



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I810099 B

(45)公告日：中華民國 112 (2023) 年 07 月 21 日

(21)申請案號：111139790

(22)申請日：中華民國 111 (2022) 年 10 月 20 日

(51)Int. Cl. : **B23K35/26 (2006.01)****C22C13/02 (2006.01)****H05K3/34 (2006.01)**

(30)優先權：2021/10/22 日本

2021-172858

(71)申請人：日商千住金屬工業股份有限公司(日本) SENJU METAL INDUSTRY CO., LTD.

(JP)

日本

(72)發明人：立花芳惠 TACHIBANA, YOSHIE (JP)；堀江竜気 HORIE, RYUKI (JP)

(74)代理人：林志剛

(56)參考文獻：

TW 201742930A

CN 112638574A

JP H10-314980A

JP 2014-065065A

WO 2009011341A1

審查人員：黃繪禎

申請專利範圍項數：6 項 圖式數：0 共 25 頁

(54)名稱

焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型、及焊料接頭

(57)摘要

[課題] 提供：熔融溫度為規定的範圍內、拉伸強度和剪切强度高、空隙的發生被抑制，且氧化被膜薄從而安裝性優異的焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型和焊料接頭。

[解決方案] 焊料合金具有如下合金組成：以質量%計為 Ag：2.5~3.7%、Cu：0.25~0.95%、Bi：3.0~3.9%、In：0.5~2.3%，且餘量由 Sn 構成，前述合金組成滿足下述(1)式和(2)式。

$$8. \quad 1 \leq \text{Ag} + 2 \text{Cu} + \text{Bi} + \text{In} \leq 11.5 \quad (1)$$

$$1. \quad 0.0 \leq (\text{Bi} + \text{In}) / \text{Ag} \leq 1.66 \quad (2)$$

上述(1)式和(2)式中，Ag、Cu、Bi 和 In 表示各合金組成的含量(質量%)。



I810099

【發明摘要】

【中文發明名稱】

焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型、及焊料接頭

【中文】

【課題】提供：熔融溫度為規定的範圍內、拉伸強度和剪切强度高、空隙的發生被抑制，且氧化被膜薄從而安裝性優異的焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型和焊料接頭。

【解決方案】焊料合金具有如下合金組成：以質量%計為 Ag：2.5~3.7%、Cu：0.25~0.95%、Bi：3.0~3.9%、In：0.5~2.3%，且餘量由 Sn 構成，前述合金組成滿足下述(1)式和(2)式。

$$8.1 \leq \text{Ag} + 2\text{Cu} + \text{Bi} + \text{In} \leq 11.5 \quad (1)$$

$$1.00 \leq (\text{Bi} + \text{In}) / \text{Ag} \leq 1.66 \quad (2)$$

上述(1)式和(2)式中，Ag、Cu、Bi和In表示各合金組成的含量(質量%)。

【指定代表圖】無

【代表圖之符號簡單說明】無

【特徵化學式】無

【發明說明書】

【中文發明名稱】

焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型、及焊料接頭

【技術領域】

【0001】本發明係關於可靠性優異的焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型和焊料接頭。

【先前技術】

【0002】功率半導體裝置例如為在形成有銅電路的絕緣基板(以下，簡稱為「DCB(Direct Copper Bonding)」)上連接有多個元件、散熱器的結構。將功率半導體裝置安裝於基板的步驟係在絕緣基板上接合Si晶片等電子部件，之後向該基板接合散熱片。如此，功率半導體裝置的安裝中例如採用的是：第1次進行電子部件與安裝基板的回流焊接、第2次進行散熱器的回流焊接的分步焊接。

【0003】在分步焊接的第1次進行的焊接中，作為高溫無鉛焊料合金，例如採用熔點為 245°C 的Sn-10Sb焊料合金。在分步焊接的第2次進行的焊接中，選擇顯示出低於第1次使用的焊料合金的固相線溫度的熔融溫度的合金組成。

【0004】作為熔融溫度低於前述高溫無鉛焊料合金的合金組成，例如可列舉出一直以來使用的Sn-3Ag-0.5Cu。使用了該焊料合金的回流焊接通常在 $235\sim 240^{\circ}\text{C}$ 下進行，

因此，與上述那樣的高溫無鉛焊料合金的熔點的溫度差小。因此，對於熱容量大的部件，在分步焊接的第2次中進行焊接的情況下，不易確保溫度裕度。另外，Sn-3Ag-0.5Cu的長期可靠性不足。

【0005】因此，例如專利文獻1~3中，從改善Sn-Ag-Cu焊料合金的可靠性的觀點出發，公開了含有Bi和In的Sn-Ag-Cu-Bi-In焊料合金。專利文獻1中記載的發明中，評價了熱循環試驗後的裂紋進展、高速剪切強度、空隙、Cu侵蝕。專利文獻2中記載的發明中，進行了熱循環試驗後的龜裂和剝離、空隙的評價。專利文獻3中記載的發明中，評價了熔點、高溫下的拉伸強度和伸長率。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0006】

