



# (12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105829558 B

(45)授权公告日 2017.10.31

(21)申请号 201580003136.0

(22)申请日 2015.03.11

(65)同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 105829558 A

(43)申请公布日 2016.08.03

(30)优先权数据  
2014-055718 2014.03.19 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日  
2016.06.16

(86)PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2015/001342 2015.03.11

(87)PCT国际申请的公布数据  
W02015/141193 JA 2015.09.24

(73)专利权人 株式会社UACJ  
地址 日本东京都

(72)发明人 安藤诚 新仓昭男

(74)专利代理机构 北京尚诚知识产权代理有限公司 11322

代理人 龙淳 王磊

(51)Int.Cl.  
G22C 21/00(2006.01)  
B21B 1/22(2006.01)  
B21B 3/00(2006.01)  
B23K 1/00(2006.01)  
B23K 20/04(2006.01)  
B23K 35/22(2006.01)  
B23K 35/28(2006.01)  
G22F 1/047(2006.01)  
G22F 1/05(2006.01)  
G22F 1/053(2006.01)  
G22F 1/00(2006.01)

审查员 张传鑫

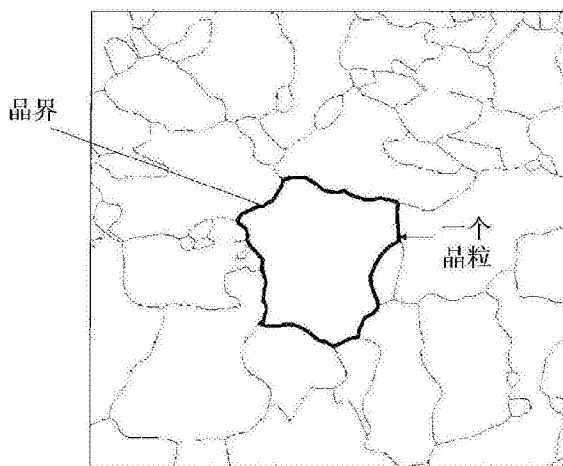
权利要求书2页 说明书21页 附图1页

## (54)发明名称

铝合金包层材料及其制造方法、以及使用该铝合金包层材料的热交换器及其制造方法

## (57)摘要

本发明提供一种铝合金包层材料,其具备铝合金的芯材、包层在该芯材的两个表面上的包覆材料和包层在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上的焊料。上述芯材、包覆材料和焊料具有规定的合金组成,上述包覆材料的钎焊加热前的结晶粒径在60 μm以上,在钎焊加热前的上述芯材的沿着轧制方向的剖面上,将板厚方向的结晶粒径设为R1(μm)、轧制方向的结晶粒径设为R2(μm)时,R1/R2在0.50以下,从而铝合金包层材料具有优异的成型性,并且钎焊加热后包覆材料具有优异的耐腐蚀性。



1. 一种铝合金包层材料,其特征在于:

具备铝合金的芯材、包层在该芯材的两个表面上的包覆材料和包层在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上的焊料,

所述芯材由铝合金构成,构成所述芯材的铝合金含有Si:0.05~1.50mass%、Fe:0.05~2.00mass%、Zn:2.00~7.00mass%、Mg:0.50~3.00mass%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成,

所述包覆材料由铝合金构成,构成所述包覆材料的铝合金含有Si:0.05~1.50mass%、Fe:0.05~2.00mass%、Mn:0.05~2.00mass%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成,

所述焊料由铝合金构成,构成所述焊料的铝合金还含有Si:2.50~13.00mass%、Fe:0.05~1.20mass%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成,

所述包覆材料的钎焊加热前的结晶粒径在60 $\mu\text{m}$ 以上,

在钎焊加热前的所述芯材的沿着轧制方向的剖面上,将板厚方向的结晶粒径设为R1、轧制方向的结晶粒径设为R2时,R1/R2在0.50以下,其中,R1和R2的单位为 $\mu\text{m}$ 。

2. 如权利要求1所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述芯材由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Mn:0.05~2.00mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

3. 如权利要求1或2所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述包覆材料由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

4. 如权利要求1或2所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述焊料由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Mn:0.05~2.00mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

5. 如权利要求3所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述焊料由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Mn:0.05~2.00mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

6. 如权利要求1或2所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述焊料由还含有选自Na:0.001~0.050mass%和Sr:0.001~0.050mass%中的1种或2种的铝合金构成。

7. 如权利要求3所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述焊料由还含有选自Na:0.001~0.050mass%和Sr:0.001~0.050mass%中的1种或2种的铝合金构成。

8. 如权利要求4所述的铝合金包层材料,其特征在于:

所述焊料由还含有选自Na:0.001~0.050mass%和Sr:0.001~0.050mass%中的1种或2种的铝合金构成。

9. 一种铝合金包层材料的制造方法,其用于制造权利要求1~8中任一项所述的铝合金

包层材料,所述制造方法的特征在于,包括:

分别铸造所述芯材用的铝合金、包覆材料用的铝合金和焊料用的铝合金的工序;

将铸造得到的包覆材料铸块和焊料铸块分别热轧制至规定厚度的热轧工序;

在芯材铸块的两个表面上包层已制成规定厚度的包覆材料,在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上包层已制成规定厚度的焊料,制成包层材料的包层工序;

对包层材料进行热轧的包层热轧工序;

对经过包层热轧的包层材料进行冷轧的冷轧工序;和

在冷轧工序的中途和冷轧工序之后的一者或两者时对包层材料进行退火的1次以上的退火工序,

所述包层热轧工序中,轧制开始温度为400~520℃,将包层材料的温度为200~400℃期间1道次的压下率在30%以上的轧制道次限制在5次以下,

所述退火工序中,包层材料以200~560℃保持1~10小时。

10. 一种热交换器,其特征为:

其为使用了权利要求1~8中任一项所述的铝合金包层材料的热交换器,钎焊加热后的所述包覆材料的结晶粒径在100 $\mu\text{m}$ 以上。

11. 一种热交换器的制造方法,其用于制造权利要求10所述的热交换器,所述制造方法的特征在于:

在不活泼气体气氛中,在无焊剂的条件下对铝合金材料进行钎焊。

## 铝合金包层材料及其制造方法、以及使用该铝合金包层材料的热交换器及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及高耐腐蚀性和高成型性的铝合金包层材料及其制造方法,详细而言,涉及适合作为散热器等热交换器中的致冷剂或高温压缩空气的通路构成材料使用的高耐腐蚀性和高成型性的铝合金包层材料及其制造方法。本发明还涉及使用上述高耐腐蚀性和高成型性的铝合金包层材料的热交换器及其制造方法、特别是涉及汽车用热交换器等的流路形成部件。

### 背景技术

[0002] 铝合金轻量且具备高导热性,通过适当的处理能够实现高耐腐蚀性,因此,被应用于汽车用热交换器、例如散热器、冷凝器、蒸发器、加热器、中冷器等。作为汽车用热交换器的管材,使用以3003合金等Al—Mn系铝合金为芯材、在一侧的单面上包层Al—Si系铝合金的焊料或Al—Zn系铝合金的牺牲阳极材料而得到的2层包层材料;或者在这些2层包层材料中,在芯材的另一个单面上进一步包层Al—Si系铝合金的焊料而得到的3层包层材料。另外,例如对比文献1中还例示了芯材使用Al—Zn—Mg系合金以实现高强度化的例子。热交换器通常通过将这样的包层材料的管材与波纹成型后的翅片材料组合,以600℃左右的高温进行钎焊来制作。

[0003] 通常,作为硬钎焊板的芯材合金,使用熔融温度在600℃以上的铝合金;作为被包层的焊料合金,使用熔融温度在600℃以下的Al—Si系合金。由该硬钎焊板制作热交换器的部件并组合,加热到600℃左右的温度,从而仅使硬钎焊板的焊料部熔融而与其他部件钎焊,由此来制作热交换器。但是,由于铝表面存在氧化覆膜,若不将其去除则无法利用钎焊来接合。通常,通过涂布氟化物系的焊剂粉末来将氧化覆膜去除,使钎焊成为可能。通过使用这样的硬钎焊板,能够将构成热交换器的多个部件一次钎焊,因而硬钎焊板作为热交换器用的材料而被广泛应用。

[0004] 在近来汽车所使用的新型的热交换器中,为了实现更进一步的高性能化,管形状的复杂化在升级。因此,就材料而言要求更进一步的高成型性。一直以来,进行在冷轧的中途进行中间退火的H14调质,或在冷轧后进行最终退火的H24调质,调节管材的成型性。但是,仅以这样的调质难以满足近年来对高成型性的要求。

