

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：96149943

B23K 35/14 (2006.01)

※申請日期：96年12月25日

※IPC分類：B23K 35/24 (2006.01)

一、發明名稱：

C22C 13/00 (2006.01)

(中) 使用不含鉛之接合用材料予以焊接之電子機器
(英)

二、申請人：(共 1 人)

1. 姓 名：(中) 山陽特殊製鋼股份有限公司
(英) SANYO SPECIAL STEEL CO., LTD.

代表人：(中) 1. 藤原信義
(英)

地 址：(中) 日本國兵庫縣姫路市飾磨區中島字一文字三〇〇七番地
(英) 3007, Aza-ichimonji, Nakashima, Shikama-ku, Himeji-shi,
Hyogo-ken, Japan

國籍：(中英) 日本 JAPAN

三、發明人：(共 2 人)

1. 姓 名：(中) 池田裕樹
(英) IKEDA, HIROKI
國 籍：(中) 日本
(英) JAPAN

2. 姓 名：(中) 柳本勝
(英) YANAGIMOTO, KATSU
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】

1. 日本 ; 2007/12/07 ; 2007-317175 ☒ 有主張優先權

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：96149943

B23K 35/14 (2006.01)

※申請日期：96年12月25日

※IPC分類：B23K 35/24 (2006.01)

一、發明名稱：

C22C 13/00 (2006.01)

(中) 使用不含鉛之接合用材料予以焊接之電子機器
(英)

二、申請人：(共 1 人)

1. 姓 名：(中) 山陽特殊製鋼股份有限公司
(英) SANYO SPECIAL STEEL CO., LTD.

代表人：(中) 1. 藤原信義
(英)

地 址：(中) 日本國兵庫縣姫路市飾磨區中島字一文字三〇〇七番地
(英) 3007, Aza-ichimonji, Nakashima, Shikama-ku, Himeji-shi,
Hyogo-ken, Japan

國籍：(中英) 日本 JAPAN

三、發明人：(共 2 人)

1. 姓 名：(中) 池田裕樹
(英) IKEDA, HIROKI
國 籍：(中) 日本
(英) JAPAN

2. 姓 名：(中) 柳本勝
(英) YANAGIMOTO, KATSU
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】

1. 日本 ; 2007/12/07 ; 2007-317175 ☒ 有主張優先權

九、發明說明

【發明所屬之技術領域】

本發明係有關使用不含鉛之接合用材料予以焊接之電子機器。

【先前技術】

近年來，伴隨電子機器裝置之小型化，於內部藉由半導體、電子元件所形成之電子電路基板被要求為更高密度實裝，進一步改善焊接配線晶片之微細化等。另一方面，要求由環境問題以RoHS指令為始之不含鉛化的對應，作為接合用焊料者，使Sn-Ag-Cu系共晶系合金被實用化。又，針對高溫焊料，公知者有Au-20Sn（熔點：280℃），Pb-Sn系對於焊料而言，於成本面，機械特性面均為不良，因此幾乎不被使用，針對其他成份系亦無實用化，故，規定EU為含於電子機器等之Pb等特定有害物質之RoHS指令中，有關Pb高溫焊料目前仍被排除。

又，近年之能源IC之開發實用化極快速，電子容量之增大持續發展，積極促進適於高耐壓化與大電流化之多樣化技術開發。新技術中，相較於先行技術之能源IC，其特別大量使用電壓、電流、電力環境下，過度使能源IC之定格超出之電流、電壓傳導減少。因此，增加輸出功率，進而明顯產生發熱問題。相對於此，高能源輸出時，為仍可持續確保信賴性，而被要求高於先行技術之非鉛焊料（熔點於Sn-3Ag-0.5Cu為219℃附近）之熔點，惟，呈現無實

用的高溫不含鉛之焊料，同時於焊接時存在務必為高溫導致元件壽命劣化之問題。

作為為使於電子機器進行有效之高密度化之焊料接合技術者，被揭示有如：特開2005-251889號公報、特開2001-267715號公報中，意圖使構件實裝之高密度化時，將配線晶片進行微細化，使電路基板分別以多數層合構成後實現之技術。