專利文獻1：日本特開2019-209350號

專利文獻2：日本特開2016-26879號

專利文獻3：日本特開平10-193169號

【發明內容】

[發明欲解決之課題]

【0007】專利文獻1中記載了如下內容：Bi的含量如果少，則龜裂進展抑制效果降低，Bi的含量如果多，則會引起脆性斷裂。此外，還記載了如下內容：與Bi一起將In

添加至焊料合金，從而焊料合金的強度改善，但是In是容易氧化的合金元素，因此，有時也根據其含量、與其他合金元素的組合等而在焊接接合部產生空隙。從這種觀點出發，專利文獻1中，為了解決這些問題而公開了包含低於3質量%的Bi和In的焊料合金。具體而言，專利文獻1中公開了Sn-3.0Ag-0.7Cu-2.5Bi-2.0In焊料合金。作為比較例，公開了Sn-3.0Ag-0.7Cu-3.0Bi-3.0In焊料合金。

【0008】專利文獻2中記載了如下內容：Bi的含量如果為規定量，則會提高焊接接合部的龜裂進展抑制效果。另外，記載了如下內容：如果含有規定量的In，則無鉛焊料合金的熔融溫度降低，且機械特性和龜裂進展抑制效果改善。具體而言，專利文獻2中公開了Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-0.25In焊料合金。

【0009】然而，專利文獻1和2中雖然記載了焊料合金的強度得到改善，但並未對拉伸強度進行具體評價。這是由於，專利文獻1和2中記載的發明中只不過抽象地說明了為了抑制龜裂的進展而需要一定程度的強度。另外，專利文獻1中記載了抑制In所導致的氧化，但這只不過在為了抑制空隙的發生而抑制氧化的觀點上進行了記載。但是，該程度的氧化抑制效果中，空隙的發生如果被抑制，則在焊料合金熔融時和凝固後也可以形成有一定厚度的氧化被膜。如果形成厚的氧化被膜，則例如將這種焊料合金用於焊膏的情況下，藉由助焊劑去除的氧化物的殘渣增加，或者有時會導致潤濕性的劣化，為了改善安裝性而尚留有改

善的餘地。

【0010】專利文獻3中記載了如下內容：藉由In和Bi對Sn-Ag焊料合金的複合添加、進一步添加Cu，從而降低熔點，且賦予優異的機械特性。然而，專利文獻3中具體公開的焊料合金中包含液相線溫度(以下，適宜稱為「熔融溫度」)高的焊料合金，包含不適於分步焊接的合金組成。另一方面，作為熔融溫度相對較低的合金組成，公開了Sn-3.0Ag-1.0Cu-3.0Bi-1.0In焊料合金和Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-1.0In焊料合金。然而，專利文獻3中記載的發明中，雖然評價了拉伸強度和潤濕性，但是未評價焊料接頭所需的剪切強度，另外，關於空隙發生的抑制也未進行評價。因此，即使為專利文獻3中記載的焊料合金，也有剪切強度低而發生空隙的可能性，因此，尚留有改善的餘地。

【0011】如此，即使專利文獻1~3中記載的焊料合金可以解決各自的課題，也未考慮到例如安裝功率半導體裝置時的實際情況，因此，難以說可以解決分步焊接中的各種課題。即，憑藉這些文獻中記載的發明無法同時滿足專利文獻1~3中公開的期望的熔點、高的拉伸強度和剪切強度、空隙發生的抑制以及氧化被膜的薄膜化。如上所述，專利文獻1~3中記載的發明中雖然關注到了Bi、In的含量，但是關於Ag、Cu是分別調製的。焊料合金在全部構成元素成為一體時才開始能夠發揮固有的效果，並非各構成元素各行其道地發揮功能。因此，為了同時解決安裝功

率半導體裝置時的各種課題，需要各構成元素作為整體均衡性良好地含有。為了提供可以全部同時解決上述課題的焊料合金，進一步的組成探討是必不可少的。

【0012】因此，本發明的課題係藉由熔融溫度為規定的範圍內、拉伸強度和剪切強度高、空隙的發生被抑制，且氧化被膜薄而提供安裝性優異的焊料合金、焊膏、焊料球、焊料預成型和焊料接頭。

[用以解決課題之手段]

【0013】本發明人等著眼於專利文獻所公開的焊料合金中需要能用於分步焊接。如前所述，Sn-3Ag-0.5Cu焊料合金的回焊溫度為235~240℃，因此，使用熱容量大的部件的情況下，可能需要在前述溫度範圍的高溫側進行回流焊接。如此，Sn-3Ag-0.5Cu焊料合金中，不易確保溫度裕度。因此，本發明人等考慮到這種溫度裕度，首先以熔融溫度成為190~220℃的方式調查了各構成元素的含量。該溫度範圍是以高溫無鉛焊料合金在第二次的回流焊接中不熔融的方式具有裕度的溫度範圍。