[0005] 另外,如果该热交换器的管内外的表面存在具有腐蚀性的液体,就可能由于发生点蚀孔而导致管贯通,或由于均匀腐蚀而导致管的板厚减少、耐压强度降低、管发生破裂。其结果,存在内部循环的空气或冷却水、致冷剂发生泄露的危险性。并且,在需要管与翅片接合、管彼此之间接合等的情况下,其表面需要具备焊料。一直以来,例如在像冷凝器的管外表面那样暴露在融雪盐等严酷的腐蚀环境、并且需要使管与翅片接合的情况下,通过在管材的外侧表面上包层具有牺牲阳极效果的层作为包覆材料、并在其外侧包层焊料,能够实现耐腐蚀性和钎焊性的并存。然而,由于上述的管形状的复杂化,有时在特定部分腐蚀性液体变浓,像现有技术那样仅包层包覆材料,有时难以充分地防止泄露。

[0006] 在现有技术中提出了使这些成型性和耐腐蚀性分别单独提高的技术。例如,关于使包层材料的成型性或电缝焊接性提高的技术,专利文献2、3中有记载。然而,在这些专利文献中,并没有记载使牺牲阳极材料的耐腐蚀性提高的手段。另一方面,关于使包层材料的耐腐蚀性提高的技术,在专利文献4中有记载。然而,在这些专利文献中,没有记载使包层材料的成型性提高的手段。

[0007] 具体而言,专利文献2所记载的包层材料,通过将芯材的与长度方向呈直角的剖面上的平均结晶粒径设为 $30\mu\text{m}$ 以下,使材料的电缝焊接性提高。然而,关于牺牲阳极材料,将粒径 $0.2\mu\text{m}$ 以上的 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 的面积率限定为 $0.5\%$ 以下,但这也是用于使电缝焊接性提高的手段。关于牺牲阳极材料的耐腐蚀性,仅规定了Zn和Mg的添加量,对于将耐腐蚀性提高到现有技术以上的水平的技术没有任何公开也没有暗示。

[0008] 另外,专利文献3所记载的包层材料,通过使芯材形成纤维状组织,使材料的电缝焊接性提高。然而,关于牺牲阳极材料,规定了芯材和牺牲阳极材料的硬度为 $50\text{Hv}$ 以上且硬度之比(牺牲阳极材料/芯材)低于 $1.0$ ,但这是用于确保钎焊加热后的疲劳强度的手段。关于牺牲阳极材料的耐腐蚀性,这里也仅仅规定了Zn和Mn的添加量,对于将耐腐蚀性提高到现有技术以上的水平的技术没有任何公开也没有暗示。

[0009] 另一方面,在专利文献4所记载的包层材料中,通过将牺牲阳极材料的结晶粒径设为 $100\sim 700\mu\text{m}$ ,使碱性环境下的耐腐蚀性提高。然而,对于芯材仅规定了成分,对于其组织和机械性质等没有记载,对于成型性的提高没有任何公开也没有暗示。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1:日本特开昭55-161044号公报

[0013] 专利文献2:日本特开平8-291354号公报

[0014] 专利文献3:日本特开2010-255014号公报

[0015] 专利文献4:日本特开平11-209837号公报

## 发明内容

[0016] 发明要解决的课题

[0017] 本发明是为了解决上述问题而完成的,其目的在于提供一种将铝合金包层材料例如作为热交换器的管材使用时,具有优异的成型性、并且钎焊加热后包覆材料具有优异的耐腐蚀性的铝合金包层材料及其制造方法、以及使用该铝合金包层材料的热交换器及其制造方法。这样的高耐腐蚀性和高成型性的铝合金包层材料适合作为汽车用热交换器的流路形成部件使用。

[0018] 用于解决课题的手段

[0019] 本发明的发明人对于上述课题反复进行了深入研究,结果发现作为包层材料分别包层了具有特定的合金组成和金属组织的芯材和包覆材料的材料能够解决上述课题,从而完成了本发明。

[0020] 即,本发明的项1为一种铝合金包层材料,其特征在于,具备铝合金的芯材、包层在该芯材的两个表面上的包覆材料和包层在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上的焊料,上述芯材由铝合金构成,构成上述芯材的铝合金含有 $\text{Si}:0.05\sim 1.50\text{mass}\%$ 、 $\text{Fe}:$

0.05~2.00mass%、Zn:2.00~7.00mass%、Mg:0.50~3.00mass%，剩余部分包含Al和不可避免的杂质，上述包覆材料由铝合金构成，构成上述包覆材料的铝合金含有Si:0.05~1.50mass%、Fe:0.05~2.00mass%、Mn:0.05~2.00mass%，剩余部分包含Al和不可避免的杂质，上述焊料由铝合金构成，构成上述焊料的铝合金还含有Si:2.50~13.00mass%、Fe:0.05~1.20mass%，剩余部分包含Al和不可避免的杂质，上述包覆材料的钎焊加热前的结晶粒径在60 $\mu\text{m}$ 以上，在钎焊加热前的上述芯材的沿着轧制方向的剖面上，将板厚方向的结晶粒径设为R1( $\mu\text{m}$ )、轧制方向的结晶粒径设为R2( $\mu\text{m}$ )时，R1/R2在0.50以下。

[0021] 本发明的项2为，在项1中上述芯材由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Mn:0.05~2.00mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

[0022] 本发明的项3为，在项1或2中上述包覆材料由还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上的铝合金构成。

[0023] 本发明的项4为，在项1~3的任一项中上述焊料还含有选自Cu:0.05~1.50mass%、Mn:0.05~2.00mass%、Ti:0.05~0.30mass%、Zr:0.05~0.30mass%、Cr:0.05~0.30mass%和V:0.05~0.30mass%中的1种或2种以上。

[0024] 另外，本发明的项5为，在项1~4的任一项中上述焊料还含有选自Na:0.001~0.050mass%和Sr:0.001~0.050mass%中的1种或2种。

[0025] 本发明的项6为一种铝合金包层材料的制造方法，其用于制造项1~5中任一项所述的铝合金包层材料，该制造方法的特征在于，包括：分别铸造上述芯材用的铝合金、包覆材料用的铝合金和焊料用的铝合金的工序；将铸造得到的包覆材料铸块和焊料铸块分别热轧至规定厚度的热轧工序；在芯材铸块的两个表面上包层已制成规定厚度的包覆材料、在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上包层已制成规定厚度的焊料，制成包层材料的包层工序；对包层材料进行热轧的包层热轧工序；对经过包层热轧的包层材料进行冷轧的冷轧工序；和在冷轧工序的中途和冷轧工序之后的一者或两者时对包层材料进行退火的1次以上的退火工序，

[0026] 上述包层热轧工序中，轧制开始温度为400~520 $^{\circ}\text{C}$ ，将包层材料的温度为200~400 $^{\circ}\text{C}$ 期间1道次的压下率为30%以上的轧制道次限制在5次以下，上述退火工序中，包层材料以200~560 $^{\circ}\text{C}$ 保持1~10小时。

[0027] 本发明的项7为一种热交换器，其特征在于：其为使用了项1~5中任一项所述的铝合金包层材料的热交换器，钎焊加热后的上述包覆材料的结晶粒径在100 $\mu\text{m}$ 以上。

[0028] 并且，本发明的项8为一种热交换器的制造方法，其用于制造项7所述的热交换器，该制造方法的特征在于：在不活泼气体气氛中，在无焊剂的条件下对铝合金材料进行钎焊。

[0029] 发明效果

[0030] 本发明的铝合金包层材料例如在作为热交换器的管材使用时，即使管的形状复杂也能够良好地成型，而且在钎焊加热后，由于包覆材料而显示出优异的耐腐蚀性。将这样的铝合金包层材料应用于流路形成部件等，能够提供汽车用等的热交换器。从耐侵蚀性等钎焊性也优异、且轻量性和良好的导热性的观点出发，该包层材料适合用作汽车用的热交换器管材。