惟，上述先行技術均針對意圖使構件實裝之高密度化時使配線晶片進行微細化，使電路基板分別以多數層合構成。而，該使配線晶片進行微細化，使電路基板分別以多數層合構成之焊接手段，特別是使極接近之個處進行連續性焊接之技術並無被記載。特別是，於焊接部份不受任何溫度影響，可連續性焊接之焊接方法的開發，於如上述所層合之微細配線晶片之電路基板的製造技術中為極重要者。

【發明內容】

本發明係針對上述課題，進行解決，以提供一種儘管經過多數步驟連續性進行焊接，仍防止源於焊接部份之溫度影響的劣化，維持良好的接合強度之電子機器者為其目的。

以本發明一例之Sn-Cu系焊合金為基準，進行說明其詳細之方法及目的。將Sn-Cu系合金進行急冷，使Cu強制固溶之Sn相作為主成份之合金製作之。該Sn固溶相係於

230℃附近熔解後，於焊接後凝固時，呈穩定相之Sn-Cu相與Sn相之2相分離，接合焊接時，使高熔點之Sn-Cu相作為維持強度之功能等，提供一種焊接部強度均勻，且強度與焊接特性之均衡度良好之藉由高溫無鉛焊料合金之電子機器。

亦即，使用本發明無鉛接合用材料焊接所成之電子機器係使用無鉛接合用材料焊接所成之電子機器，其特徵係由元素A與元素B所成，且具有常溫平衡狀態之穩定相 A_mB_n ，與由元素B所成之組成，可經由急冷凝固使元素A於由元素B所成之常溫穩定相中進行過飽和固溶之合金，經由焊接之熔解・凝固步驟後，回復平衡狀態之該穩定相 A_mB_n 與元素B所成之組成，再度進行加熱時，即使在焊接溫度，仍可藉由該穩定相 A_mB_n 確保強度之合金進行焊接所成。其中， m 、 n 係藉由合金系之固有數值。

又，本發明中，該「 m 、 n 係藉由合金系之固有數值」係指於狀態圖下熔點，熔點附近至常溫下其元素A與元素B構成維持一定比率狀態之配合比的數值，作為一例者如於Sn-Cu系焊接合金之常溫穩定相 Cu_6Sn_5 金屬間化合物時，其元素A為Cu、元素B為Sn， m 為6、 n 為5。此「藉由合金系之固有數值」之 m 與 n 之值本身如狀態圖所見清楚其組合形態。

本發明更理想之形態係該元素A為至少1種選自Cu、Mn及Ni所成群所成，元素B為至少1種選自Sn、In及Bi所成群所成者宜。

本發明進一步更理想之形態係該穩定相 A_mB_n 之熔點為高於元素 B 之熔點，且其差為 150°C 以上者宜。

本發明又含有：基板上焊接多數元件之電路、或焊接 3 層以上之基板所層合之電路之上述電子機器。

本發明更包含於焊接電子機器之構件時，準備不含鉛接合用材料，由元素 A 與元素 B 所成，且具有常溫平衡狀態下穩定相之 A_mB_n 與由元素 B 所成之組成，可經由急冷凝固使元素 A 於元素 B 所成之常溫穩定相中進行過飽和固溶之合金，經由焊接之熔解・凝固步驟後，回復平衡狀態之該穩定相 A_mB_n ，與元素 B 所成之組成，再度進行加熱時，即使在焊接溫度，仍可藉由該穩定相 A_mB_n 確保強度之合金所成之不含鉛接合用材料，含有藉由該不含鉛接合用材料，進行連續性焊接步驟之電子機器之製造方法。

如上述，將本發明合金藉由適用於基板上焊接多數元件，或 3 層以上之基板後，對於第 2 層、第 3 層以上之極接近個處即使進行連續性焊接，於焊接前之焊接部份仍不受任何溫度影響，可連續性焊接。

本發明特別可適用於接近之個處務必連續性焊接之電子機器，極利於產業面。

【實施方式】

[發明實施之最佳形態]

