



(10) 授权公告号 CN 118043166 B

(45) 授权公告日 2024.11.12

(21) 申请号 202280066205.2

(22) 申请日 2022.09.29

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 118043166 A

(43) 申请公布日 2024.05.14

(30) 优先权数据
2021-161531 2021.09.30 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2024.03.29

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/036552 2022.09.29

(87) PCT国际申请的公布数据
W02023/054629 JA 2023.04.06

(73) 专利权人 千住金属工业株式会社
地址 日本东京都

(72) 发明人 横山贵大 斋藤岳 吉川俊策
杉泽昂太

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事
务所(普通合伙) 11277
专利代理人 刘新宇 李恩华

(51) Int.Cl.
B23K 35/26 (2006.01)
B23K 35/22 (2006.01)
C22C 13/00 (2006.01)

(56) 对比文件
CN 106001978 A, 2016.10.12

审查员 李建赅

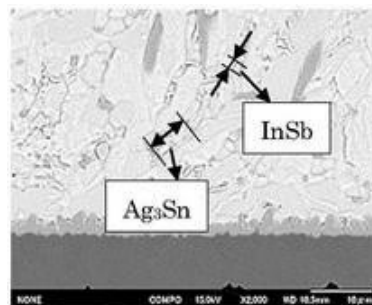
权利要求书1页 说明书11页 附图1页

(54) 发明名称

软钎料合金、焊料球、预成型软钎料、焊膏和钎焊接头

(57) 摘要

提供：润湿性优异、钎焊接头的断裂被抑制，从而具备高的可靠性的软钎料合金和钎焊接头。软钎料合金具有如下合金组成：以质量%计为Ag:1.0~3.7%、Cu:0.4~0.8%、Sb:0.50~2.90%、In:5.00~10.00%、Ni:0.01~0.06%、且余量由Sn组成。



(a)

1. 一种软钎料合金,其特征在於,具有如下合金组成:以质量%计为Ag:1.0~3.7%、Cu:0.4~0.8%、Sb:0.50~2.90%、In:5.00~10.00%、Ni:0.01~0.06%、且余量由Sn组成,其中,所述合金组成满足下述(1)式和(2)式,

$$132 \leq (\text{In}/\text{Sb}) \times (\text{Sn}/\text{Ag}) \leq 450 \quad (1)$$

$$251 \leq \text{In}/(\text{Cu} \times \text{Sb} \times \text{Ni}) \leq 699 \quad (2)$$

所述(1)式和(2)式中,In、Sb、Sn、Ag、Cu和Ni表示以质量%计的所述合金组成的含量。

2. 根据权利要求1所述的软钎料合金,其还以质量%计含有Co:0.100%以下。

3. 根据权利要求1或2所述的软钎料合金,其还以质量%计含有Bi:1.0%以下。

4. 根据权利要求1或2所述的软钎料合金,其还以质量%计含有总计为0.1%以下的Zr、Fe、Ge、Ga、P、As、Pb、Zn、Mg、Cr、Ti、Mn、Mo、Pt、Pd、Au、Al和Si中的至少1种。

5. 根据权利要求1或2所述的软钎料合金,其还以质量%计含有Bi:5.0%以下、且含有总计为0.1%以下的Zr、Ge、Ga、As、Pb、Mg、Cr、Ti、Mn、Mo、Pt、Pd和Si中的至少1种。

6. 一种焊料球,其是由权利要求1~5中任一项所述的软钎料合金形成的。

7. 一种预成型软钎料,其是由权利要求1~5中任一项所述的软钎料合金形成的。

8. 一种焊膏,其具有由权利要求1~5中任一项所述的软钎料合金形成的软钎料粉末。

9. 一种钎焊接头,其具有权利要求1~5中任一项所述的软钎料合金。

软钎料合金、焊料球、预成型软钎料、焊膏和钎焊接头

技术领域

[0001] 本发明涉及各种电子设备中使用的软钎料合金、焊料球、预成型软钎料、焊膏和钎焊接头。

背景技术

[0002] 近年来,由于个人电脑等民生电子设备的高功能化,搭载于基板的电子部件的性能飞跃性地提升。随着电子部件变得高性能,电子部件会通电有大电流,因此,民生电子设备的基板中使用的钎焊接头有时会被暴露于高温。另外,在基板与电子部件利用基于分级钎焊(setp soldering)的软钎焊进行接合的情况下,钎焊接头被暴露于150°C左右的高温。另一方面,容易设想民生电子设备在寒冷地区中使用。