## 附图说明

[0031] 图1是表示在包覆材料的轧制面上被晶界包围的晶粒的示意图。

[0032] 图2是表示芯材的沿着轧制方向的剖面上的板厚方向的结晶粒径R1和轧制方向的结晶粒径R2的示意图。

[0033] 图3是对具有纤维状组织的芯材进行阳极氧化处理时的沿着轧制方向的剖面的偏光显微镜照片。

## 具体实施方式

[0034] 对本发明的兼备高耐腐蚀性和高成型性的铝合金包层材料及其制造方法、以及使用该铝合金包层材料的热交换器及其制造方法的优选的实施方式进行详细说明。

[0035] 1. 构成铝合金包层材料的层

[0036] 本发明的铝合金包层材料,通过适当控制芯材的成分和金属组织,具有优异的成型性;通过适当控制包层在芯材两面的包覆材料的成分和金属组织,具有优异的耐腐蚀性。另外,本发明的铝合金包层材料中,芯材使用高强度的Al-Zn-Mg系合金。但是,一旦芯材中所含的Mg经过钎焊过程而扩散到表面,就会因焊剂与Mg的反应导致焊剂劣化,损害钎焊性。因此,通过将包覆材料包层在芯材的两面,能够防止Mg向表面扩散,使钎焊成为可能。包覆材料的厚度优选为20 $\mu$ m以上,更优选为30 $\mu$ m以上。包覆材料的厚度小于20 $\mu$ m时,在钎焊中芯材中的Mg扩散到包层材料表面,有时钎焊性不充分。另外,关于包覆材料的厚度,在性能方面没有特别的上限值,但由于本发明的铝合金包层材料的板厚通常采用0.2~3mm左右,所以在制造上实际的上限值为500 $\mu$ m左右。

[0037] 由于本发明的铝合金包层材料与其他构件进行钎焊,所以在包层在芯材两面的包覆材料的两个表面或单个表面、包覆材料的非芯材侧的表面上包层焊料。

[0038] 下面对上述芯材、包覆材料、焊料的各成分进行说明。

[0039] 2. 芯材

[0040] 芯材使用含有Si:0.05~1.50mass% (以下简称记作“%”)、Fe:0.05~2.00%、Zn:2.00~7.00%和Mg:0.50~3.00%作为必须元素、剩余部分包含Al和不可避免的杂质的铝合金。

[0041] 另外,芯材除了含有上述必须元素之外,还可以含有选自Cu:0.05~1.50%、Mn:0.05~2.00%、Ti:0.05~0.30%、Zr:0.05~0.30%、Cr:0.05~0.30%和V:0.05~0.30%中的1种或2种以上作为选择性的添加元素。

[0042] 并且,芯材还可以含有分别在0.05%以下、整体在0.15%以下的除了上述必须元素和选择性的添加元素之外的其他元素作为不可避免的杂质。

[0043] Si:

[0044] Si与Fe、Mn一起形成Al-Fe-Mn-Si系的金属间化合物,通过分散强化使芯材的强度提高,或者在铝母相中固溶,通过固溶强化使芯材的强度提高。Si含量为0.05~1.50%。低于0.05%时,必须使用高纯度铝基体金属,成本增高。而在超过1.50%时,芯材的熔点降低,钎焊时芯材熔融的可能性变大。Si含量优选为0.10~1.20%。

[0045] Fe:

[0046] Fe与Si、Mn一起形成Al—Fe—Mn—Si系的金属间化合物,通过分散强化使芯材的强度提高。Fe的含量为0.05~2.00%。含量低于0.05%时,必须使用高纯度铝基体金属,成本增高。而在超过2.00%时,铸造时容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Fe含量优选为0.10~1.50%。

[0047] Zn:

[0048] Zn通过钎焊加热后的室温时效与Mg一起形成Mg—Zn系的金属间化合物,通过时效固化使芯材的强度提高。Zn含量为2.00~7.00%。低于2.00%时,上述效果不充分,超过7.00%时,芯材的熔点降低,钎焊时芯材发生熔融的可能性变大。Zn含量优选为2.00~6.00%。

[0049] Mg:

[0050] Mg通过钎焊加热后的室温时效与Zn一起形成Mg—Zn系的金属间化合物,通过时效固化使芯材的强度提高。Mg含量为0.50~3.00%。低于0.50%时,上述效果不充分,超过3.00%时,芯材的熔点降低,钎焊时芯材发生熔融的可能性变大。Mg含量优选为1.00~2.50%。

[0051] Cu:

[0052] Cu通过固溶强化使芯材的强度提高,所以可以含有。Cu含量为0.05~1.50%。低于0.05%时,上述效果不充分,超过1.50%时,铸造时铝合金发生破裂的可能性变大。Cu含量优选为0.30~1.00%。

[0053] Mn:

[0054] Mn与Si一起形成Al—Mn—Si系或Al—Fe—Mn—Si系的金属间化合物,通过分散强化使芯材的强度提高,或者在铝母相中固溶通过固溶强化使芯材的强度提高,所以可以含有。Mn含量为0.05~2.00%。低于0.05%时,上述效果不充分,超过2.00%时,铸造时容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Mn含量优选为0.10~1.80%。Ti:

[0055] Ti通过固溶强化使芯材的强度提高,所以可以含有。Ti含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,上述效果不充分。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Ti含量优选为0.10~0.20%。

[0056] Zr:

[0057] Zr通过固溶强化使芯材的强度提高,并且具有使Al—Zr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Zr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。而在超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Zr含量优选为0.10~0.20%。

[0058] Cr:

[0059] Cr通过固溶强化使芯材的强度提高,并且具有使Al—Cr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Cr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。而在超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Cr含量优选为0.10~0.20%。

[0060] V:

[0061] V通过固溶强化使芯材的强度提高,并且使耐腐蚀性也提高,所以可以含有。V含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。而在超过0.30%时,容易形成巨大金

属间化合物,使塑性加工性降低。V含量优选为0.10~0.20%。

[0062] 这些Cu、Mn、Ti、Zr、Cr和V可以根据需要在芯材中添加至少1种。

[0063] 3. 包覆材料

[0064] 包覆材料使用含有Si:0.05~1.50%、Fe:0.05~2.00%、Mn:0.05~2.00%作为必须元素、剩余部分包含Al和不可避免的杂质的铝合金。

[0065] 并且,包覆材料除了可以含有上述必须元素之外,还可以含有选自Cu:0.05~1.50%、Ti:0.05~0.30%、Zr:0.05~0.30%、Cr:0.05~0.30%和V:0.05~0.30%中的1种或2种以上作为选择性的添加元素。

[0066] 此外,包覆材料除了可以含有上述必须元素和选择性的添加元素之外,还可以含有分别在0.05%以下、整体在0.15%以下的不可避免的杂质。

[0067] Si:

[0068] Si与Fe一起形成Al-Fe-Si系的金属间化合物,并且与Fe、Mn一起形成Al-Fe-Mn-Si系的金属间化合物,通过分散强化使包覆材料的强度提高,或者在铝母相中固溶通过固溶强化使包覆材料的强度提高。另外,由于Si使包覆材料的电位升高,妨碍牺牲防腐蚀效果,使耐腐蚀性降低。Si的含量为0.05~1.50%。含量低于0.05%时,必须使用高纯度铝基体金属,成本增高。而在超过1.50%时,包覆材料的孔蚀电位升高,牺牲防腐蚀效果丧失,耐腐蚀性降低。Si含量优选为0.10~1.20%。

[0069] Fe:

[0070] Fe与Si一起形成Al-Fe-Si系的金属间化合物,并且与Si、Mn一起形成Al-Fe-Mn-Si系的金属间化合物,通过分散强化使包覆材料的强度提高。Fe的含量为0.05~2.00%。含量低于0.05%时,必须使用高纯度铝基体金属,成本增高。而在超过2.00%时,铸造时容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Fe含量优选为0.10~1.50%。

[0071] Mn:

[0072] Mn与Si一起形成Al-Mn-Si系的金属间化合物,并且与Si、Fe一起形成Al-Fe-Mn-Si系的金属间化合物,通过分散强化使包覆材料的强度提高,或者在铝母相中固溶通过固溶强化使包覆材料的强度提高。虽然包覆材料的强度对整体强度带来的影响不像芯材那么大,但是如果在包层热轧时与芯材的强度差过大,就会导致只有包覆材料异常伸长,有时无法制造包层材料,因此需要添加。Mn含量为0.05~2.00%。低于0.05%时,上述效果不充分,超过2.00%时,铸造时容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Mn含量优选为0.10~1.80%。

[0073] Cu:

[0074] Cu通过固溶强化使芯材的强度提高,所以可以含有。Cu含量为0.05~1.50%。低于0.05%时,上述效果不充分,超过1.50%时,铸造时铝合金发生破裂的可能性变大。Cu含量优选为0.30~1.00%。

[0075] Ti:

[0076] Ti通过固溶强化使包覆材料的强度提高,并且使耐腐蚀性也提高,所以可以含有。Ti含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Ti含量优选为0.05~0.20%。

[0077] Zr:

[0078] Zr通过固溶强化使包覆材料的强度提高,并且具有使Al—Zr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Zr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。而在超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Zr含量优选为0.10~0.20%。

[0079] Cr:

[0080] Cr通过固溶强化使包覆材料的强度提高,并且具有使Al—Cr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Cr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Cr含量优选为0.10~0.20%。

[0081] V:

[0082] V通过固溶强化使包覆材料的强度提高,并且使耐腐蚀性也提高,所以可以含有。V含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。V含量优选为0.05~0.20%。

[0083] 这些Cu、Ti、Zr、Cr和V可以根据需要在包覆材料中添加至少1种。

[0084] 4. 焊料

[0085] 焊料使用含有Si:2.50~13.00%、Fe:0.05~1.20%作为必须元素、剩余部分包含Al和不可避免的杂质的铝合金。

[0086] 另外,焊料除了含有上述必须元素之外,还可以含有选自Cu:0.05~1.50%、Mn:0.05~2.00%、Ti:0.05~0.30%、Zr:0.05~0.30%、Cr:0.05~0.30%和V:0.05~0.30%中的1种或2种以上作为第一选择性的添加元素。并且,除了含有上述必须元素、第一选择性的添加元素之外,还可以含有选自Na:0.001~0.050%和Sr:0.001~0.050%中的1种或2种作为第二选择性的添加元素。

[0087] 并且,焊料除了含有上述必须元素和第一、第二选择性的添加元素之外,还可以含有分别在0.05%以下、整体在0.15%以下的不可避免的杂质。

[0088] Si:

[0089] 通过含有Si,焊料的熔点降低而产生液相,由此使钎焊成为可能。Si含量为2.50~13.00%。低于2.50%时,产生的液相极少,钎焊难以发挥功能。而在超过13.00%时,例如在将该焊料用于管材的情况下,向翅片等对象材料扩散的Si量过量,发生对象材料的熔融。Si含量优选为3.50~12.00%。

[0090] Fe:

[0091] Fe容易形成Al—Fe系的金属间化合物或Al—Fe—Si系的金属间化合物,因而使对于钎焊有效的Si量降低,导致钎焊性下降。Fe含量为0.05~1.20%。低于0.05%时,必须使用高纯度铝基体金属,导致成本增高。而在超过1.20%时,使对于钎焊有效的Si量降低,钎焊变得不充分。Fe含量优选为0.10~0.50%。

[0092] Cu:

[0093] Cu通过固溶强化使焊料的强度提高,所以可以含有。Cu含量为0.05~1.50%。低于0.05%时,上述效果不充分,超过1.50%时,铸造时铝合金发生破裂的可能性变大。Cu含量优选为0.30~1.00%。

[0094] Mn:

[0095] Mn使焊料的强度和耐腐蚀性提高,所以可以含有。Mn的含量为0.05~2.00%。超过2.00%时,铸造时容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。而在低于0.05%时,无法充分获得其效果。Mn含量优选为0.05~1.80%。

[0096] Ti:

[0097] Ti通过固溶强化使焊料的强度提高,并且使耐腐蚀性也提高,所以可以含有。Ti含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Ti含量优选为0.10~0.20%。

[0098] Zr:

[0099] Zr通过固溶强化使焊料的强度提高,并且具有使Al-Zr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Zr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Zr含量优选为0.10~0.20%。

[0100] Cr:

[0101] Cr通过固溶强化使焊料的强度提高,并且具有使Al-Cr系的金属间化合物析出、使钎焊加热后的晶粒粗大化的作用,所以可以含有。Cr含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。Cr含量优选为0.10~0.20%。

[0102] V:

[0103] V通过固溶强化使焊料的强度提高,并且使耐腐蚀性也提高,所以可以含有。V含量为0.05~0.30%。低于0.05%时,无法获得上述效果。超过0.30%时,容易形成巨大金属间化合物,使塑性加工性降低。V含量优选为0.10~0.20%。

[0104] Na、Sr:

[0105] Na、Sr发挥使焊料中的Si颗粒微细化的效果。Na、Sr的含量分别为0.001~0.050%。在各自的含量低于0.001%时,无法充分获得上述效果。而在各自的含量超过0.050%时,氧化覆膜变厚,使钎焊性降低。各自的优选含量均为0.003~0.020%。

[0106] 这些Cu、Mn、Ti、Zr、Cr、V可以根据需要在焊料中含有至少1种,另外,除了含有这些元素之外,Na和Sr可以根据需要在焊料中含有至少1种。

[0107] 5. 包覆材料的结晶粒径

[0108] 在本发明的铝合金包层材料中,将钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径限定在60 $\mu\text{m}$ 以上、钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径限定在100 $\mu\text{m}$ 以上。这是为了实现钎焊加热后包覆材料的耐腐蚀性的提高。并且,如图1所示,这里的结晶粒径是指,从轧制面观察包覆材料,将被晶界所包围的区域作为晶粒,将该晶粒的当量圆直径的算术平均值作为结晶粒径。另外晶界是指相邻的结晶取向差为20度以上的边界。结晶粒径的测定方法没有特别限定,一般利用电子束背散射衍射法(EBSD)。以下说明其限定理由。

[0109] 包覆材料以牺牲防腐蚀为目的而被包层,通过使其优先腐蚀,使腐蚀以面状进行,防止管的穿孔腐蚀。但是,该包覆材料的腐蚀速度越快,包覆材料越早消失,而丧失牺牲防腐蚀的效果,管就会发生穿孔腐蚀。

[0110] 本发明的发明人经过深入研究,结果发现,包覆材料中的结晶晶界的腐蚀速度比晶粒内快,通过使结晶晶界的面积减小,能够抑制腐蚀速度。使该结晶晶界的面积减少的含

义等同于增大结晶粒径。通过更为详细的研究,判明了如果在钎焊加热后包覆材料的结晶粒径为 $100\mu\text{m}$ 以上,则包覆材料的腐蚀速度受到抑制,铝合金包层材料具有优异的耐腐蚀性。在钎焊加热后包覆材料的结晶粒径低于 $100\mu\text{m}$ 的情况下,由于包覆材料的腐蚀速度快,牺牲防腐效果提前丧失,所以无法得到有效的耐腐蚀性。并且,钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径优选为 $120\mu\text{m}$ 以上。另外,钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径的上限值没有特别限定,但难以设为 $1000\mu\text{m}$ 以上。

[0111] 本发明的发明人进行了进一步的研究,结果发现,钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径与钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径具有正相关的关系。即,为了得到钎焊加热后的包覆材料的大的结晶粒径,需要钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径增大。对于这一点进行详细研究,结果判明了钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径为 $60\mu\text{m}$ 以上的情况下,钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径达到 $100\mu\text{m}$ 以上。钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径低于 $60\mu\text{m}$ 的情况下,钎焊加热后的包覆材料的结晶粒径就会低于 $100\mu\text{m}$ 。此外,钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径优选为 $80\mu\text{m}$ 以上。另外,钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径的上限值没有特别限定,但难以设为 $1000\mu\text{m}$ 以上。

#### [0112] 6. 芯材的结晶粒径

[0113] 本发明的铝合金包层材料在钎焊加热前的芯材的沿着轧制方向的剖面上,将板厚方向的结晶粒径设为 $R1(\mu\text{m})$ 、轧制方向的结晶粒径设为 $R2(\mu\text{m})$ 时,将 $R1/R2$ 规定为 $0.50$ 以下。这是用于提高钎焊加热前的包层材料的成型性的指标。如图2所示,这里的结晶粒径 $R1$ 和 $R2(\mu\text{m})$ 是指,观察包层材料的沿着轧制方向的剖面,将被晶界包围的区域作为晶粒,将各晶粒的板厚方向的最大直径定义为 $R1$ ,将轧制方向的最大直径定义为 $R2$ 。另外,晶界是指相邻的结晶取向差为 $20$ 度以上的边界。结晶粒径的测定方法没有特别限定,一般利用电子束背散射衍射法(EBSD)。此外,在芯材的加工度非常大的情况下,在镜面研磨后进行阳极氧化,用偏光显微镜观察阳极氧化面时,可以观察到如图3所示的纤维状组织。这样的情况下,板厚方向的结晶粒径被完全压扁,定义为 $R1=0$ 。

[0114] 如上所述,铝合金的成型性通过利用由中间退火的条件或之后的轧制率所决定的调质调节机械性质来提高。然而,在实施严格条件下的弯曲加工等的工序时,材料发生破裂。本发明的发明人反复进行深入研究,结果发现钎焊加热前的芯材的晶粒在沿着轧制方向的剖面上在轧制方向上越扁平,就越能够得到优异的成型性。于是,本发明中,由上述 $R1/R2$ 作为表示晶粒的扁平度的指标。通过本发明的发明人的详细研究判明了在 $R1/R2$ 为 $0.50$ 以下时,芯材的晶粒变得十分扁平,具有优异的成型性。如果 $R1/R2$ 超过 $0.50$ ,则芯材的晶粒的扁平度不够,无法具有优异的加工性。 $R1/R2$ 优选为 $0.40$ 以下。这里, $R1/R2$ 越小,扁平度越大,加工性越好,因而优选。此外,如上所述, $R1=0$ 、 $R1/R2$ 为 $0$ 也可以。