以下以理想形態為基準進行本發明之詳細說明。

本發明之元素 A 或元素 B 並未特別限定，一般理想之

元素 A 例者如：Cu、Mn 及 Ni 之例。更理想之元素 B 例者如：Sn、In、Bi 之例。因此，元素 A 與元素 B 之理想形態例者如：Cu-Sn 系合金、Mn-Sn 系合金、Ni-In 系合金、Mn-In 系合金、Ni-Bi 系合金之例。

其中以下為本發明理想形態之一例者如：針對利用 Sn-Cu 系焊料合金，進行焊接之電路進行詳細說明。

發明者首先，針對平衡狀態圖中無法存在之 Sn 固熔體可藉由急冷步驟製造被矚目。藉由霧化法、熔融紡絲法等之急冷步驟製作合金後，原本應生成 Cu_6Sn_5 金屬間化合物之 Cu 被強制固熔於 Sn 中，結果意外發現構成與 Sn 固熔體之 Sn 相同之相，急冷之合金中高熔點相之 Cu_6Sn_5 金屬間化合物之量相較於由合金中之 Sn 與 Cu 之比率所計算之理論量大幅減少。又，相反的賦予焊接之 Sn 相相較於作為 Sn 固熔體相存在之理論量卻大幅增加。

由此發現，本發明者進一步判定經由上述急冷步驟所製造之合金大部份為 Sn 固熔體相，以此狀態作為焊接用材料使用後，焊接後進行一般冷卻時，形成使用無急冷步驟之方法之合金的固體狀態。

藉由此，可於較低溫度（約 230°C ）之溫度條件下焊接，且其焊接於高溫（約 400°C 以上）經由 Cu_6Sn_5 相之存在，仍可維持良好的固體狀態。

如上述，利用上述合金材料進行焊接時，焊接時，存在大量 Sn 固熔體相於 230°C 附近熔融，藉由此，可與使用一般 Pb 焊料時相同之良好的焊接。且，被焊接後之冷卻並

非急冷，於熔融後，冷卻時形成如由合金中之 Sn 與 Cu 之比率所計算之理論量之高熔點相（ Cu_6Sn_5 金屬間化合物）。

上述之 Cu_6Sn_5 金屬間化合物之熔點為 415°C 、 250°C 以下之接合溫度中未熔融，因此，接合焊接時最初之焊接部維持充分之強度。又，此化合物相其被急冷幾乎均勻之組織完全熔融後，依平衡狀態圖呈凝固之極微細均勻之組織，並非如先行技術發明之依賴液相與固相擴散之組織，因此，化合物生成速度亦快，且未殘留 Cu，故無產生強度不均亦為理想面者。

Sn-Cu 系合金時，其合金中之 Cu 含量更以 $14 \sim 45\%$ 為最佳。其理由係賦予焊接之 Sn 固熔體量與焊接後之賦予維持強度之 Cu_6Sn_5 金屬間化合物量之均衡度於此範圍最為理想所致。發明者針對 Cu 含量之範圍進行詳細研討結果發現，當 Cu 量超出 45 原子 % 時，則即使急冷法，仍大幅增加 Cu_6Sn_5 金屬間化合物生成量，減少賦予焊接之 Sn 固熔體量，而不易呈良好的焊接，因此以 45 原子 % 為其上限者宜。另外，當 Cu 量未達 14 原子 % 時，則焊接後之賦予維持強度之 Cu_6Sn_5 金屬間化合物將不易充分確保。由以上，確定將 Cu 量之範圍設定於 $14 \sim 45$ 原子 % 者宜，於 $25 \sim 45$ 原子 % 者為更佳。

該特性使元素 B 維持為 Sn，使元素 A 為 Mn 時亦相同。Sn-Mn 系焊料合金中，生成高熔點之金屬間化合物之 MnSn_2 ，而使 Mn 之範圍為 $15 \sim 35$ 原子 % 之合金成份下，經

由急冷步驟使 Mn 於 Sn 中進行過飽和固熔後，可確保良好的焊接性，同時賦予維持焊接後之強度之 MnSn_2 相的析出均衡度良好，相同溫度下再加熱時可保持接合強度。