[0003] 作为钎焊接头被暴露于严苛的环境下的用途,除民生电子部件之外,可列举出车载电子设备或产业电子设备。汽车的汽车电子化推进,从汽油车经混合动力车逐渐向电动汽车迁移。伴随于此,车载电子设备的基板由于用途的扩展而有时被配置在发动机室等会暴露于高温的位置。另一方面,发动机停止时,如果为寒冷地区,则会暴露在-40°C以下这样的低温。进而,根据使用环境,有时会对电子设备施加冲击等物理外力。

[0004] 另外,产业电子设备在对于作业者来说难以作业的场所等中使用。因此,产业电子设备的基板与车载电子设备的基板同样会设想被暴露于温差急剧的环境、或对电子设备施加外力的情况。

[0005] 另外,作为连接基板与电子部件的合金,广泛使用Sn-3Ag-0.5Cu软钎料合金。软钎料合金的应用范围虽然逐渐扩大,但伴随于此,逐渐变得要求以车载等用途为代表那样、即使在严苛的环境下长时间使用在钎焊接头中也不产生断裂、劣化的高连接可靠性。

[0006] 然而,电子电路如果被暴露于上述那样的温差中,则会由于电子部件与印刷基板的热膨胀系数的差异导致应力向钎焊接头集中。另外,在对电子设备施加外力的情况下,应力会向截面积小的钎焊接头集中。因此,如果使用现有的Sn-3Ag-0.5Cu软钎料合金,则有钎焊接头发生断裂的担忧,寻求抑制其的软钎料合金。

[0007] 例如专利文献1中,作为抑制在基板的通孔中形成焊脚时的偏离、熔融软钎料的润湿铺展性优异、基于冷热循环的裂纹进展度低的软钎料合金,公开了在Sn-Ag-Cu-Sb-In软钎料合金中能含有Ni等作为任意元素的合金组成。同一文献的比较例6中公开了Ag:3.5质量%、Cu:0.8质量%、Sb:1.0质量%、In:6.0质量%、Ni:0.07质量%、且余量为Sn的软钎料合金。

[0008] 专利文献2中,作为金属间化合物的组织小、耐裂纹性优异、空孔和Cu浸析被抑制、且冷热循环后的裂纹的进展被抑制从而耐久性优异的软钎料合金,公开了在Sn-Ag-Bi-Ni-Co系软钎料合金中能含有Sb、In等作为任意元素的合金组成。同一文献的实施例40中公开了Ag:3.0质量%、Cu:0.5质量%、Sb:1.5质量%、In:4.3质量%、Ni:0.05质量%、Bi:0.5质量%、Co:0.005质量%、且余量为Sn的软钎料合金。

[0009] 现有技术文献

- [0010] 专利文献
[0011] 专利文献1:日本特开2019-063830号公报
[0012] 专利文献2:日本特开2014-037005号公报

发明内容

[0013] 发明要解决的问题

[0014] 然而,专利文献1和2中记载的软钎料合金如前述主要进行了着眼于热循环特性的合金设计。电子设备如果被暴露于热循环,则会由于基板与电子部件的热膨胀系数的差异而对钎焊接头施加应力。另一方面,认为在对车载电子电路施加振动的情况下,其应力的施加方式与热循环时产生的印刷基板、电子部件的伸缩所造成的应力不同。如此,为了在即使由于近年来的电子设备的高功能化、用途的扩展所带来的使用环境的恶化而导致对钎焊接头施加各种应力的情况下,也避免钎焊接头的断裂,需要改善软钎料合金本身的强度。

[0015] 另外,钎焊接头的断裂除构成钎焊接头的软钎料合金的断裂之外,还可列举出软钎料合金的润湿性差所产生的接合界面处的断裂。如此,为了形成可靠性高于以往的钎焊接头,需要对公知的合金组成进行再研究。

[0016] 本发明的课题在于,提供润湿性优异、钎焊接头的断裂被抑制从而具备高的可靠性的软钎料合金、焊料球、预成型软钎料、焊膏和钎焊接头。

[0017] 用于解决问题的方案

[0018] 本发明人等在Sn-Ag-Cu软钎料合金中对能够缓和各种应力的合金组成进行了研究。以往认为,冷热循环时体积变化大的软钎料合金由于与基板的线膨胀系数的差而导致钎焊接头发生断裂。然而,体积变化小时,所施加的应力会以应变能的形式被蓄积在软钎料合金中,有反而会促进断裂的担心。

[0019] 首先,以冷热循环的加热时施加的应力缓和的方式,特意着眼于会产生软钎料合金的体积变化的In。In根据含量会促进 β Sn与 γ Sn的固相相变,由此产生基于固相相变的体积变化。因此,本发明人等如专利文献1中记载的那样对增加In含量的软钎料合金进行了研究。

