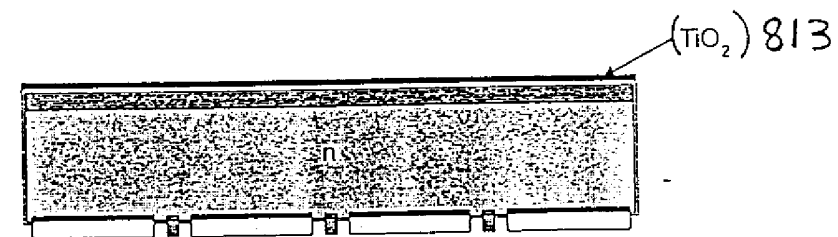


圖 8E



交叉梳狀背接觸

(IBC)

圖 9A

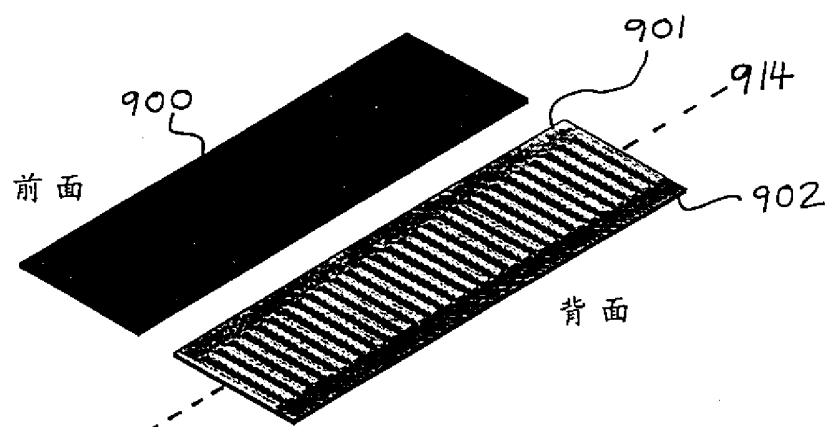


圖 9B

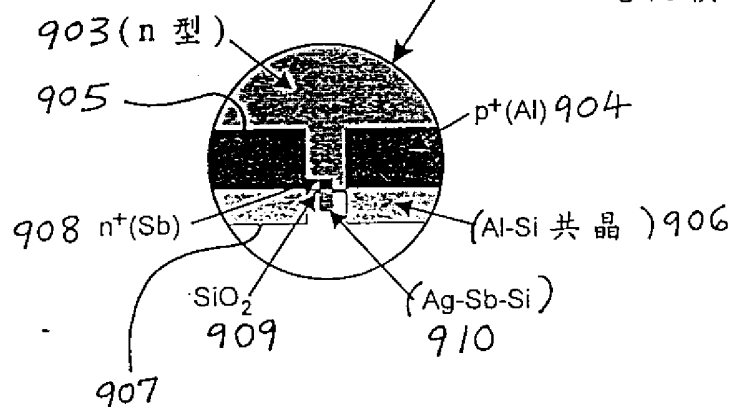
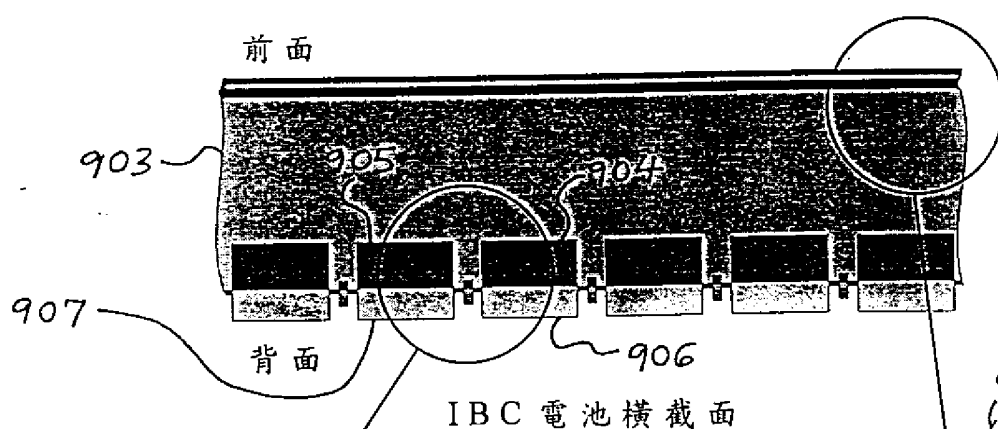