使同樣的發現，以高於 Sn 熔點 232°C 之熔點的 Bi，熔點低之 In 作為元素 B，於各元素中與可適用本發明之元素 A 相互組合後，如上述於高於一般之焊接溫度之溫度下之銅焊，低於一般焊接溫度之溫度下進行接合後，可取得相同溫度下再加熱時欲維持接合強度用途中亦可對應之接合材料。

如：以熔點為 271°C 之 Bi 為元素 B 時，作為元素 A 者有 Ni 等，以 156°C 之 In 為元素 B 時，作為元素 A 者有 Ni、Mn。另外，接合材料之熔點決定接合之容易性，因此，考量此後，元素 B 之熔點為 810°C 以下者宜。

又，In-Ni 系合金中，為利用 $\text{In}_{27}\text{Ni}_{10}$ 金屬間化合物，故使 Ni 含量為 5～29 原子 % 者宜，In-Mn 系合金中，為利用 InMn_3 金屬間化合物，故使 Mn 含量為 8～50 原子 % 者宜。Bi-Ni 系合金中，更為利用 Bi_3Ni 金屬間化合物，故 Ni 含量為 5～25 原子 % 者宜。

以本發明實施形態一例之 Sn-Cu 系焊料合金為基準，進行本發明更詳細之說明。

Sn-Cu 系中，使 Sn-（14～45 %）Cu 合金藉由霧化法、熔融紡絲法、及水中紡絲法等之急冷法進行製作之。本發明組成範圍之 Sn-（14～45 %）Cu 合金中，未進行急冷時，其 Sn 相與 Cu_6Sn_5 金屬間化合物依平衡狀態圖之比例存在

之。惟，經由急冷後，其大部份之Cu於Sn相中被強制固熔之Sn固熔體於與原本之Sn相幾乎相同之接近230℃下進行熔融，賦予良好的焊接。

又，一度熔解、凝固後，使熔解、凝固後，再度熔解時之高熔點相與低熔點相之溫度差作成150℃以上，其理想係以焊烙鐵，等接合接合材料時，烙鐵端之溫度為接近接合材料熔點100℃進行加熱，因此若未達150℃時，焊接對象之距離相近時，接近加熱中之導熱，對於已熔接之部位造成熱影響，最壞時，將出現接合錯位之現象。

圖1係代表本發明利用急冷之Sn-Cu合金之加熱時之動態圖。

圖1(a)係代表急冷凝固狀態，圖1(b)係代表熔融狀態(230℃以上)，圖1(c)係代表再凝固狀態。利用Sn-25Cu之急冷時，如圖1(a)所示，Cu於Sn中過飽和固熔，可熔部份(Sn)增加，作成焊接熔融。而作成焊接熔融後，如圖1(b)所示，其Sn(Cu過飽和)相熔融，變成Sn與Cu₆Sn₅，由其狀態再行凝固，如圖1(c)所示之高溫相之增加，可熔部份(Sn)之減少，呈穩定之平行狀態，其比例為Cu₆Sn₅: 62%、Cu₃Sn: 15%之可熔部份(Sn)減少之。

圖2係代表本發明利用Sn-Cu合金，於基板上焊接多數元件之電路圖。如該圖所示，當設置於基板1上之元件4之距離太接近時，則接合時，由元件4所延伸之導線等配線6與基板1進行加熱後，欲使焊料合金乘載於此時，使得加

熱中鄰近的焊接元件之焊接部份熔出，造成元件不穩定，嚴重時導致熔接錯位之問題產生，而使用本發明中利用急冷凝固之 Sn-Cu 合金時，即使同一成份之焊料合金，於焊接之熔點・凝固後，仍存在高熔點之穩定相，因此欲由後面接合之元件之接合，即使使元件、基板、焊料合金進行加熱，固定鄰近之元件之高熔點穩定相仍不會再度熔解，可穩定，進行連續性焊接。