[0020] 然而,体积变化如果大,则钎焊接头会在接合界面发生断裂。因此,本发明人等从熔融软钎料的润湿性、以及软钎料合金中的合金组织和接合界面处的合金组织微细化的观点出发,对Cu、Sb和Ni的含量详细地进行了研究。进而,本发明人等关注到在冷热循环时钎焊接头的温度上升时,如果立即产生从 β Sn向 γ Sn的固相相变,则应力会迅速地得到缓和,对于Ag的含量也详细地进行了研究。其结果,获得了如下见解:通过作为添加元素的Ag、Cu、Sb、In和Ni的含量同时在规定的范围内的软钎料合金,润湿性优异,钎焊接头的断裂被抑制,由此完成了本发明。

[0021] 根据上述见解而得到的本发明如以下所述。

[0022] (1) 一种软钎料合金,其特征在于,具有如下合金组成:以质量%计为Ag:1.0~3.7%、Cu:0.4~0.8%、Sb:0.50~2.90%、In:5.00~10.00%、Ni:0.01~0.06%、且余量由Sn组成。

[0023] (2) 根据上述(1)所述的软钎料合金,其还以质量%计含有Co:0.100%以下。

[0024] (3) 根据上述(1)或上述(2)所述的软钎料合金,其还以质量%计含有Bi:5.0%以

下。

[0025] (4) 根据上述(1)~上述(3)中任一项所述的软钎料合金,其还以质量%计含有总计为0.1%以下的Zr、Fe、Ge、Ga、P、As、Pb、Zn、Mg、Cr、Ti、Mn、Mo、Pt、Pd、Au、Al和Si中的至少1种。

[0026] (5) 根据上述(1)~上述(5)中任一项所述的软钎料合金,其中,合金组成满足下述(1)式和(2)式。

$$[0027] \quad 132 \leq (\text{In/Sb}) \times (\text{Sn/Ag}) \leq 450 \quad (1)$$

$$[0028] \quad 251 \leq \text{In}/(\text{Cu} \times \text{Sb} \times \text{Ni}) \leq 699 \quad (2)$$

[0029] 上述(1)式和(2)式中,In、Sb、Sn、Ag、Cu和Ni表示合金组成的含量(质量%)。

[0030] (6) 一种焊料球,其具有上述(1)~上述(5)中任一项所述的软钎料合金。

[0031] (7) 一种预成型软钎料,其是由上述(1)~上述(5)中任一项所述的软钎料合金形成的。

[0032] (8) 一种焊膏,其具有由上述(1)~上述(5)中任一项所述的软钎料合金形成的软钎料粉末。

[0033] (9) 一种钎焊接头,其具有上述(1)~上述(5)中任一项所述的软钎料合金。

附图说明

[0034] 图1为软钎料合金的截面SEM照片,图1的(a)为实施例6,图1的(b)为比较例3,图1的(c)为比较例8。

具体实施方式

[0035] 以下对本发明更详细地进行说明。本说明书中,涉及软钎料合金组成的“%”如果没有特别指定就是“质量%”。

[0036] 1. 软钎料合金

[0037] (1) Ag: 1.0~3.7%

[0038] Ag通过降低 β Sn相变为 γ Sn的温度,从而可以在升温时迅速地缓和应变能,抑制钎焊接头的断裂。另外,可以形成 Ag_3Sn 的网络,改善软钎料合金本身的强度。Ag含量如果低于1.0%,则从 β Sn向 γ Sn的相变温度不会下降,不会发生相变,无法抑制钎焊接头的断裂。另外,不会形成微细的 Ag_3Sn 的网络,强度降低。Ag含量的下限为1.0%以上、优选1.5%以上、更优选2.0%以上。另一方面,Ag含量如果超过3.7%,则粗大的 Ag_3Sn 的初晶会发生结晶化,强度劣化。Ag含量的上限为3.7%以下、优选3.0%以下、更优选2.3%以下。

[0039] (2) Cu: 0.4~0.8%

[0040] Cu能够通过抑制液相线温度而改善熔融软钎料的润湿性。在Cu含量低于0.4%或超过0.8%的情况下,液相线温度会上升、接合温度下的流动性降低,从而润湿性劣化。另外,Cu含量如果超过0.8%,则会析出与Sn的化合物,形成于接合界面的金属间化合物变硬。Cu含量的下限为0.4%以上、优选0.5%以上。Cu含量的上限为0.8%以下、优选0.7%以下、更优选0.6%以下。