#### [0115] 7. 铝合金包层材料的制造方法

##### [0116] 7-1. 制造方法的方式

[0117] 本发明的铝合金包层材料的制造方法包括:分别铸造芯材用的铝合金、包覆材料用的铝合金和焊料用的铝合金的工序;将铸造得到的包覆材料铸块和焊料铸块分别热轧到规定厚度的热轧工序;在芯材铸块的两个表面上包层已制成规定厚度的包覆材料,在该包覆材料的非芯材侧的两个表面或单个表面上包层已制成规定厚度的焊料,制成包层材料的包层工序;对包层材料进行热轧的包层热轧工序;对经过包层热轧的包层材料进行冷轧的

冷轧工序;和在冷轧工序的中途和冷轧工序之后的一者或两者时对包层材料进行退火的1次以上的退火工序。

#### [0118] 7-2. 铸造工序和热轧工序

[0119] 芯材、包覆材料和焊料的铸造工序中的条件没有特别限制,通常通过水冷式的半连续铸造进行。另外,在将包覆材料和焊料分别热轧至规定厚度的工序中,其加热条件优选为以400~560℃的温度进行1~10小时。低于400℃时,塑性加工性欠缺,因此在轧制时有时会产生边缘破裂等。在超过560℃的高温时,可能导致在加热中铸块熔融。加热时间低于1小时时,铸块的温度不均匀,塑性加工性欠缺,在轧制时有时会产生边缘破裂等,超过10小时时,明显损害生产率。

#### [0120] 7-3. 包层热轧工序

[0121] 本发明的铝合金包层材料的制造方法中,在包层热轧工序中,轧制开始温度为400~520℃,将包层材料的温度为200~400℃期间1道次的压下率为30%以上的轧制道次限制为5次以下。此外,包层热轧工序可以分为粗轧制工序和精轧制工序。精轧制工序中,使用可逆式的轧制机或串联式的轧制机。可逆式轧制机中,将单道1次的轧制定义为1道次,串联式轧制机中,将利用轧制辊1组的轧制定义为1道次。

[0122] 首先,对轧制道次进行说明。如上所述,本发明的铝合金包层材料需要在钎焊加热前的状态下增大包覆材料的结晶粒径。包覆材料的晶粒是在制造中的退火工序中形成的,在退火前向包覆材料蓄积的应变越大,在退火时产生的晶粒生长的驱动力就越大,能够得到大的晶粒。另一方面,本发明的铝合金包层材料需要在钎焊加热前的状态下使芯材的晶粒为扁平的状态。芯材的晶粒同样是在制造中的退火工序中形成的,在退火前芯材中蓄积的应变越小,退火时产生的向板厚方向的晶粒生长的驱动力就越小,其结果,能够得到扁平的晶粒。

[0123] 即,增大包覆材料的晶粒与使芯材的晶粒变得扁平处于违背的关系。因此,以现有技术难以兼顾这两者。但是,本发明的发明人反复进行深入研究,结果发现通过包层热轧工序的控制能够实现兼顾。

[0124] 包层热轧时的温度为较低温度时,如果进行压下率大的轧制道次,则较大的剪切应变容易进入到材料的中央部。详细而言,在包层热轧工序中,将包层材料的温度为200~400℃期间压下率为30%以上的轧制道次限制为5次以下的情况下,进入芯材中的剪切应变少,在钎焊加热前的状态下,能够使芯材的晶粒变得扁平。由于在包层热轧工序中,包层材料的温度超过400℃期间,在包层热轧中发生动态回复,所以,即使实施压下率为30%以上的轧制道次,由于进入芯材中的剪切应变不增大,所以不影响芯材晶粒的扁平度。另一方面,包层热轧工序中的包层材料的温度低于200℃时,热轧中产生破裂,无法制造包层材料。另外,1道次的压下率低于30%的情况下,由于进入芯材中的剪切应变不增大,所以不影响芯材晶粒的扁平度。包层材料的温度为200~400℃期间压下率为30%以上的轧制道次优选为4道次以下。此外,上述压下率优选为35%以上。另外,如果施加超过50%的轧制道次,材料可能会发生破裂等。

[0125] 另一方面,在包层热轧工序中,即使将包层材料的温度为200~400℃期间压下率为30%以上的轧制道次限制为5次以下,包层材料的表层附近的包覆材料中也产生大的剪切应变。因此,在中间退火时包覆材料中发生充分的晶粒生长,在包覆材料中能够得到大的

晶粒。即,通过包层热轧中的上述控制,能够使包覆材料的结晶粒径变得粗大,并且使芯材的晶粒变得扁平。

[0126] 接着,说明轧制开始温度。钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径可以通过调节包层热轧工序中的轧制开始温度来控制。包层热轧的开始温度如果为520℃以下,则在包层热轧时在包覆材料中产生大的剪切应变,能够增大钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径。包层热轧的开始温度超过520℃的情况下,包层热轧时在包覆材料中产生动态回复,剪切应变减少,无法增大钎焊加热前的包覆材料的结晶粒径。而在包层热轧开始时的材料温度低于400℃时,在轧制中产生材料破裂。因此,包层热轧的开始温度设为400~520℃。其中,包层热轧的开始温度优选为420~500℃。

[0127] 此外,包层热轧工序中包层材料的温度为200~400℃期间的压下率为30%以上的道次数没有特别设置下限。然而,在压下率为30%以上的道次1个道次也没有包括的情况下,为了得到预期的效果,需要增多压下率低于30%的道次,因此有损生产率。因此,优选包括1个道次以上的压下率为30%以上的道次。另外,在包层热轧前优选以400~560℃对包层材料加热1~10小时。加热温度低于400℃时,由于轧制时的材料温度过低,可能在轧制中发生材料破裂。而如果加热温度超过560℃,则焊料可能熔融。另外,加热时间小于1小时时,材料温度难以均匀。而当加热时间超过10小时时,有时会明显损害生产率。此外,包层热轧后的板厚没有特别限制,通常优选设为2.0~5.0mm左右。

#### [0128] 7-4.退火工序

[0129] 本发明的铝合金包层材料的制造工序中,在冷轧工序的中途和冷轧工序之后的一者或两者时设置对包层材料进行1次以上退火的退火工序。具体而言,是指:(1)在冷轧工序的中途实施1次以上的中间退火的工序,(2)在冷轧工序之后实施1次最终退火工序,或者(3)实施(1)和(2)。在该退火工序中,将包层材料以200~560℃保持1~10小时。

[0130] 退火工序以调整材料中的应变为目的而进行,但通过该工序能够使包覆材料再结晶化,得到如上所述的大的晶粒。退火工序中的包层材料温度低于200℃的情况、或者保持时间小于1小时的情况下,包覆材料的再结晶化没有结束。退火温度超过560℃的情况下,焊料有可能产生熔融。另外,保持时间即使超过10小时,包层材料的性能也没有问题,但明显损害生产率。

[0131] 此外,退火工序的次数的上限没有特别限定,但为了避免因工序数的增加带来的成本增加,优选一共为3次以下。

#### [0132] 7-5.均质化处理工序

[0133] 可以将铸造铝合金芯材而得到的铸块在包层工序之前供于均质化处理工序。均质化处理工序通常优选将铸块以450~620℃保持1~20小时。温度低于450℃的情况、或者保持时间小于1时间的情况下,均质化效果有可能不充分,如果超过620℃,则有可能产生芯材铸块的熔融。另外,保持时间即使超过20小时,均质化效果也饱和,缺乏经济性。

#### [0134] 7-6.包层率

[0135] 在本发明的铝合金包层材料中,优选包覆材料的包层率(单面)为3~25%。如上所述,在制造工序中的包层热轧工序中,需要仅对包覆材料施加大的剪切应变。然而,如果包覆材料的包层率超过25%,则不能对包覆材料整体施加充分的剪切应变,有时不能使包覆材料整体形成再结晶组织。而包覆材料的包层率低于3%时,由于包覆材料过薄,所以在包

层热轧中有时不能遍及芯材整体地覆盖包覆材料。包覆材料的包层率更优选为5~20%。另外,焊料的包层率没有特别限制,通常以3~30%左右包层。

#### [0136] 8. 热交换器

[0137] 上述铝合金包层材料作为管材、集管板(header plate)等的热交换器用部件使用。例如,对上述铝合金包层材料实施弯曲成型,将其两端部的重合部分钎焊接合,制作用于流通冷却水等介质的管材。另外,对上述铝合金包层材料进行加工,制作与管材的两端部接合的具有孔的集管板。本发明的热交换器例如具有将上述的管材、翅片材料和集管板组合,将它们一次钎焊加工而得到的结构。