圖 3 係代表本發明使用 Sn-Cu 合金，焊接 3 層以上之基板元件之模式圖。圖 3 (a) 係使用一般的焊接材料，圖 3 (b) 係使用 Sn-Cu 急冷材料，如此圖 (a) 所示，層合電路時，如欲層合 3 層基板時，於焊接第 2 層、第 1 層時，於第 3 層之基板 3 上之焊接不會熔融，因此，首先務必於第 3 層之基板 3 上使用具有 $230^{\circ}\text{C} + \alpha + \alpha$ 之熔點之焊料合金 5。進一步進行焊接第 2 層與第 3 層之基板 2 與基板 3 時，使用具有 $230^{\circ}\text{C} + \alpha$ 之熔點的焊料，於第 1 層與第 2 層之基板 1 與基板 2 之接合，可使用一般之焊料合金。如此，務必於各層為不同之焊接熔解溫度，同時基板之多層情況愈高，其焊接熔解溫度愈上昇，因此，導致各層位置之錯位、厚度不均，同時最下層之基板上之元件 4 出現熱劣化。

相對於此，如圖 3 (b) 所示，本發明藉由使用 Sn-Cu 急冷材料後，即使如同一成份之焊料合金，於凝固後仍存在高熔點之穩定相，故可確保強度，為接合第 2 層與第 3 層之各基板，故各基板、焊料合金 5 之加熱溫度其第 1 層與第 2 層並未有所改變，又，接著為進行層合，其基板 3 於焊接

溫度下進行加熱仍不會使焊料合金5再熔解，因此，不會產生如圖3(a)之 230°C 之層合部份之溫度差份 α ，可穩定進行連續性焊接。

[實施例]

以下，針對本發明，藉由實施例進行具體的說明。

表1係代表經由圖3所示之3層基板之焊接時的焊接狀況及熱產生後元件之熱劣化情況。表中，針對焊接性及熱劣化之評定，作成如下。

第2層與第3層之基板2與基板3使用Sn系之焊料時，務必進行加上3相份之差份（作為一例者為 30°C ）之 260°C 之加熱與焊接，務必使第2層與第1層之基板2與基板1進行加上差份 15°C 之 245°C 之加熱與焊接，最後務必使第1層之基板1上之元件於 230°C 下進行焊接，而本評定中，被判定於無差份下僅進行 260°C 之加熱，進行所有基板與元件焊接，受熱影響最大之第2層與第3層之基板3與基板2之位置出現錯位、厚度不均之情況。

針對熔點低之In合金，使用 200°C 之加熱溫度，熔點高之Bi使用 300°C 之加熱溫度。確定此時之焊接情況，被評定為○：無空隙產生、焊接良好、△：雖焊接完成卻出現空隙、x：無法焊接，之三種焊接性。確定焊接後基板上之元件變化作為熱劣化之評定基準，◎：完全無變化，△：稍出現錯位，x：出現錯位、厚度不均：－：加熱溫度下未熔融不可焊接故無法評定。之4種評定。

[表 1]

No	合金系種類	成分組成 (原子%)	高熔點穩定相 之熔點(℃)	對於3層基板 之焊接溫度 (℃)	焊接 狀態	3層基板之 影響狀態	備考
1	Cu-Sn	15:85	415	260	○	◎	本發明例
2	Cu-Sn	30:70	415	260	○	◎	
3	Cu-Sn	40:60	415	260	○	◎	
4	Cu-Sn	45:55	415	260	○	◎	
5	Mn-Sn	20:80	549	260	○	◎	
6	Mn-Sn	30:70	549	260	○	◎	
7	Ni-In	10:90	449	200	○	◎	
8	Ni-In	20:80	449	200	○	◎	
9	Mn-In	10:90	872	200	○	◎	
10	Mn-In	25:75	872	200	○	◎	
11	Mn-In	45:55	872	200	○	◎	
12	Ni-Bi	10:90	469	300	○	◎	
13	Ni-Bi	20:80	469	300	○	◎	
14	Cu-Sn	<u>5:95</u>	415	260	○	△	比較例
15	Cu-Sn	<u>60:40</u>	415	260	×	-	
16	Mn-Sn	<u>5:95</u>	549	260	○	△	
17	Mn-Sn	<u>62:38</u>	549	260	×	-	
18	Ni-In	<u>2:98</u>	449	200	○	×	
19	Ni-In	<u>45:55</u>	449	200	×	-	
20	Mn-In	<u>4:96</u>	872	200	△	△	
21	Mn-In	<u>67:33</u>	872	260	×	-	
22	Ni-Bi	<u>2:98</u>	469	300	△	×	
23	Ni-Bi	<u>45:55</u>	469	300	×	-	
24	Pb-Sn	37:63	未存在、合金 熔點184℃	260	○	×	
25	Pb-Sn	90:10	未存在、合金 熔點305℃	260	×	-	
26	Sn-3Ag-0.5Cu		未存在、合金 熔點219℃	260	○	×	