【0014】本發明人等在專利文獻3中所公開那樣熔融溫度顯示為220℃以下且拉伸強度高的Sn-3.0Ag-1.0Cu-3.0Bi-1.0In焊料合金和Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-1.0In焊料合金中進行了實現剪切強度的改善和空隙發生的抑制的研究。獲得了如下見解：Sn-3.0Ag-1.0Cu-3.0Bi-1.0In焊料合金的Cu的含量多，會形成Sn與Cu的金屬間化合物，因

此，拉伸強度和剪切強度降低。另外，獲得了如下見解：在 Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-1.0In 焊料合金中，雖然作為各構成元素的含量沒有大幅偏離，但拉伸強度差。由此，還獲得了如下見解：各構成元素即使為規定的範圍，也會由於添加元素的均衡性等而得不到期望的效果。

【0015】另外，對於空隙的發生被抑制的專利文獻 1 中記載的 Sn-3.0Ag-0.7Cu-3.0Bi-3.0In 焊料合金和 Sn-3.0Ag-0.7Cu-2.5Bi-2.0In 焊料合金、以及專利文獻 2 中記載的 Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-0.25In 焊料合金也進行了研究。獲得了如下見解：Sn-3.0Ag-0.7Cu-3.0Bi-3.0In 焊料合金的 In 的含量多，因此，空隙的發生未被充分抑制，另外，氧化被膜變厚。獲得了如下見解：Sn-3.0Ag-0.7Cu-2.5Bi-2.0In 焊料合金的 Bi 的含量少，因此，拉伸強度差。獲得了如下見解：Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi-0.25In 焊料合金的 In 的含量少，因此，拉伸強度差。

【0016】如此，獲得了如下見解：專利文獻 1~3 中記載的發明無法在各自中同時實現拉伸強度和剪切強度的改善、空隙發生的抑制、和氧化被膜厚度的減少。另外，根據上述見解，還獲得了如下見解：僅憑藉各構成元素的含量為規定的範圍內，無法同時實現這些效果。

【0017】因此，考慮到整體的均衡性，在上述的範圍內對各構成元素的含量進一步詳細地進行了調查。其結果得到了如下見解：藉由使各構成元素的含量為特定的範圍內，且 Ag、Cu、Bi 和 In 滿足規定的關係式，進而，Ag、

Bi和**In**滿足規定的關係式，從而可以首次同時實現拉伸強度和剪切強度的改善、空隙發生的抑制、和氧化被膜厚度的減少，完成了本發明。另外，本發明中雖然對功率半導體裝置進行了示例，但只要為需要同時發揮這些效果的用途，就不限定於此。

由這些見解得到的本發明如以下所述。

【0018】(1)一種焊料合金，其特徵在於，具有如下合金組成：以質量%計為 **Ag**：2.5~3.7%、**Cu**：0.25~0.95%、**Bi**：3.0~3.9%、**In**：0.5~2.3%，且餘量由**Sn**構成，前述合金組成滿足下述(1)式和(2)式。

【0019】

$$8.1 \leq \text{Ag} + 2\text{Cu} + \text{Bi} + \text{In} \leq 11.5 \quad (1)$$

$$1.00 \leq (\text{Bi} + \text{In}) / \text{Ag} \leq 1.66 \quad (2)$$

上述(1)式和(2)式中，**Ag**、**Cu**、**Bi**和**In**表示各合金組成的含量(質量%)。

【0020】(2)根據(1)所述的焊料合金，其中，上述合金組成滿足下述(3)式。

$$4.48 \leq \text{Ag} \times \text{Cu} \times \text{Bi} \times \text{In} \leq 7.7 \quad (3)$$

上述(3)式中，**Ag**、**Cu**、**Bi**和**In**表示各合金組成的含量(質量%)。

【0021】(3)一種焊膏，其具有由上述(1)或上述(2)所述的焊料合金形成的焊料粉末。

【0022】(4)一種焊料球，其由上述(1)或上述(2)所述的焊料合金形成。

【0023】(5)一種焊料預成型，其由上述(1)或上述(2)

所述的焊料合金形成。

【0024】(6)一種焊料接頭，其具有上述(1)或上述(2)所述的焊料合金。

【實施方式】

【0025】以下對本發明更詳細地進行說明。本說明書中，關於焊料合金組成的「%」只要沒有特別指定就是「質量%」。

【0026】

1.焊料合金

(1)Ag：2.5~3.7%

Ag的含量如果接近SnAgCu共晶組成，則可以避免熔融溫度的上升。另外，會使 Ag_3Sn 以粒狀析出，因此，可以實現焊料合金的析出強化。Ag的含量如果低於2.5%，則會由於SnAgCu亞共晶而導致焊料合金的熔融溫度上升。另外，化合物的析出量少，強度不會改善。Ag含量的下限為2.5%以上、優選2.8%以上、更優選2.9%以上。