[0041] (3) Sb: 0.50~2.90%

[0042] Sb如果添加至含有规定量的In的软钎料合金中,则会使微细的InSb化合物结晶

化,可以改善软钎料合金本身的强度。另外,Sb在包含室温的使用温度区域中对Sn的固溶极限发生变化,因此,会根据温度变化而重复Sb向Sn的固溶与析出。另外,Sb在高温域中形成过饱和固溶体,因此,软钎料合金基于固溶强化而块体强度(bulk strength)改善。伴随于此,液相线温度降低,因此,润湿性改善。

[0043] Sb含量如果低于0.50%,则无法实现基于固溶强化和分散析出强化的块体强度的改善。另外,InSb化合物不会变得微细,块体强度不会改善。Sb含量的下限为0.50%以上、优选0.70%以上、更优选1.00%以上。另一方面,Sb含量如果超过2.90%,则由于粗大的InSb化合物的结晶化而导致分散析出强化的持续性消失。Sb含量的上限为2.90%以下、优选2.50%以下、更优选2.30%以下。

[0044] (4) In:5.00~10.00%

[0045] In在由于温度变化而达到相变点时,会使 β Sn缓慢地相变为 γ Sn,由此,缓和应变能,可以抑制钎焊接头的断裂。以往认为,冷热循环时的体积变化大的情况下,钎焊接头容易发生断裂,但本发明中特意以体积变化变大的方式调整合金组成,由此与现有的软钎料合金相比,可以抑制钎焊接头的破损。In含量如果低于5.0%,则不会产生Sn相的固相相变。In含量的下限为5.0%以上、优选6.00%以上、更优选7.50%以上。另一方面,In含量如果超过10.00%,则液相线温度过度下降,另外,不会产生Sn相的固相相变。In含量的上限为10.00%以下、优选9.00%以下。

[0046] (5) Ni:0.01~0.06%

[0047] Ni会妨碍软钎焊后Cu向Sn的扩散,抑制在接合界面析出的金属间化合物的生长,另外,抑制在接合界面析出的金属间化合物的粗大化,由此可以实现接合界面的强化。Ni含量如果低于0.01%,则无法实现接合界面的强化。Ni含量的下限为0.01%以上、优选0.02%以上、更优选0.03%以上。另一方面,Ni含量如果超过0.06%,则由于液相线温度的上升而导致润湿性降低。Ni含量的上限为0.06%以下、优选0.05%以下、更优选0.04%以下。

[0048] (6) 余量:Sn

[0049] 本发明的软钎料合金的余量为Sn。也可以含有除前述元素之外的不可避免的杂质。即使在含有不可避免的杂质的情况下,对前述效果也没有影响。

[0050] (7) Co:0.100%以下

[0051] Co是具有抑制金属间化合物的生长、使合金组织微细的效果的任意元素。Co含量的上限优选0.100%以下、更优选0.050%以下、进一步优选0.010%以下。Co含量的下限没有特别限定,从实现合金组织的微细化的观点出发,优选0.001%以上、更优选0.003%以上、进一步优选0.005%以上、进而更优选0.006%以上、特别优选0.007%以上、最优选0.008%以上。

[0052] (8) Bi:5.0%以下

[0053] Bi是固溶于Sn相、可以改善软钎料合金的强度的任意元素。另外,如果添加适量,则软钎料合金不会脆化,有时会维持高强度。Bi含量的上限优选5.0%以下、更优选1.0%以下、进一步优选0.3%以下。Bi含量的下限没有特别限定,从充分实现固溶强化的观点出发,只要为0.1%以上即可。

[0054] (9) 其他任意元素

[0055] 本发明的软钎料合金除上述之外,也可以以总计为0.1%以下的量含有Zr、Fe、Ge、

Ga、P、As、Pb、Zn、Mg、Cr、Ti、Mn、Mo、Pt、Pd、Au、Al和Si中的至少1种。即使含有0.1%以下的这些元素,粗大的化合物也不析出,可以发挥本发明的上述效果。这些元素的含量的总和优选0.1%以下、更优选0.09%以下、进一步优选0.05%以下。对于各元素的含量没有特别限定,优选0.0003~0.02%。这些之中,Fe与Ni同样,可以通过妨碍在软钎焊后Cu向Sn的扩散,抑制在接合界面析出的金属间化合物的生长,另外抑制在接合界面析出的金属间化合物的粗大化,从而实现接合界面的强化。