圖 9C

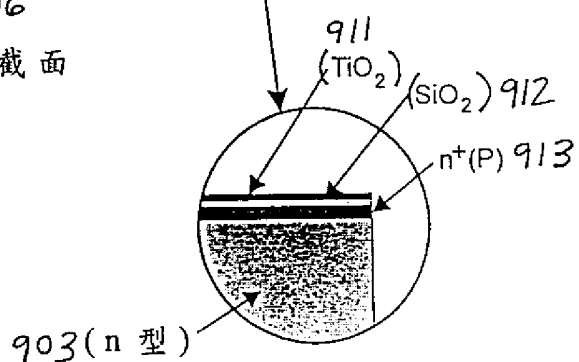


圖 9D

418543

[原子/立方公分]

圖 10

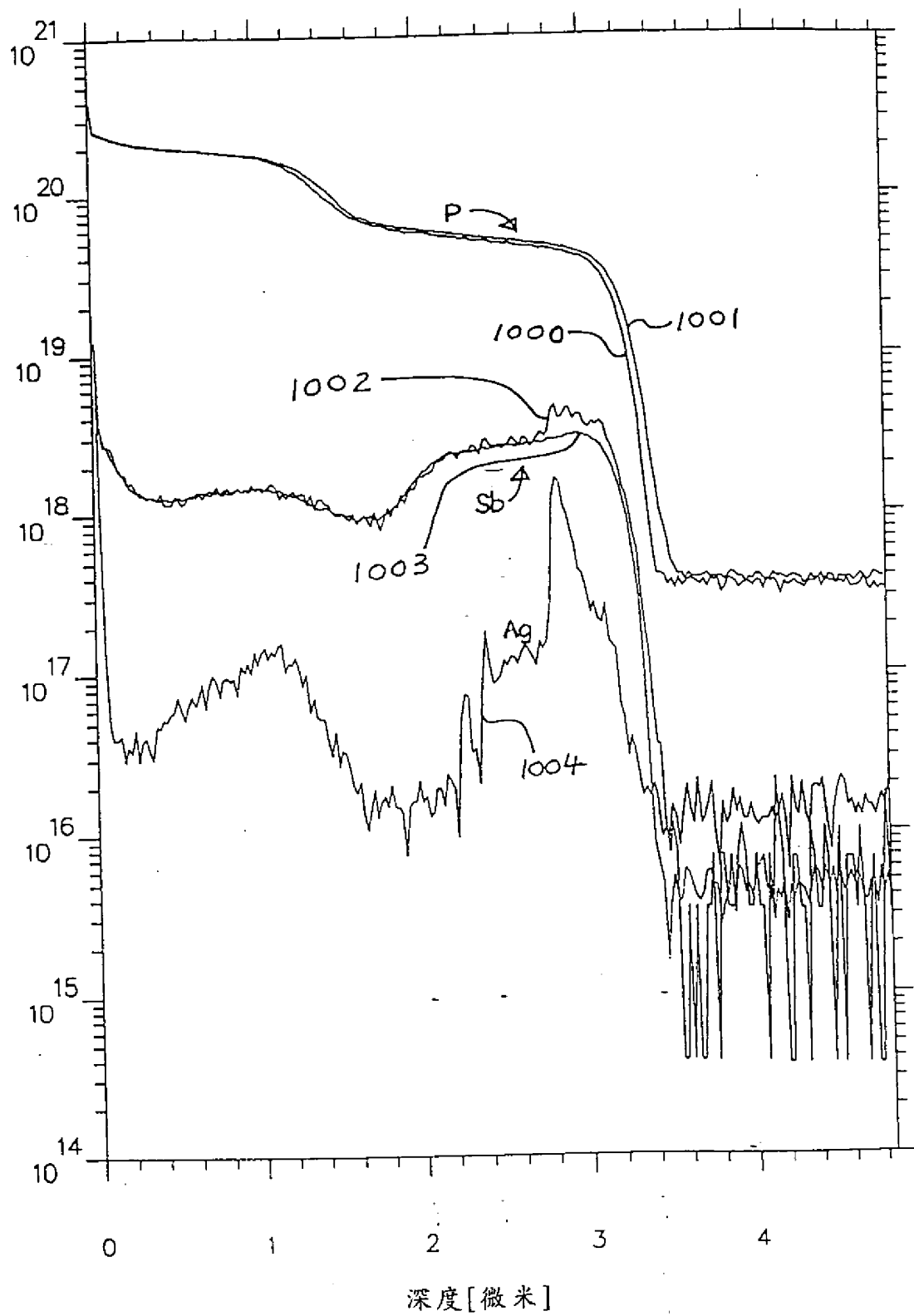


圖 11

在 900 °C 處理 2 分鐘之 Ag-Sb 點

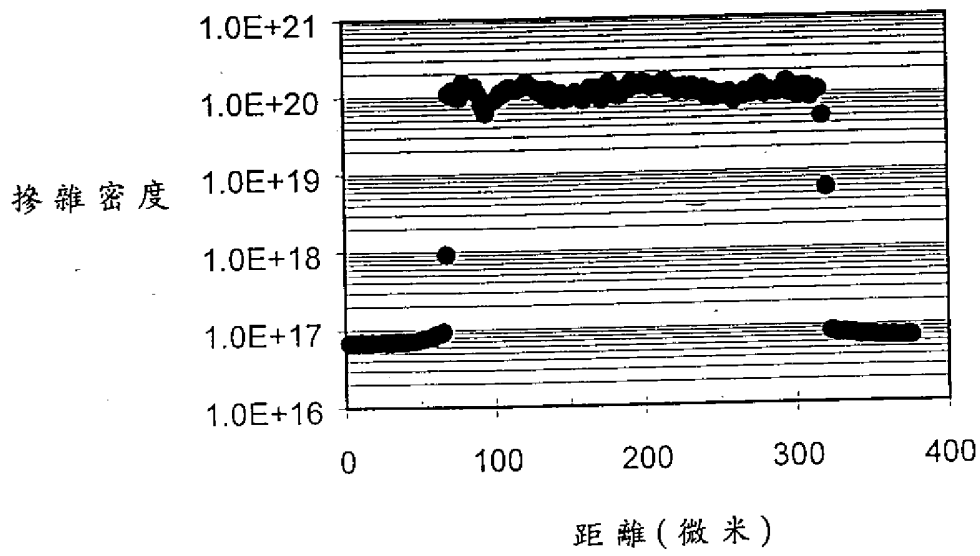
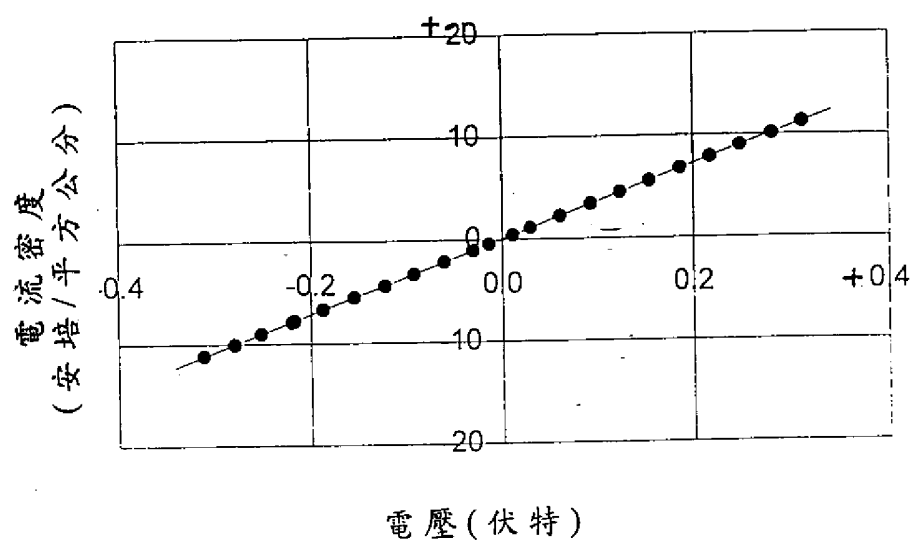


圖 12

電流密度對電壓



公告本

89年3月24日修正/文止/補充

申請日期	87.6.15.
案 號	87106941
類 別	40/L ³¹ /C

中文說明書修正本(89年3月)

A4
C4

(以上各欄由本局填註)

418543

發明專利說明書

一、發明 名稱	中 文	供矽太陽電池及其他裝置之負及正電極之自摻雜方法及裝置
	英 文	"METHOD AND APPARATUS FOR SELF-DOPING NEGATIVE AND POSITIVE ELECTRODES FOR SILICON SOLAR CELLS AND OTHER DEVICES"
二、發明 人	姓 名	1.丹尼爾 L. 米爾 2.胡伯 P. 大衛
	國 籍	1-2.均美國
	住、居所	1.美國賓州皮茲堡市巴克雷路264號 2.美國賓州皮茲堡市普林路1141號
三、申請人	姓 名 (名稱)	美商伊貝拉索勒公司
	國 籍	美國
	住、居所 (事務所)	美國賓州拉吉市南51路811號
	代 表 人 姓 名	理查洛塞

裝

訂

線