【0027】另一方面，Ag的含量如果超過3.7%，則會由於SnAgCu過共晶而導致焊料合金的熔融溫度上升。另外，粗大的 Ag_3Sn 會以板狀析出，強度發生劣化。Ag含量的上限為3.7%以下、優選3.2%以下、更優選3.1%以下。

【0028】

(2)Cu：0.25~0.95%

對於Cu，Cu和Ag的含量均越接近於SnAgCu共晶組

成，越可以降低焊料合金的熔融溫度。**Cu**的含量如果低於0.25%，則會由於**SnAgCu**亞共晶而導致焊料合金的熔融溫度上升。**Cu**含量的下限為0.25%以上、優選0.45%以上、更優選0.55%以上。

【0029】另一方面，**Cu**的含量如果超過0.95%，則**Sn**與**Cu**的化合物大量析出，拉伸強度、剪切強度降低。另外，**Cu**的含量如果進一步變多，則除強度降低之外，還會由於**SnAgCu**過共晶而導致焊料合金的熔融溫度上升。**Cu**含量的上限為0.95%以下、優選0.80%以下、更優選0.70%以下。

【0030】

(3)**Bi**：3.0~3.9%

Bi可以避免熔融溫度的上升，另外，由於**Sn**的固溶強化而可以改善焊料合金的強度。**Bi**的含量如果低於3.0%，則**Bi**的固溶量少，強度不會充分改善。另外，焊料合金的熔融溫度不降低。**Bi**的含量的下限為3.0%以上、優選3.1%以上、更優選3.2%以上。

【0031】另一方面，**Bi**的含量如果超過3.9%，則**SnBi**共晶析出，固相線溫度下降。另外，有時**Bi**會在晶界中偏析，焊料合金的強度降低。**Bi**的含量的上限為3.9%以下、優選3.8%以下、更優選3.7%以下、進一步優選3.4%以下。

【0032】

(4)**In**：0.5~2.3%

In可以避免熔融溫度的上升，另外，由於**Sn**的固溶強

化而可以改善焊料合金的強度。**In**的含量如果低於0.5%，則**In**的固溶量少，強度不會充分改善。另外，焊料合金的熔融溫度不下降。**In**的含量的下限為0.5%以上、優選0.7%以上、更優選0.9%以上、進一步優選1.0%以上。

【0033】另一方面，**In**的含量如果超過2.3%，則熔融焊料變得容易被氧化，無法抑制空隙的發生。另外，氧化被膜變厚，安裝性差。進而，熔融溫度變得過低。**In**的含量的上限為2.3%以下、優選1.5%以下、更優選1.3%以下。

【0034】

(5)(1)式和(2)式

$$8.1 \leq \text{Ag} + 2\text{Cu} + \text{Bi} + \text{In} \leq 11.5 \quad (1)$$

$$1.00 \leq (\text{Bi} + \text{In}) / \text{Ag} \leq 1.66 \quad (2)$$

上述(1)式和(2)式中，**Ag**、**Cu**、**Bi**和**In**表示各合金組成的含量(質量%)。

【0035】本發明的焊料合金藉由滿足(1)式，從而添加元素的含量成為適量，因此，熔融溫度成為適當的範圍。構成本發明的焊料合金的這些添加元素均對**Sn**有利，因此，也對拉伸強度、剪切強度有影響。**In**由於大量添加而產生空隙，可能成為氧化被膜的厚度增加的原因，但也有利於**Sn**的固溶強化。因此，為了間接地抑制空隙的發生、減少氧化被膜的厚度，也需要滿足(1)式。因此，這些(1)式是為了發揮本發明的效果而必須滿足的關係式。另外，(1)式中的**Cu**的係數為2倍。這是因為，在本發明的焊料合金中，存在**Cu**的含量哪怕稍有變化也會對焊料合金的各特性帶來較大影響的傾向。例如，如果著眼於熔融溫

度，則在Cu含量的增減量與其他元素的含量的增減量相同的情況下，可估計到Cu的熔融溫度的變化量與其他元素相比至少為2倍以上。

【0036】另外，本發明的焊料合金藉由滿足(2)式，從而可以顯示出更高的強度。Ag為析出強化型元素，Bi和In為固溶強化型元素。固溶強化型元素的含量如果過多，則會超過固溶度極限，因此，會存在剩餘元素，可能發生Bi的偏析、焊料合金的變形。另一方面，析出強化型元素的含量如果過多，則由於化合物的大量析出而導致強度反而降低。因此，本發明的焊料合金中，如前所述，雖然各元素中存在最佳的含量的範圍，但是藉由滿足(2)式，從而可以均衡性良好地強化Sn。