[0138] 在使用这样的本发明的材料进行通常条件的钎焊接合而得到的热交换器中,如上所述,其特征在于,钎焊加热后的铝合金包层材料的包覆材料的结晶粒径为100 $\mu\text{m}$ 以上。通过这样的特征,如上所述,能够实现钎焊加热后的包覆材料的耐腐蚀性的提高。

[0139] 上述热交换器在将两端部分安装于集管板的管材的外表面配置翅片材料进行组装。接着,将管材的两端重合部分、翅片材料与管材外表面、管材的两端与集管板通过1次钎焊加热同时接合。作为钎焊的方法,可以使用无焊剂钎焊法、Nocolok钎焊法、真空钎焊法,优选在不活泼气体气氛中的无焊剂钎焊。钎焊通常通过以590~610 $^{\circ}\text{C}$ 的温度加热2~10分钟、优选以590~610 $^{\circ}\text{C}$ 的温度加热2~6分钟来进行。钎焊后通常以20~500 $^{\circ}\text{C}$ /分钟的冷却速度冷却。

#### [0140] 实施例

[0141] 接着,基于本发明例和比较例进一步详细地对本发明进行说明,但本发明不限于这些例子。

[0142] 分别通过DC铸造来铸造具有表1所示合金组成的芯材合金、具有表2所示合金组成的包覆材料合金、具有表3所示合金组成的焊料合金,分别对两面进行表面切削来最终加工。表面切削后的铸块厚度均为400mm。对于焊料和包覆材料,计算最终板厚且为目标厚度的包层率,供于以520 $^{\circ}\text{C}$ 加热3小时的加热工序,以达到其所需要的组合时的厚度,之后,进行热轧直至达到规定厚度。

#### [0143] [表1]

#### [0144] 表1

[0145]

	合金编号	合金组成 (mass%)										
		Zn	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Ti	Zr	Cr	V	Al
本发明范围内	A1	5.00	2.00	0.20	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A2	2.00	2.00	0.20	0.20	-	0.50	0.05	-	-	-	剩余部分
	A3	7.00	2.00	0.20	0.20	-	-	-	0.05	-	-	剩余部分
	A4	5.00	0.50	0.20	0.20	-	-	-	-	0.05	-	剩余部分
	A5	5.00	3.00	0.20	0.20	-	-	-	-	-	0.05	剩余部分
	A6	5.00	2.00	0.05	0.20	-	-	0.05	-	-	0.05	剩余部分
	A7	5.00	2.00	1.50	0.20	-	0.50	-	0.05	0.05	-	剩余部分
	A8	5.00	2.00	0.20	0.05	-	-	0.30	0.30	0.30	0.30	剩余部分
	A9	5.00	2.00	0.20	2.00	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A10	5.00	2.00	0.20	0.20	0.05	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A11	5.00	2.00	0.20	0.20	1.50	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A12	5.00	2.00	0.20	0.20	-	0.05	-	-	-	-	剩余部分
	A13	5.00	2.00	0.20	0.20	-	2.00	-	-	-	-	剩余部分
本发明范围外	A14	1.50	2.00	0.20	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A15	7.50	2.00	0.20	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A16	5.00	0.30	0.20	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A17	5.00	3.50	0.20	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A18	5.00	2.00	1.70	0.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A19	5.00	2.00	0.20	2.20	-	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A20	5.00	2.00	0.20	0.20	1.70	0.50	-	-	-	-	剩余部分
	A21	5.00	2.00	0.20	0.20	-	2.20	-	-	-	-	剩余部分
	A22	5.00	2.00	0.20	0.20	-	0.50	0.40	0.40	0.40	0.40	剩余部分

[0146]

[表2]

[0147]

表2

[0148]

	合金编号	合金组成 (mass%)								
		Si	Fe	Mn	Cu	Ti	Zr	Cr	V	Al
本发明范围内	B1	0.20	0.20	1.20	-	-	-	-	-	剩余部分
	B2	0.05	0.20	1.20	-	0.05	-	-	-	剩余部分
	B3	1.50	0.20	1.20	-	-	0.05	-	-	剩余部分
	B4	0.20	0.05	1.20	-	-	-	0.05	-	剩余部分
	B5	0.20	2.00	1.20	-	-	-	-	0.05	剩余部分
	B6	0.20	0.20	0.05	-	0.05	-	-	0.05	剩余部分
	B7	0.20	0.20	2.00	-	-	0.05	0.05	-	剩余部分
	B8	0.20	0.20	1.20	0.05	0.30	0.30	0.30	0.30	剩余部分
	B9	0.20	0.20	1.20	1.50	-	-	-	-	剩余部分
本发明范围外	B10	1.70	0.20	1.20	-	-	-	-	-	剩余部分
	B11	0.20	2.20	1.20	-	-	-	-	-	剩余部分
	B12	0.20	0.20	0.03	-	-	-	-	-	剩余部分
	B13	0.20	0.20	2.20	-	-	-	-	-	剩余部分
	B14	0.20	0.20	1.20	1.70	-	-	-	-	剩余部分
	B15	0.20	0.20	1.20	-	0.40	0.40	0.40	0.40	剩余部分

[0149]

[表3]

[0150]

表3

[0151]

合金编号	合金组成 (mass%)											
	Si	Fe	Cu	Mn	Ti	Zr	Cr	V	Na	Sr	Al	
本发明范围内	C1	10.00	0.20	-	-	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C2	2.50	0.20	-	-	0.05	-	-	-	-	剩余部分	
	C3	13.00	0.20	-	-	-	0.05	-	-	-	剩余部分	
	C4	10.00	0.05	-	-	-	-	0.05	-	-	剩余部分	
	C5	10.00	1.20	-	-	-	-	-	0.05	-	剩余部分	
	C6	10.00	0.20	0.05	-	0.05	-	-	0.05	0.001	-	剩余部分
	C7	10.00	0.20	1.50	-	-	0.05	0.05	-	-	0.001	剩余部分
	C8	10.00	0.20	-	0.05	0.30	0.30	0.30	0.30	0.050	0.050	剩余部分
	C9	10.00	0.20	-	2.00	-	-	-	-	-	-	剩余部分
本发明范围外	C10	2.20	0.20	-	-	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C11	14.00	0.20	-	-	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C12	10.00	1.40	-	-	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C13	10.00	0.20	1.70	-	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C14	10.00	0.20	-	2.20	-	-	-	-	-	剩余部分	
	C15	10.00	0.20	-	-	0.40	0.40	0.40	0.40	-	-	剩余部分
	C16	10.00	0.20	-	-	-	-	-	-	0.060	0.060	剩余部分

[0152] 使用这些合金,在芯材的两个表面上设置包覆材料1、2,并且在各包覆材料1、2之上分别组合焊料1、2。其中,部分未组合焊料2。包覆材料和焊料的包层率均为10%。

[0153] 将这些的组合材料供于加热工序后,实施包层热轧工序,制作3.5mm厚度的4层或5层的包层材料。加热工序中的温度和时间、包层热轧工序中的开始温度和终止温度示于表4。此外,在包层热轧工序中,包层材料的温度在200℃~400℃期间1道次的压下率为30%以上的轧制道次实施1次以上,将该轧制道次数示于表4。其中,在本发明例中,开始温度均在400℃以上、终止温度均在200℃以上且小于400℃,可以明确:存在包层材料的温度在200℃~400℃的道次。在包层热轧工序后,对包层材料实施冷轧。对于部分试样,在冷轧的中途实施间歇式中间退火(1次或2次),接着,实施最终冷轧,制作最终板厚0.3mm的包层材料试样。对于其他的部分试样,不进行中间退火,而是在最终冷轧后进行1次间歇式最终退火,制作最终板厚0.3mm的包层材料试样。对此外的部分试样,进行这些中间退火和最终退火两者,制作最终板厚0.3mm的包层材料试样。并且,中间退火后的冷轧率均为30%。将中间退火的条件示于表4。其中,如表4所示,E14~16中中间退火和最终退火均未进行,E18未进行包层热轧。

[0154] [表4]

[0155]