注) 下線為本發明條件外

如表 1 所示，No.1～13 爲本發明例、No.14～26 爲比較例。

比較例 No.14～23 其成份爲本發明範圍外。比較例 No.14、16、18、20、22 於急冷凝固雖可使元素 A 於元素 B 中過飽和固熔，惟其固熔量卻少，因此熔解、凝固，再行熔解時之高熔點穩定相變少，無法確保於再次焊接溫度下之強度。比較例 No.15、17、19、21、23 其元素 A 之量太多，因此，即使利用急冷凝固步驟，於元素 B 中其殘存量仍多過過飽和固熔之量，合金組成之熔點本身其焊接溫度不在範圍內，故不可能取得良好的焊接。

如上述，比較例中，於多層基板中焊接時，已接合之部份均受熱影響，其焊接部份均引起接合不良。相對於此，本發明例 No.1～13 由於均滿足本發明之條件，因此，於多層基板中焊接時，已接合部份均未受任何影響，可連續穩定的接合之。

【圖式簡單說明】

[圖 1] 係代表本發明利用急冷之 Sn-Cu 合金的加熱時之動態圖。

[圖 2] 係代表本發明使用 Sn-Cu 合金後，於基板上焊接多數元件之電路圖。

[圖 3] 係代表本發明使用 Sn-Cu 合金後，焊接 3 層以上之基板元件的模式圖。

【 主 要 元 件 符 號 說 明 】

4：元 件

6：配 線

1：基 板

2：基 板

3：基 板

5：合 金

五、中文發明摘要

發明名稱：使用不含鉛之接合用材料予以焊接之電子機器

本發明係提供一種焊接部強度均勻，且強度與焊接特性之均衡度良好之藉由高溫無鉛焊料合金之焊接電子機器，其係由元素 A 與元素 B 所成，且具有常溫平衡狀態之穩定相 A_mB_n 、與由元素 B 所成之組成，可經由急冷凝固使元素 A 於由元素 B 所成之常溫穩定相中進行過飽和固溶之合金，經由焊接之熔解、凝固步驟後，回復平衡狀態之該穩定相 A_mB_n 與元素 B 所成之組成，再度進行加熱時，即使在焊接溫度，仍可藉由該穩定相 A_mB_n 確保強度之合金進行焊接所成之電子機器。

六、英文發明摘要

發明名稱：

十、申請專利範圍

1. 一種電子機器，其係使用不含鉛之接合用材料，進行焊接所成之電子機器，其特徵係由元素 A 與元素 B 所成，且具有常溫平衡狀態下穩定相之 A_mB_n 、與由元素 B 所成之組成，可經由急冷凝固使元素 A 於元素 B 所成之常溫穩定相中進行過飽和固熔之合金，經由焊接之熔解・凝固步驟後，回復平衡狀態之該穩定相 A_mB_n 、與元素 B 所成之組成，再度進行加熱時，即使在焊接溫度，仍可藉由該穩定相 A_mB_n 確保強度之合金進行焊接所成。

2. 如申請專利範圍第 1 項之電子機器，其中該元素 A 為至少 1 種選自 Cu、Mn、及 Ni 所成群所成，元素 B 為至少 1 種選自 Sn、In、及 Bi 所成群所成。