【0037】這些式子是由於各構成元素相互依存而得到的。這是由於，合金是全部構成元素組合而成的一個整體，各構成元素會相互產生影響。如此，在調整各構成元素的最佳的含量的基礎上進一步滿足(1)式和(2)式的本發明的焊料合金設定在充分考慮了各構成元素相互依存的範圍內。因此，分步焊接的第2次的焊接中，本發明的焊料合金可以同時滿足最佳的熔融溫度、高的拉伸強度和剪切強度、空隙發生的抑制、和氧化被膜的薄膜化。

【0038】(1)式的下限為8.1以上、優選8.2以上、更優選8.3以上、進一步優選8.4以上、特別優選8.5以上、最優選8.6以上。(1)式的上限優選11.5以下、更優選9.3以下、進一步優選9.1以下、進一步更優選8.9以下、特別優選8.8

以下、最優選8.7以下。

【0039】(2)式的下限為1.00以上、優選1.14以上、更優選1.23以上、進一步更優選1.28以上、特別優選1.30以上、最優選1.31以上，可以為1.33以上、1.35以上。(2)式的上限為1.66以下、優選1.64以下、更優選1.63以下、進一步優選1.62以下、進一步更優選1.57以下、特別優選1.50以下、最優選1.45以下，可以為1.42以下、1.40以下。

【0040】

(6)餘量：Sn

本發明的焊料合金的餘量為Sn。除前述元素之外可以含有不可避免的雜質。即使在含有不可避免的雜質的情況下，也不會對前述效果產生影響。另外，Co和Ni會使熔融溫度上升，因此，在本發明的焊料合金中最好不含有。

【0041】

(7)(3)式

$$4.48 \leq Ag \times Cu \times Bi \times In \leq 7.7 \quad (3)$$

上述(3)式中，Ag、Cu、Bi和In表示各合金組成的含量(質量%)。

【0042】(3)式是示出考慮了添加元素彼此的均衡性的關係式的優選方式。(3)式將各元素的含量相乘，因此，各元素的相互依賴性高，如果滿足(3)式，則焊料合金整體的均衡性以高水準保持。因此，在最佳的熔融溫度、高的拉伸強度和剪切強度、空隙發生的抑制、和氧化

被膜的薄膜化進一步改善的方面是優選的。(3)式的下限優選4.48以上、更優選4.70以上、進一步優選4.75以上、特別優選4.82以上、最優選5.28以上，可以為5.76以上、6.27以上、6.50以上、6.51以上。(3)式的上限優選7.7以下、更優選7.17以下、進一步優選7.14以下、進一步更優選6.94以下、最優選6.72以下。

【0043】

(8)焊料合金的熔融溫度

本發明的焊料合金在例如藉由分步焊接進行2次焊接的情況下優選用於第2次的焊接。這種使用方式中，優選用於第2次的焊料合金的熔融溫度低於用於第1次的焊料合金的固相線溫度。例如第1次的焊接中，使用在245℃的熔融溫度下熔融的Sn-10Sb焊料合金的情況下，會考慮在使用熱容量大的部件時具有充分的溫度裕度。本發明的焊料合金的熔融溫度優選211~220℃、特別優選211~214℃。

【0044】本發明的焊料合金的固相線溫度期望的是：熔融溫度與固相線溫度的溫度差不變得過大，構件的侵蝕、錯位、再氧化、空隙的發生等安裝性不降低的溫度範圍。本發明的焊料合金的固相線溫度優選198℃以上、更優選200℃以上、進一步優選203℃以上、特別優選204℃以上。上限沒有特別限定，只要為211℃以下即可。

【0045】

2.焊膏

本發明的焊膏是由上述合金組成形成的焊料粉末與助

焊劑的混合物。本發明中使用的助焊劑只要可以藉由常規方法而進行焊接就沒有特別限制。因此，只要使用將通常使用的松香、有機酸、活性劑、以及溶劑適宜配混而成者即可。本發明中金屬粉末成分與助焊劑成分的配混比例沒有特別限制，優選金屬粉末成分：80~90質量%、助焊劑成分：10~20質量%。

【0046】

3.焊料球

本發明的焊料合金可以作為焊料球使用。本發明的焊料球用於形成BGA(球柵陣列)等半導體封裝體的電極、基板的凸塊。本發明的焊料球的直徑優選1~1000 μm 的範圍內。焊料球可以藉由一般的焊料球的製造法而製造。

【0047】

4.焊料預成型

本發明的焊料預成型的形狀沒有特別限定，可以以板狀、環形狀、圓筒形狀、帶形狀、方形狀、盤形狀、墊圈形狀、片形狀、線形狀等形態使用。焊料預成型可以在內部含有熔點高於焊料合金、容易被熔融焊料潤濕的高熔點金屬粒(例如Ni粒、Cu粒和將Ni、Cu作為主成分的合金粉)。