表4

	均质化处理工序		加热工序		包层热轧工序			中间退火			最终退火	
	温度 (°C)	时间 (h)	温度 (°C)	时间 (h)	开始温度 (°C)	终止温度 (°C)	总次数 (次)	时间 (h)	温度 (°C)	次数 (次)	时间 (h)	温度 (°C)
E1	-	-	480	5	480	230	3	5	350	1	-	-
E2	-	-	400	5	480	200	2	-	-	-	5	350
E3	-	-	550	5	520	250	4	-	-	-	1	350
E4	-	-	480	1	430	210	3	-	-	-	10	350
E5	-	-	480	10	480	220	3	5	200	1	5	200
E6	-	-	480	5	480	230	3	5	560	1	5	200
E7	-	-	480	5	480	230	5	5	250	2	-	-
E8	450	1	480	5	460	230	3	5	350	1	-	-
E9	620	10	480	5	480	230	3	5	350	1	-	-
E10	-	-	480	5	480	250	6	-	-	-	5	350
E11	-	-	580	5	520	250	6	-	-	-	5	350
E12	-	-	580	5	530	250	3	-	-	-	5	350
E13	-	-	480	5	480	230	3	-	-	-	5	180
E14	-	-	480	5	480	230	3	-	-	-	5	570
E15	-	-	480	5	480	230	3	0.5	350	2	-	-
E16	-	-	380	5	330	150	3	-	-	-	-	-
E17	-	-	480	0.5	350	170	3	-	-	-	-	-
E18	-	-	570	5	-	-	-	-	-	-	-	-

本发明范围内

本发明范围外

\*1): 包层材料的温度在300°C~400°C期间1道次的压下降率为30%以上的轧制道次数

[0156] 在以上的制造工序中未出现问题、能够轧制到0.3mm的最终板厚的情况下，将制造性评价为“○”；在铸造时或轧制时产生破裂未能轧制到0.3mm的最终板厚，在包层热轧工序前的加热工序或中间退火工序中产生熔融、或者出现包层热轧中的压接不良，无法制造包层材料的情况下，将制造性评价为“×”。结果表示于表5~7。另外，各包层材料中的芯材合金、包覆材料合金、焊料合金的组合也示于表5~7。

[0157] [表5]

[0158]

表5

编号	合金				工序	制造性	干燥性				成型性	干燥加热后 收缩率		干燥加热前颗粒径				干燥加热后 收缩率		颗粒 2 筛	
	芯材	包覆材料 1	包覆材料 2	颗粒 1			颗粒 2	芯材	包覆材料 1	包覆材料 2		颗粒 1	颗粒 2	(MPa)	(%)	包覆材料 ( $\mu\text{m}$ )	R1 ( $\mu\text{m}$ )	R2 ( $\mu\text{m}$ )	R1/R2		包覆材料 ( $\mu\text{m}$ )
1	A1	B1	B1	C1	-	E1	○	○	○	○	○	○	250	○	105	23	152	0.15	175	○	○
2	A2	B2	B2	C2	-	E1	○	○	○	○	○	○	220	○	115	42	120	0.35	192	○	○
3	A3	B3	B3	C3	-	E1	○	○	○	○	○	○	270	○	101	34	135	0.25	168	○	○
4	A4	B4	B4	C4	-	E1	○	○	○	○	○	○	210	○	110	45	124	0.37	183	○	○
5	A5	B5	B5	C5	-	E1	○	○	○	○	○	○	300	○	130	22	185	0.12	217	○	○
6	A6	B6	B6	C6	-	E1	○	○	○	○	○	○	250	○	145	16	196	0.08	242	○	○
7	A7	B7	B7	C7	-	E1	○	○	○	○	○	○	253	○	140	17	204	0.08	233	○	○
8	A8	B8	B8	C8	-	E1	○	○	○	○	○	○	250	○	155	19	113	0.17	258	○	○
9	A9	B9	B9	C9	-	E1	○	○	○	○	○	○	250	○	164	26	180	0.18	273	○	○
10	A10	B1	B1	C1	C1	E1	○	○	○	○	○	○	251	○	98	35	162	0.22	163	○	○
11	A11	B1	B1	C1	C1	E1	○	○	○	○	○	○	265	○	85	23	171	0.13	142	○	○
12	A12	B1	B1	C1	C1	E1	○	○	○	○	○	○	248	○	101	38	115	0.33	168	○	○
13	A13	B1	B1	C1	C1	E1	○	○	○	○	○	○	238	○	111	24	145	0.17	185	○	○

本发明例

[0159]

[表6]

[0160]

表6

编号	合金				工序	制浆性	杆浆性				成型性	杆焊加热后抗伸强度		杆焊加热前结晶粒径				杆焊加热后结晶粒径		耐腐蚀性	
	芯材	包覆材料 1	包覆材料 2	焊料 1			焊料 2	包覆材料 1	包覆材料 2	焊料 1		焊料 2	(MPa)	判定	包覆材料 (μm)	芯材			包覆材料 (μm)	焊料 1 面	焊料 2 面
																R1 (μm)	R2 (μm)	R1/R2			
14	A14	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	190	×	100	23	152	0.15	167	○	-	
15	A15	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	275	○	109	28	142	0.20	182	○	-	
16	A16	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	185	×	105	21	171	0.12	175	○	-	
17	A17	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	325	○	110	47	123	0.38	183	○	-	
18	A18	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	253	○	96	22	180	0.12	180	○	-	
19	A19	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
20	A20	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
21	A21	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
22	A22	B1	B1	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
23	A1	B10	B10	C1	-	○	○	○	○	○	○	252	○	153	21	172	0.12	255	○	-	
24	A1	B11	B11	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
25	A1	B12	B12	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
26	A1	B13	B13	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
27	A1	B14	B14	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
28	A1	B15	B15	C1	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
29	A1	B1	B1	C10	-	○	○	○	○	○	○	246	○	105	29	162	0.18	175	○	-	
30	A1	B1	B1	C11	-	○	○	○	○	○	○	255	○	118	26	154	0.17	187	○	-	
31	A1	B1	B1	C12	-	○	○	○	○	○	○	250	○	103	31	148	0.21	172	○	-	
32	A1	B1	B1	C13	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
33	A1	B1	B1	C14	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
34	A1	B1	B1	C15	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
35	A1	B1	B1	C16	-	○	○	○	○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	-	

比较例

[0161] [表7]

[0162]

表7

编号	合金				工件	制造性	钎焊性				成型性	钎焊加热后 包层强度 (MPa)	钎焊加热后 包层强度 判定	钎焊加热前结晶粒径				钎焊 加热后 结晶粒径		耐腐蚀性	
	芯材	包层材料 1	包层材料 2	焊料 1			焊料 2	芯材	包层材料 1 ( $\mu\text{m}$ )	包层材料 2 ( $\mu\text{m}$ )				R1 ( $\mu\text{m}$ )	R2 ( $\mu\text{m}$ )	R1/R2	包层材料 ( $\mu\text{m}$ )	包层材料 ( $\mu\text{m}$ )	焊料 1 层	焊料 2 层	焊料 1 层
36	A1	B1	B1	C1	E2	○	○	○	○	○	○	273	○	12	181	0.07	220	○	○	○	○
37	A1	B1	B1	C1	E3	○	○	○	○	○	234	○	33	131	0.25	103	○	○	○	○	○
38	A1	B1	B1	C1	E4	○	○	○	○	○	281	○	21	157	0.13	187	○	○	○	○	○
39	A1	B1	B1	C1	E5	○	○	○	○	○	248	○	0	-	0.00	182	○	○	○	○	○
40	A1	B1	B1	C1	E6	○	○	○	○	○	260	○	30	150	0.30	220	○	○	○	○	○
41	A1	B1	B1	C1	E7	○	○	○	○	○	238	○	72	155	0.47	183	○	○	○	○	○
42	A1	B1	B1	C1	E8	○	○	○	○	○	355	○	17	152	0.11	180	○	○	○	○	○
43	A1	B1	B1	C1	E9	○	○	○	○	○	248	○	20	152	0.13	172	○	○	○	○	○
44	A1	B1	B1	C1	E10	○	○	○	○	○	351	○	84	96	0.87	217	○	○	○	○	○
45	A1	B1	B1	C1	E11	○	○	○	○	○	248	○	58	99	0.58	218	○	○	○	○	○
46	A1	B1	B1	C1	E12	○	○	○	○	○	241	○	38	151	0.25	93	○	○	○	○	○
47	A1	B1	B1	C1	E13	○	○	○	○	○	271	○	25	纤维状	0.17	82	○	○	○	○	○
48	A1	B1	B1	C1	E14	×	×	×	×	×	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
49	A1	B1	B1	C1	E15	○	○	○	○	○	262	○	31	纤维状	0.18	75	○	○	○	○	○
50	A1	B1	B1	C1	E16	×	×	×	×	×	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
51	A1	B1	B1	C1	E17	×	×	×	×	×	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
52	A1	B1	B1	C1	E18	×	×	×	×	×	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

本发明例

比较例

[0163] 将上述包层材料试样供于下述各评价所得到的结果同样表示于表5~7。其中,对于表6、7中的制造性为“×”的情况,由于无法制造试样,所以未能进行下述评价。