3. 如申請專利範圍第 1 項之電子機器，其中該穩定相 A_mB_n 之熔點為高於元素 B 之熔點，且其差為 150°C 以上。

4. 如申請專利範圍第 1 項至第 3 項中任一項之電子機器，其含有：基板上焊接多數元件之電路、或焊接 3 層以上之基板所層合之電路。

5. 如申請專利範圍第 1 項之電子機器之製造方法，其係於焊接電子機器之零件時，準備

不含鉛之接合用材料，由元素 A 與元素 B 所成，且具有常溫平衡狀態下穩定相之 A_mB_n 與元素 B 所成之組成，可經由急冷凝固使元素 A 於元素 B 所成之常溫穩定相中進行過飽和固熔之合金，經由焊接熔解・凝固步驟後，回復

至平衡狀態之該穩定相 A_mB_n 與元素 B 所成之組成，再度進行加熱時，即使在焊接溫度，仍可藉由該穩定相 A_mB_n 確保強度之合金所成之不含鉛接合用材料，包含藉由該不含鉛之接合用材料，進行連續焊接之步驟。

圖 1

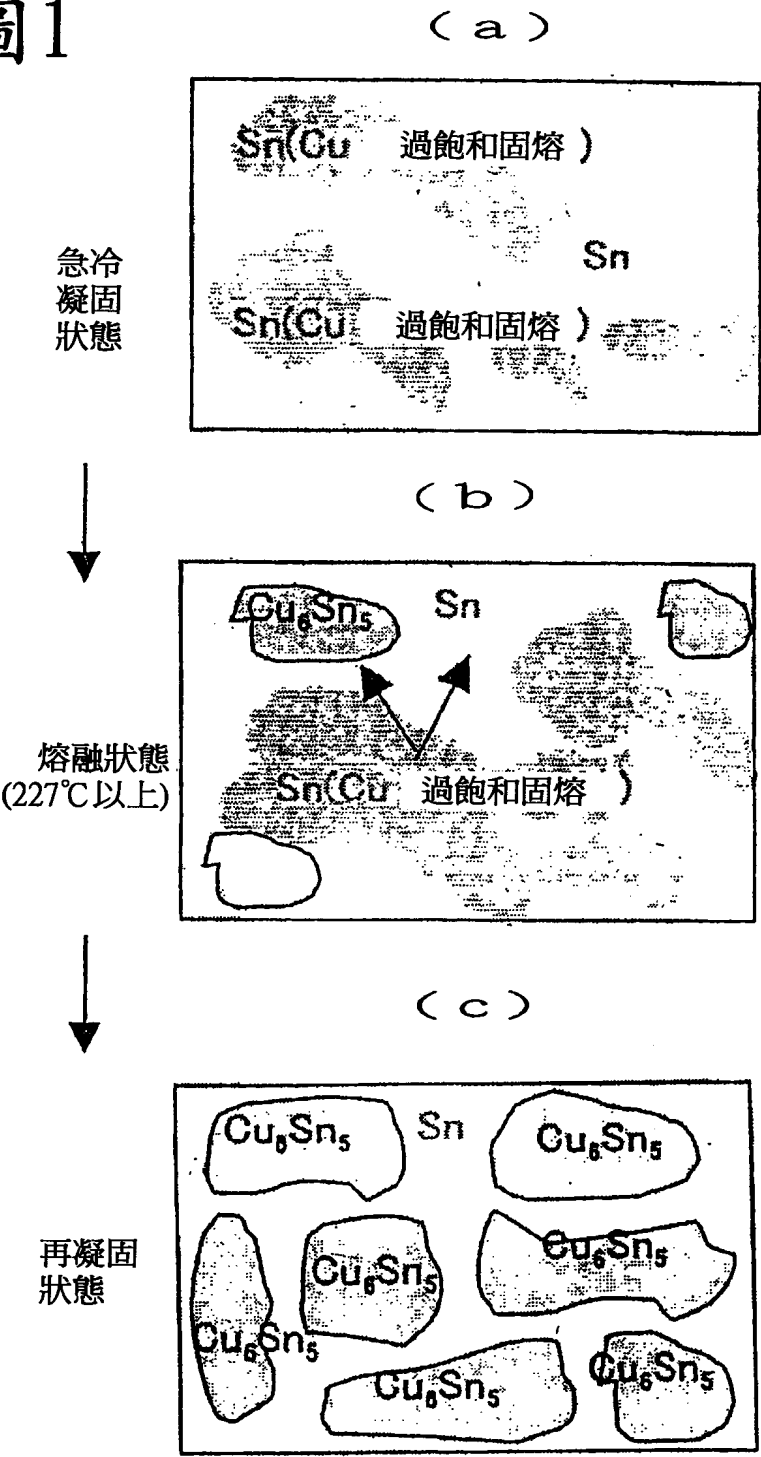


圖2

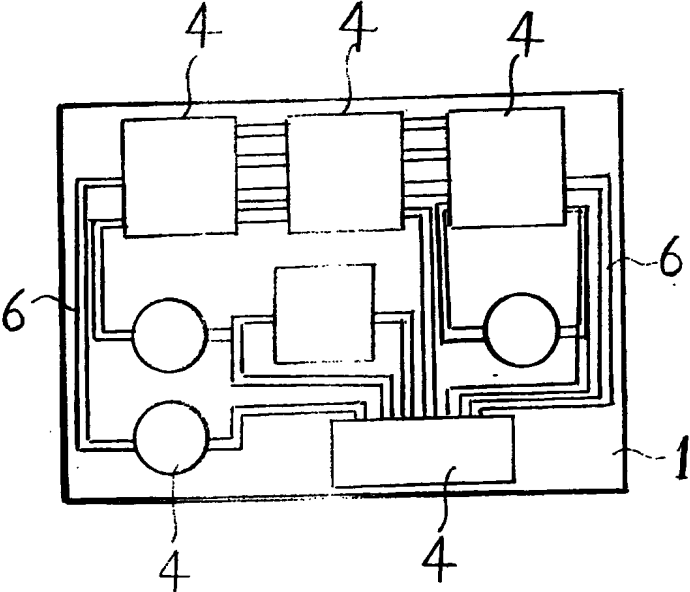
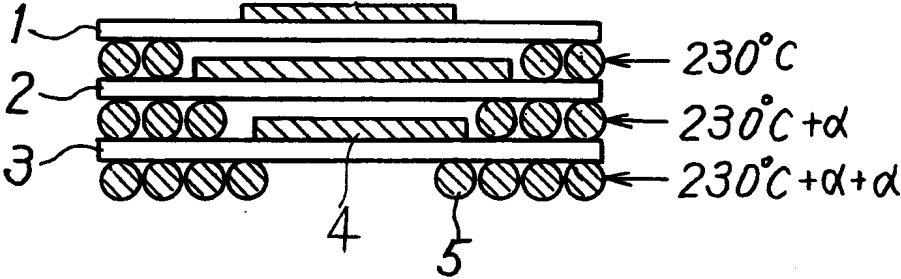
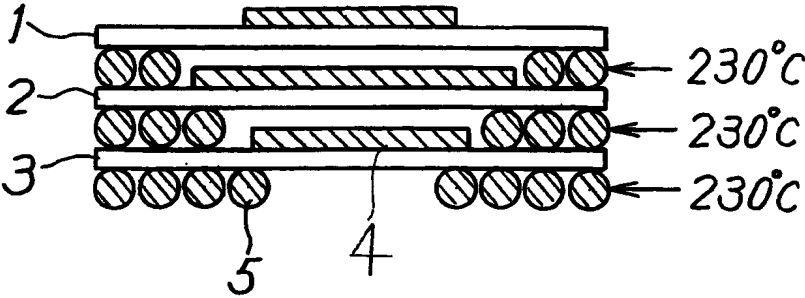


圖3

(a)



(b)



七、指定代表圖：

(一)、本案指定代表圖為：第 (1) 圖

(二)、本代表圖之元件代表符號簡單說明：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