【0048】

5.焊料接頭

本發明的焊料接頭適合用於至少2個以上的被接合構件的接合。關於被接合構件，只要是例如元件、基板、電

子部件、印刷電路板、絕緣基板、散熱器、引線框、使用電極端子等的半導體和電源模組、逆變器製品等使用本發明的焊料合金進行電連接的構件就沒有特別限定。

【0049】

6.其他

本發明的焊料合金可以藉由使用低 α 射線量材作為其原材料而製造低 α 射線量合金。這種低 α 射線量合金如果用於形成記憶體周邊的焊料凸塊，則可以抑制軟錯誤。

[實施例]

【0050】根據以下的實施例對本發明進行說明，但本發明不限定於以下的實施例。

為了驗證本發明的效果，使用表1中記載的焊料合金，測定熔融溫度、拉伸強度、剪切強度、空隙的面積率、氧化被膜的厚度。

【0051】

(1)熔融溫度

對於具有表1中記載的各合金組成的焊料合金，由DSC曲線求出各溫度。DSC曲線是藉由Hitachi High-Tech Science Co., Ltd.製的DSC(型號：EXSTAR6000)、在大氣中、以5℃/分鐘進行升溫而得到的。由得到的DSC曲線求出液相線溫度，作為熔融溫度。另外，由DSC曲線還評價了固相線溫度。

【0052】熔融溫度為211~214℃的情況下，分步焊接

中的第2次的焊接中可以具有充分的溫度裕度，因此，評價為「◎」。為215~220℃的情況下，是實用上沒有問題的溫度，因此，評價為「○」。低於211℃和超過220℃的情況下，評價為「×」。另外，固相線溫度為204~211℃的情況下，評價為「◎」。為198~203℃的情況下，記作「○」。低於204℃和超過211℃的情況下，評價為「×」。

【0053】

(2)拉伸強度

拉伸強度依據JISZ3198-2而測定。對於表1中記載的各焊料合金，注入模具，製作標距長度為30mm、直徑8mm的試驗片。對於所製作的試驗片，利用Instron公司製的Type5966，在室溫下、以6mm/分鐘的衝程進行拉伸，測量試驗片斷裂時的強度。本發明中，拉伸強度為67MPa以上的情況下，為充分的強度，因此，評價為「◎」。拉伸強度63MPa以上且低於67MPa的情況下，是實用上沒有問題的強度，因此，評價為「○」。拉伸強度低於63MPa的情況下，評價為「×」。

【0054】

(3)剪切強度

製作平均粒徑為20 μ m的具有表1中記載的焊料合金組成的焊料合金粉末，將所製作的焊料合金粉末與公知的松香系助焊劑以89質量%：11質量%的比例混合，製作各焊料合金的焊膏。對於焊膏，在厚度為0.8mm的印刷電路板

(材質：FR-4)上用厚度為 $120\mu\text{m}$ 的金屬遮罩印刷到Cu電極後，用安裝機安裝晶片電阻部件，在最高溫度 235°C 、保持時間60秒的條件下進行回流焊接，製作試驗基板。

【0055】對於該試驗基板，利用剪切強度測定裝置(RHESCA公司製 STR-1000)，在 $6\text{mm}/\text{分鐘}$ 的條件下測定剪切強度(N)。剪切強度為 67N 以上的情況下，判斷為得到充分的剪切強度的水準，評價為「◎」。超過 63N 且為 66N 以下的情況下，判斷為可以實用上沒有問題地使用的水準，評價為「○」。低於 62N 的情況下，評價為「×」。

【0056】

(4)空隙的面積率

對於「剪切強度」中製作的試驗基板，使用東芝FA System Engineering股份有限公司製TOSMICRON-6090FP，在顯示器中顯示30倍的X射線平面照片，由所顯示的圖像檢測出空隙，求出面積率。檢測中使用的圖像解析軟體為Soft imaging system製scandium。圖像上，空隙和除此以外的部分的對比度不同，因此，可以根據圖像解析而識別，藉由僅檢測空隙而進行測定。測得的空隙的面積率相對於矽晶片的面積為 3.2% 以下的情況下，空隙評價為「◎」，超過 3.2% 且為 4.1% 以下的情況下，空隙評價為「○」，超過 4.1% 的情況下，空隙記作「×」。

【0057】

(5)氧化被膜的厚度

將表1中記載的焊料合金加工成厚度為 0.1mm 的帶狀

的預成型體，裁切成10mm四方的預成型體，在150℃的恆溫槽中進行120分鐘加熱處理。對於得到的預成型體的氧化膜厚，用FE-AES(場發射型歐傑電子分光法)，測定氧化被膜的厚度。氧化被膜的膜厚在以下的裝置和條件下測定。另外，氧化被膜的厚度的測定值根據SiO₂換算求出。氧化被膜的厚度為1.8nm以下的情況下，氧化被膜的形被充分抑制，因此，評價為「◎」。氧化被膜的厚度超過1.8nm且為2.8nm以下的情況下，可以沒有問題地進行安裝，因此，評價為「○」。氧化被膜的厚度超過2.8nm的情況下，評價為「×」。