[0056] (10) (1) 式、(2) 式

$$[0057] \quad 132 \leq (\text{In}/\text{Sb}) \times (\text{Sn}/\text{Ag}) \leq 450 \quad (1)$$

$$[0058] \quad 251 \leq \text{In}/(\text{Cu} \times \text{Sb} \times \text{Ni}) \leq 699 \quad (2)$$

[0059] 上述(1)式和(2)式中,In、Sb、Sn、Ag、Cu和Ni表示合金组成的含量(质量%)。

[0060] 本发明的软钎料合金优选满足(1)式和(2)式。如果满足两式,则软钎料合金本身的强度改善,且通过液相线温度的优化从而可以实现润湿性的改善。

[0061] 本发明的软钎料合金如果满足(1)式,则 Ag_3Sn 致密地结晶化,且InSb微细地结晶化,从而可以协同地实现块体强度的进一步的改善。为了使各金属间化合物致密、且微细地结晶化,期望均衡性良好地含有各金属间化合物的构成元素。另外,推测金属间化合物的晶化量分散而不会偏向任一者,从而金属间化合物的粗大化被抑制。(1)式的下限优选132以上、更优选150以上、特别优选180以上。(1)的上限优选450以下、更优选430以下、进一步优选410以下。

[0062] 另外,本发明的软钎料合金如果满足(2)式,则可以将液相线温度调整为更为合适的范围。为此,理想的是保持均衡地含有含量多时液相线温度会降低的In、以及含量多时液相线温度会上升的Cu、Sb和Ni。特别是Cu、Sb和Ni会形成熔点高于Sn的金属间化合物,因此,为了实现液相线温度的优化,期望与In的含量一起综合地进行调整。(2)式的下限优选251以上、更优选300以上、特别优选345以上。(2)式的上限优选699以下、更优选600以下、进一步优选500以下。

[0063] 对于本发明的软钎料合金而言,如上所述为了实现机械特性的改善,期望 Ag_3Sn 致密地结晶化,且InSb微细地结晶化。致密、微细的评价通常用平均晶粒直径来评价。但是,哪怕存在1个粗大的化合物,也有可能使软钎料合金的机械特性劣化。因此,本发明中,着眼于这些化合物的最大晶粒直径,最大晶粒直径如果小,则可以评价为是致密、微细的组织。 Ag_3Sn 中,为了形成网络而优选最适宜大小的粒径,最大晶粒直径优选5~15 μm 、更优选5~10 μm ,也可以超过10 μm 且为15 μm 以下。InSb中,最大晶粒直径优选7 μm 以下、更优选5 μm 以下、进一步优选1.8 μm 以下。

[0064] 2. 焊料球

[0065] 本发明的软钎料合金可以作为焊料球使用。本发明的焊料球用于形成BGA(球栅阵列封装)等半导体封装体的电极、基板的凸块。本发明的焊料球的直径优选1~1000 μm 的范围内。焊料球可以根据一般的焊料球的制造法来制造。

[0066] 3. 预成型软钎料

[0067] 本发明的预成型软钎料的形状没有特别限定,可以以板状、环形状、圆筒形状、螺带形状、正方形形状、盘形状、垫圈形状、芯片形状、线形状等形态使用。预成型软钎料的熔点高于软钎料合金,可以在内部含有容易浸润于熔融软钎料的高熔点金属粒(例如Ni粒、Cu

粒、和以Ni、Cu为主成分的合金粉)。

[0068] 4. 焊膏

[0069] 本发明的软钎料合金可以作为焊膏使用。焊膏是将软钎料合金粉末与少量的助焊剂混合制成糊剂状物质。本发明的软钎料合金在基于回流软钎焊法的电子部件对印刷基板的安装中可以作为焊膏利用。焊膏中使用的助焊剂可以为水溶性助焊剂和非水溶性助焊剂中的任意者。典型的是使用属于松香基底的非水溶性助焊剂的松香系助焊剂。

[0070] 5. 钎焊接头

[0071] 本发明的钎焊接头将半导体封装体中的IC芯片与其基板(中介层)连接、或者将半导体封装体与印刷基板接合并连接。即,本发明的钎焊接头称为电极的连接部,可以利用一般的软钎焊条件而形成。

[0072] 使用了本发明的软钎料合金的接合方法例如使用基于回流焊法的分级钎焊等依据常规方法来进行即可。加热温度可以根据芯片的耐热性、软钎料合金的液相线温度而适宜调整。其他接合条件可以根据软钎料合金的合金组成而适宜调整。