【0058】測定裝置：ULVAC-PHI，INC製 掃描型FE歐傑電子分光分析裝置

測定條件：BeamVoltage：10kV，試樣電流：10nA
(使用了Ar離子槍的濺射深度測定方法依據ISO/TR 15969)

將評價結果示於表1和表2。

【0059】

[表1]

	Sn	Ag	Cu	Bi	In	其他	(1)式	(2)式	(3)式	熔融溫度 (°C)	固相線溫度 (°C)	拉伸強度 (MPa)	剪切強度 (Mpa)	空隙	氧化被膜 的厚度 (nm)	綜合 評價
實施例1	Bal.	2.5	0.80	3.2	0.90	-	8.20	1.64	5.76	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例2	Bal.	2.8	0.70	3.2	1.00	-	8.40	1.50	6.27	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例3	Bal.	2.9	0.70	3.2	1.00	-	8.50	1.45	6.50	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例4	Bal.	3.0	0.70	3.2	1.00	-	8.60	1.40	6.72	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例5	Bal.	3.1	0.70	3.2	1.00	-	8.70	1.35	6.94	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例6	Bal.	3.2	0.70	3.2	1.00	-	8.80	1.31	7.17	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例7	Bal.	3.7	0.70	3.2	1.00	-	9.30	1.14	8.29	○	○	◎	◎	○	○	○
實施例8	Bal.	3.0	0.25	3.2	1.50	-	8.20	1.57	3.60	○	◎	◎	◎	○	○	○
實施例9	Bal.	3.0	0.45	3.2	1.10	-	8.20	1.43	4.75	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例10	Bal.	3.0	0.55	3.2	1.00	-	8.30	1.40	5.28	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例11	Bal.	3.0	0.95	3.2	1.00	-	9.10	1.40	9.12	○	◎	◎	◎	○	○	○
實施例12	Bal.	3.0	0.70	3.0	1.00	-	8.40	1.33	6.30	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例13	Bal.	3.0	0.70	3.1	1.00	-	8.50	1.37	6.51	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例14	Bal.	3.0	0.70	3.4	1.00	-	8.80	1.47	7.14	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例15	Bal.	3.0	0.70	3.9	1.00	-	9.30	1.63	8.19	◎	○	◎	◎	○	○	○
實施例16	Bal.	3.0	0.75	3.2	0.50	-	8.20	1.23	3.60	○	◎	○	○	◎	◎	○
實施例17	Bal.	3.0	0.70	3.2	0.70	-	8.30	1.30	4.70	◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
實施例18	Bal.	3.0	0.70	3.2	1.30	-	8.90	1.50	8.74	○	○	◎	◎	○	○	○
實施例19	Bal.	3.2	0.70	3.0	2.30	-	9.90	1.66	15.46	◎	○	◎	◎	○	○	○
實施例20	Bal.	3.7	0.90	3.8	2.20	-	11.50	1.62	27.84	○	○	◎	◎	○	○	○
實施例21	Bal.	3.0	0.45	3.2	1.00	-	8.10	1.40	4.32	○	◎	◎	◎	◎	◎	○
實施例22	Bal.	3.7	0.65	3.1	0.60	-	8.70	1.00	4.47	◎	◎	○	○	◎	◎	○

【 0060 】

[表2]

	Sn	Ag	Cu	Bi	In	其他	(1)式	(2)式	(3)式	熔融溫度 (°C)	固相線溫度 (°C)	拉伸強度 (MPa)	剪切強度 (Mpa)	空隙	氧化被膜 的厚度 (nm)	綜合 評價
比較例1	Bal.	<u>2.4</u>	0.95	3.1	0.70	-	8.10	1.58	4.95	x	x	x	x	⊙	⊙	x
比較例2	Bal.	<u>3.9</u>	0.70	3.2	1.10	-	9.60	1.10	9.61	x	x	x	x	○	○	x
比較例3	Bal.	3.0	<u>0.20</u>	3.2	1.50	-	8.10	1.57	2.88	x	x	○	○	○	○	x
比較例4	Bal.	3.0	<u>1.0</u>	3.0	1.0	-	9.00	1.33	9.00	○	○	x	x	○	○	x
比較例5	Bal.	3.0	<u>1.0</u>	3.0	0.8	-	8.80	1.27	7.20	○	○	x	x	⊙	⊙	x
比較例6	Bal.	3.0	<u>2.0</u>	3.2	1.0		11.20	1.40	19.20	x	x	x	x	○	○	x
比較例7	Bal.	3.5	0.80	<u>0.5</u>	<u>6.00</u>	-	<u>11.60</u>	<u>1.86</u>	8.40	x	x	x	x	x	x	x
比較例8	Bal.	3.0	0.70	<u>2.5</u>	2.00	-	8.90	1.50	10.50	x	x	x	x	○	○	x
比較例9	Bal.	3.1	0.50	<u>4.1</u>	1.00	-	9.20	1.65	6.36	x	x	x	x	○	○	x
比較例10	Bal.	3.0	0.50	3.0	<u>0.25</u>	-	<u>7.25</u>	1.08	1.13	x	x	x	x	○	○	x
比較例11	Bal.	3.0	0.80	3.2	<u>0.30</u>	-	8.10	1.17	2.30	x	x	x	x	○	○	x
比較例12	Bal.	3.0	0.70	3.0	<u>3.00</u>	-	10.40	<u>2.00</u>	18.90	x	x	x	x	x	x	x
比較例13	Bal.	3.0	0.50	3.0	1.00	-	<u>8.00</u>	1.33	4.50	x	x	○	○	○	○	x
比較例14	Bal.	3.7	0.95	3.9	2.20	-	<u>11.70</u>	1.65	30.16	x	x	x	x	x	x	x
比較例15	Bal.	3.7	0.70	3.0	0.50	-	8.60	<u>0.95</u>	3.89	○	○	x	x	⊙	⊙	x
比較例16	Bal.	2.5	0.70	3.2	2.00	-	9.10	<u>2.08</u>	11.20	○	○	x	x	○	x	x
比較例17	Bal.	3.0	0.70	3.0	1.00	Ni:0.1	8.40	1.33	6.30	x	⊙	○	○	x	○	x
比較例18	Bal.	3.0	0.70	3.0	1.00	Co:0.1	8.40	1.33	6.30	x	⊙	○	○	x	○	x

*底線表示為本發明的範圍之外。

【0061】由表1明確可知，實施例1~22的Ag、Cu、Bi和In的含量均為本發明的範圍內，且滿足(1)式和(2)式。因此可知，熔融溫度低至能在分步焊接中進行焊接的程度，拉伸強度和剪切强度高，空隙的面積率低，且氧化被膜的厚度變薄。特別是可知，滿足(3)式的實施例1~6、9、10、12~14和17的拉伸強度和剪切強度更高，空隙的發生被抑制，氧化被膜變薄。

【0062】另一方面，比較例1和比較例2的Ag的含量不適當，因此，熔融溫度不在期望的範圍內，強度差。比較例3的Cu的含量少，因此，熔融溫度上升。比較例4和5的Cu的含量多，因此，強度差。比較例6的Cu的含量過多，因此，強度差，熔融溫度高。比較例7的Bi的含量少，In的含量多，進而不滿足(1)式和(2)式，因此，全部結果差。比較例8的Bi的含量少，因此，強度差，熔融溫度高。比較例9的Bi的含量多，因此，強度差，熔融溫度低。

【0063】比較例10的In的含量少、且不滿足(1)式，因此，熔融溫度上升，強度差。比較例11的In的含量少，因此，熔融溫度進一步上升，強度差。比較例12的In的含量多，不滿足(2)式，因此，全部結果差。

【0064】比較例13和比較例14不滿足(1)式，因此，熔融溫度不適當。特別是，比較例14超過(1)式的上限，因此，熔融溫度不適當，此外其他全部結果也差。比較例15和比較例16不滿足(2)式，因此，強度差。特別是，比

較例 16 超過 (2) 式的上限，因此，強度差，此外，氧化被膜變厚。比較例 17 和比較例 18 含有 Ni 或 Co，因此，熔融溫度高，空隙的面積率增加。

【發明申請專利範圍】

【請求項1】一種焊料合金，其特徵在於，具有如下合金組成：以質量%計為Ag：2.5~3.7%、Cu：0.25~0.95%、Bi：3.0~3.9%、In：0.5~2.3%，且餘量由Sn構成，且所述合金組成滿足下述(1)式和(2)式，

$$8.1 \leq \text{Ag} + 2\text{Cu} + \text{Bi} + \text{In} \leq 11.5 \quad (1)$$

$$1.00 \leq (\text{Bi} + \text{In}) / \text{Ag} \leq 1.66 \quad (2)$$

所述(1)式和(2)式中，Ag、Cu、Bi和In表示各所述合金組成的含量(質量%)。

【請求項2】如請求項1之焊料合金，其中，所述合金組成滿足下述(3)式，

$$4.48 \leq \text{Ag} \times \text{Cu} \times \text{Bi} \times \text{In} \leq 7.7 \quad (3)$$

所述(3)式中，Ag、Cu、Bi和In表示各所述合金組成的含量(質量%)。

【請求項3】一種焊膏，其具有由如請求項1或2之焊料合金形成的焊料粉末。

【請求項4】一種焊料球，其由如請求項1或2之焊料合金形成。

【請求項5】一種焊料預成型，其由如請求項1或2之焊料合金形成。

【請求項6】一種焊料接頭，其具有如請求項1或2之焊料合金。