[0073] 实施例

[0074] 制备由表1和表2所示的合金组成的构成的软钎料合金,作为评价1,测定液相线温度,作为评价2,评价 Ag_3Sn 的致密性,作为评价3,评价InSb的微细化,作为评价4,评价Sn相的固相相变,作为评价5,评价接合界面的均匀微细化。

[0075] • 评价1:液相线温度

[0076] 制作表1的各软钎料合金,测定软钎料合金的液相线温度。液相线温度以与JIS Z 3198-1的固相线温度的测定方法同样的基于DSC的方法实施。在液相线温度为200~215°C的情况下,评价为“○”,在超过215°C的情况下,评价为“×”,在低于200°C的情况下,也记作“×”。

[0077] • 评价2、3: Ag_3Sn 的致密性、InSb的微细化

[0078] 在规定的模具中注入由表1所示的合金组成的构成的软钎料合金,将得到的软钎料合金用树脂模制并研磨,用FE-SEM、以1000倍的倍率拍摄软钎料合金被研磨一半左右的部位。通过截面观察和基于EDS的映射组成分析来评价 Ag_3Sn 的致密性和InSb的微细化。通过映射组成分析鉴定各化合物,通过目视选择最大的晶粒。对于该晶粒,以间隔成为最大的方式画出平行的2条切线,将其间隔作为最大晶粒直径。在 Ag_3Sn 的最大晶粒直径为5 μm 以上且10 μm 以下的情况下,记作“◎”,在超过10 μm 且为15 μm 以下的情况下,记作“○”,在低于5 μm 的情况下和超过15 μm 的情况下,记作“×”。另外,在InSb的最大晶粒直径为1.8 μm 以下的情况下,记作“◎”,在超过1.8 μm 且为7 μm 以下的情况下,记作“○”,在超过7 μm 的情况下,记作“×”。

[0079] • 评价4: Sn相的固相相变

[0080] 由表1~3所示的各软钎料合金制备 $\phi 0.6mm$ 的焊料球。使用恒温槽,将该焊料球暴露于-40°C \Leftrightarrow 125°C条件的热循环环境下200个循环,在Sn相的固相相变发生的环境下实施评价。之后,评价从恒温槽取出的焊料球的球形度。球形度用CNC图像测定系统测定。装置为Mitutoyo公司制的ULTRA QUICK VISION、ULTRA QV350-PRO。球形度如果低于0.95,则评价为“◎”,球形度如果为0.95以上且低于0.99,则评价为“○”,球形度如果为0.99以上,则评价为“×”。

[0081] • 评价5: 接合界面的均匀微细化

[0082] 由表1所示的各软钎料合金制备 $\phi 0.6\text{mm}$ 的焊料球, 将焊料球搭载于Cu凸块上后, 在 245°C 下进行回流焊, 制作软钎料凸块。由拍摄软钎料凸块与Cu凸块的接合界面的截面的截面SEM照片测定金属间化合物(IMC)的厚度, 从而评价接合界面的均匀微细化。在接合界面均匀且变得微细的情况下, 金属间化合物层变薄, 因此, 评价5中, 用金属间化合物的厚度评价均匀微细化的评价。利用图像解析软件(西华产业株式会社制: Scandium)解析截面SEM照片, 测量金属间化合物层的厚度。金属间化合物的厚度如果为 $1.5\mu\text{m}$ 以下, 则评价为“◎”, 如果超过 $1.5\mu\text{m}$ 且为 $2.5\mu\text{m}$ 以下, 则评价为“○”, 如果超过 $2.5\mu\text{m}$, 则评价为“×”。

[0083] 将评价结果示于表1~3。

[0084] [表1]

[0085]

	Sn	Ag	Cu	Sb	In	Ni	Bi	Co	其他	(1)式 (In/Sb) *(Sn/A Sb*Ni) g)	(2)式 In/(Cu* Sb*Ni)	评价1: 液相线 温度	评价2: Ag-Sn的 致密性	评价3: InSb的 微细化	评价4: S相的 固相转变	评价5: 液相界面 的均匀 微细化	综合 评价
实施例1	余量	1.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	-	796	450	○	○	◎	○	◎	○
实施例2	余量	2.3	0.7	1.00	6.00	0.04	-	-	-	235	214	○	○	◎	○	◎	○
实施例3	余量	3.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	-	259	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例4	余量	3.7	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	-	209	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例5	余量	2.3	0.4	1.00	6.00	0.04	-	-	-	235	375	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例6	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	-	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例7	余量	2.0	0.6	1.00	9.00	0.04	-	-	-	393	375	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例8	余量	2.0	0.8	1.00	9.00	0.04	-	-	-	392	281	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例9	余量	2.0	0.5	0.50	9.00	0.04	-	-	-	792	900	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例10	余量	2.0	0.5	0.70	9.00	0.04	-	-	-	564	643	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例11	余量	2.0	0.5	2.00	9.00	0.04	-	-	-	195	225	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例12	余量	2.0	0.5	2.90	9.00	0.04	-	-	-	133	155	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例13	余量	2.0	0.5	1.00	5.00	0.04	-	-	-	229	250	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例14	余量	2.0	0.5	1.00	7.50	0.04	-	-	-	334	375	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例15	余量	2.0	0.5	1.00	10.00	0.04	-	-	-	432	500	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例16	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.01	-	-	-	394	1800	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例17	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.02	-	-	-	394	900	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例18	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.03	-	-	-	394	600	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例19	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.05	-	-	-	394	360	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例20	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.06	-	-	-	393	300	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例21	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	0.1	-	-	393	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例22	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	1.0	-	-	389	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例23	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	5.0	-	-	371	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例24	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.010	-	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例25	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.100	-	393	450	○	◎	◎	◎	◎	◎

[0086]

[表2]

[0087]

	Sn	Ag	Cu	Sb	In	Ni	Bi	Co	其他	(1)式 (In/Sb) *(Sn/A Sb*Ni) g)	(2)式 In/(Cu* Sb*Ni)	评价1: 液相线 温度	评价2: Ag3Sn的 致密性	评价3: InSb的 微细化	评价4: Sn相的 固相相变	评价5: 接合界面 的均匀 微细化	综合 评价
实施例26	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.010	Fe:0.015	393	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例27	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.008	Fe:0.015	393	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例28	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.001	Fe:0.015	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例29	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	0.008	Fe:0.010	393	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例30	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Zr:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例31	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Fe:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例32	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Ge:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例33	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Ga:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例34	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	P:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例35	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	As:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例36	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Pb:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例37	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Zn:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例38	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Mg:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例39	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Cr:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例40	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Ti:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例41	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Mn:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例42	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Mo:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例43	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Pt:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例44	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Pd:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例45	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Au:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例46	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Al:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
实施例47	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	-	-	Si:0.01	394	450	○	◎	◎	◎	◎	◎

[0088]

[表3]

[0089]

	Sn	Ag	Cu	Sb	In	Ni	Bi	Co	其他	(1)式 (In/Sb) *(Sn/A g)	(2)式 In/(Cu* Sb*Ni)	评价1: 液相线 温度	评价2: Ag ₃ Sn的 致密性	评价3: InSb的 微细化	评价4: Sn相的 固相相变	评价5: 接合界面 的均匀 微细化	综合 评价
实施例 48	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.04	1.0	0.010	Zr:0.005,Fe:0.005,Ge:0.005,Ga:0.005,P:0.005,As:0.005,Pb:0.005,Zn:0.005,Mg:0.005,Cr:0.005,Ti:0.005,Mn:0.005,Mo:0.005,Pt:0.005,Pd:0.005,Au:0.005,Al:0.005,Si:0.005	389	450	○	◎	◎	◎	◎	◎
比较例1	余量	0.5	0.5	2.00	—	0.04	3.0	—	—	—	—	○	×	—	×	○	×
比较例2	余量	0.9	0.5	1.00	9.00	0.04	—	—	—	886	450	○	×	◎	○	○	×
比较例3	余量	3.8	0.5	1.50	6.00	0.05	1.0	0.005	—	92	160	○	×	○	○	○	×
比较例4	余量	2.0	0.3	1.00	9.00	0.04	—	—	—	394	750	×	○	◎	○	○	×
比较例5	余量	2.0	0.9	1.00	9.00	0.04	—	—	—	392	250	×	○	◎	○	○	×
比较例6	余量	1.0	0.9	1.25	5.70	—	1.5	—	—	409	—	×	○	○	○	×	×
比较例7	余量	3.5	0.5	0.40	7.00	0.05	2.5	0.005	—	430	700	○	○	×	○	○	×
比较例8	余量	3.0	0.7	3.00	6.00	0.03	3.2	0.008	—	56	95	○	○	×	○	○	×
比较例9	余量	3.0	0.5	1.50	4.30	0.05	0.5	0.005	—	86	115	○	○	○	×	○	×
比较例10	余量	2.0	0.5	1.00	10.50	0.04	—	—	—	451	525	×	○	○	×	○	×
比较例11	余量	3.5	0.5	—	11.00	0.05	—	0.005	—	—	—	×	○	—	×	○	×
比较例12	余量	3.5	0.5	—	7.00	0.001	2.5	0.005	—	—	—	○	○	—	○	×	×
比较例13	余量	2.0	0.5	1.00	9.00	0.005	1.0	—	—	389	3600	○	○	◎	○	×	×
比较例14	余量	3.5	0.8	1.00	6.00	0.07	—	—	—	152	107	×	○	○	○	○	×

* 下划线表示为本发明的范围之外。

[0090] 由表1~3表明:实施例1~48的构成元素均是合适的,因此,液相线温度显示规定的范围内的温度。另外,Ag₃Sn致密且InSb微细,确认到从βSn向γSn的固相相变,接合界面的组织均匀且变得微细。特别是确认到满足(1)式和(2)式的实施例3~8、14、15和18~48在

全部评价中显示出优异的结果。

[0091] 另一方面,比较例1的Ag含量少,不含有In,因此,Ag₃Sn未致密至块体强度会得到改善的程度,另外,无法确认到Sn相的固相相变。

[0092] 比较例2和3的Ag含量不合适,因此,Ag₃Sn未致密至块体强度会得到改善的程度。

[0093] 比较例4~6如下的Cu含量不合适,因此,未成为显示出优异的润湿性的液相线温度。

[0094] 比较例7和8的Sb含量不合适,因此,InSb未微细至块体强度会得到改善的程度。

[0095] 比较例9~11的In含量不合适,因此,无法确认Sn相的固相相变。另外,比较例11不含有Sb,因此,InSb化合物未析出。

[0096] 比较例12和13的Ni含量少,因此,无法确认到接合界面的均匀微细化。另外,比较例12不含有Sb,因此,InSb化合物未析出。

[0097] 比较例14的Ni含量多,因此,未成为显示出优异的润湿性的液相线温度。

[0098] 用附图对这些结果进行说明。图1为软钎料合金的截面SEM照片,图1的(a)为实施例6,图1的(b)为比较例3,图1的(c)为比较例8。图1的(b)所示的Ag₃Sn测定了虚线所围成的部分的晶粒直径。由图1明确可知:实施例6中,Ag₃Sn为10μm以下、致密地结晶化,且InSb微细地结晶化。另外还可知:在接合界面析出的金属间化合物均匀且微细,因此薄。另一方面,可知比较例3的Ag₃Sn粗大。另外,可知比较例8的InSb粗大。

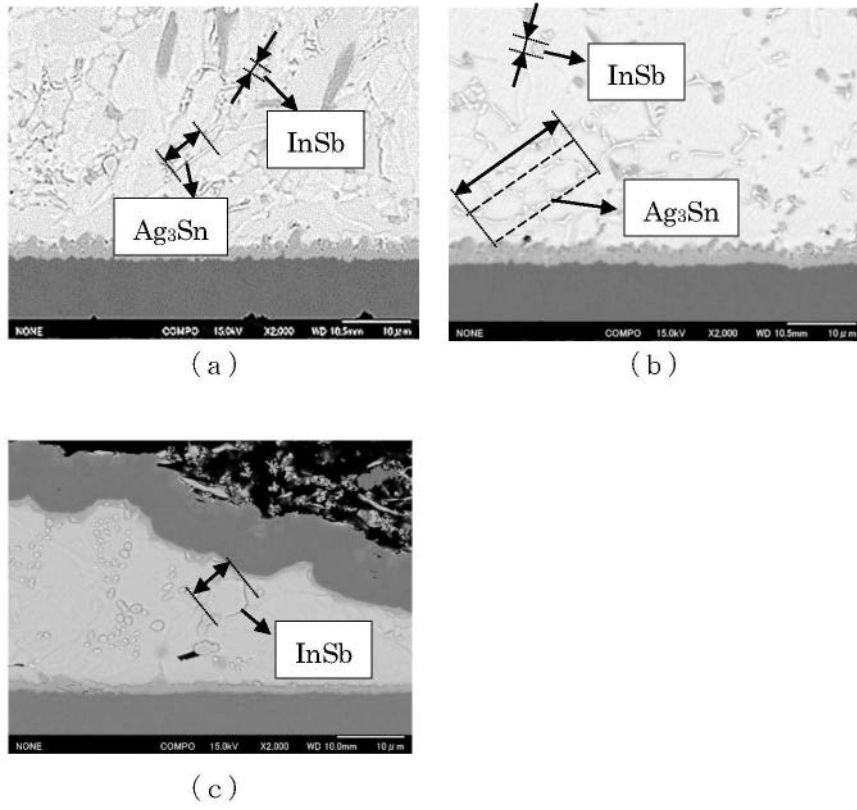


图1