[0164] (成型性的评价)

[0165] 从各包层材料试样在与轧制方向平行的方向上切出JIS5号试验片,在与轧制方向平行的方向进行5%拉伸后,以包覆材料面为弯曲的内侧,进行弯曲半径R0.05mm的180°弯

曲。以能够观察该弯曲R剖面的方式进行树脂包埋,并进行镜面研磨,利用光学显微镜评价是否发生破裂。其结果,将芯材未发生破裂的情况评价为成型性合格(O),将芯材发生了破裂的情况评价为成型性不合格(X)。此外,两焊料、包覆材料中是否发生破裂不在评价对象内。

[0166] (钎焊性的评价)

[0167] 准备厚度0.07mm、调质H14、合金成分为在3003合金中添加有1.0%的Zn的翅片材料,将其波纹成型制成热交换器翅片材料。将该翅片材料配置在上述包层材料试样的焊料1表面或焊料2表面,不涂布焊剂,在炉内流通作为不活泼气体的氮气,供于600℃、3分钟的钎焊加热,制作微型芯试样。在钎焊后,将翅片剥离,根据翅片与焊料的接触数(山数)和形成嵌缝的部位的比率求出翅片接合率。将该微型芯试样的翅片接合率在95%以上、并且包层材料试样和翅片未发生熔融的情况评价为钎焊性合格(O)。而在(1)翅片接合率低于95%的情况和(2)包层材料试样和翅片至少任一者发生熔融的情况中,将(1)和(2)、或者(1)或(2)评价为钎焊性不合格(X)。

[0168] (钎焊加热后的拉伸强度的测定)

[0169] 将实施了600℃、3分钟的热处理(相当于钎焊加热)的包层材料试样在拉伸速度10mm/分钟、标距长度50mm的条件下,按照JIS Z2241进行拉伸试验。由获得的应力-应变曲线读取拉伸强度。其结果,将拉伸强度为200MPa以上的情况评价为合格(O),将低于该数值的情况评价为不合格(X)。

[0170] (包覆材料的结晶粒径的测定)

[0171] 对钎焊加热(600℃、3分钟的热处理,相当于钎焊加热)前的包层材料试样、以及钎焊加热后的包层材料试样从表面进行研磨,除去焊料,之后,对包覆材料的L-LT面进行镜面研磨,制成包覆材料粒径测定用试样。将该试样中的2mm×2mm的区域在SEM(扫描型电子显微镜)中进行EBSD,根据其结果检测出结晶取向差为20度以上的边界作为晶界,算出结晶粒径(当量圆直径)。其中,测定部位任意选定3处,用其算术平均值作为结晶粒径。另外,对于由于包覆材料的再结晶化没有结束而呈纤维状组织、无法测定结晶粒径的试样记为“纤维状”。

[0172] (芯材的结晶粒径的测定)

[0173] 使用钎焊加热(600℃、3分钟的热处理,相当于钎焊加热)前的包层材料试样,以沿着轧制方向的剖面为测定面的方式进行树脂包埋,并进行镜面研磨,制成芯材结晶粒径测定用试样。将该试样中的长度2mm×厚度0.2mm的区域在SEM中进行EBSD,根据其结果检测结晶取向差为20度以上的边界作为晶界。测定晶粒的板厚方向的最大直径R1和轧制方向的最大直径R2,算出R1/R2的值。其中,晶粒在同一视场中任意测定3处,用其算术平均值作为R1/R2。另外,在EBSD中没有检测出结晶晶界的情况下,对镜面研磨后的试样进行阳极氧化,用偏光显微镜观察,在观察到如图3所示的纤维状组织的情况下,设为R1=0。

[0174] (耐腐蚀性)

[0175] 使用与钎焊性的评价中使用的试样同样的微型芯试样,将未与翅片接合的一侧的表面用绝缘树脂掩蔽,将与翅片接合的面作为试验面,基于JIS-H8502供于1000小时的CASS试验。其结果,将1000小时包层材料未产生腐蚀贯通的试样评价为CASS的耐腐蚀性优秀合格(O),将1000小时产生了腐蚀贯通的试样评价为CASS的耐腐蚀性不合格(X)。

其中,本评价中,仅将包层了焊料的面作为评价对象,对于具备未包层焊料的面试样,该面不作为评价对象。并且,钎焊性的评价为“×”的试样不能制作适合的微型芯试样,不为评价对象。

[0176] 本发明例1~13、36~43中,满足本发所规定的条件,制造性、成型性、钎焊性、钎焊后的拉伸强度和耐腐蚀性均合格。

[0177] 相对于此,比较例14中,由于芯材的Zn含量过少,所以钎焊加热后的强度不合格。

[0178] 比较例15中,由于芯材的Zn含量过多,所以芯材熔融,钎焊性不合格

[0179] 比较例16中,由于芯材的Mg含量过少,所以钎焊加热后的拉伸强度不合格。

[0180] 比较例17中,由于芯材的Mg含量过多,所以芯材熔融,钎焊性不合格。

[0181] 比较例18中,由于芯材的Si含量过多,所以芯材熔融,钎焊性不合格。

[0182] 比较例19中,由于芯材的Fe含量过多,所以冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0183] 比较例20中,由于芯材的Cu含量过多,所以芯材在铸造时发生破裂,无法制造包层材料。

[0184] 比较例21中,由于芯材的Mn含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0185] 比较例22中,由于芯材的Ti、Zr、Cr和V的含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0186] 比较例23中,由于包覆材料1、2的Si含量过多,所以包覆材料1、2熔融,钎焊性不合格。

[0187] 比较例24中,由于包覆材料1、2的Fe含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0188] 比较例25中,由于包覆材料1、2的Mn含量过少,所以包层热轧时发生包覆材料的异常伸长,无法制造包层材料。

[0189] 比较例26中,由于包覆材料1、2的Mn含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0190] 比较例27中,由于包覆材料1、2的Cu含量过多,所以铸造时发生破裂,无法制造包层材料。

[0191] 比较例28中,由于包覆材料1、2的Ti、Zr、Cr和V的含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0192] 比较例29中,由于焊料1的Si含量过少,所以焊料1熔融,钎焊性不合格。

[0193] 比较例30中,由于焊料1的Si含量过多,所以焊料1熔融,钎焊性不合格。

[0194] 比较例31中,由于焊料1的Fe含量过多,所以焊料1熔融,钎焊性不合格。

[0195] 比较例32中,由于焊料1的Cu含量过多,所以铸造时发生破裂,无法制造包层材料。

[0196] 比较例33中,由于焊料1的Mn含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0197] 比较例34中,由于焊料1的Ti、Zr、Cr和V的含量过多,所以在冷轧时发生破裂,无法制造包层材料。

[0198] 比较例35中,由于焊料1的Na和Sr的含量过多,所以钎焊性不合格。

[0199] 比较例44和45中,包层热轧中的材料温度在250℃~400℃期间压下率为30%以上

的道次数超过5道次。所以,钎焊前的芯材晶粒的R1/R2比超过0.3,成型性也不合格。

[0200] 比较例46中,包层热轧开始时的材料温度超过520℃。所以,钎焊前的包覆材料的结晶粒径小于60μm,钎焊后的中间层材料的结晶粒径小于100μm,耐腐蚀性不合格。

[0201] 比较例47中,最终退火的温度低于200℃。所以,钎焊前的包覆材料呈纤维状组织,钎焊后的中间层材料的结晶粒径小于100μm,耐腐蚀性不合格。

[0202] 比较例48中,最终退火的温度超过560℃,所以焊料发生熔融,无法制造硬钎焊板,制造性不合格。

[0203] 比较例49中,中间退火的时间小于1小时。所以,钎焊前的包覆材料呈纤维状组织,钎焊后的中间层材料的结晶粒径小于100μm,耐腐蚀性不合格。

[0204] 比较例50、51中,包层热轧开始时的材料温度低于400℃,未设置退火工序。所以,包层热轧中发生破裂,未能制造目的板厚的硬钎焊板。

[0205] 比较例52中,加热炉的气氛温度过高,因而热轧开始前温度过高,所以焊料发生熔融,未能制造目的板厚的硬钎焊板。

[0206] 产业上的可利用性

[0207] 本发明的铝合金包层材料,由于钎焊后的强度高,翅片接合率、耐侵蚀性等的钎焊性和耐腐蚀性也优异,所以特别适合作为汽车用热交换器的流路形成部件使用。

[0208] 符号说明

[0209] R1:沿着轧制方向的芯材剖面上的板厚方向的结晶粒径

[0210] R2:沿着轧制方向的芯材剖面上的轧制方向的结晶粒径

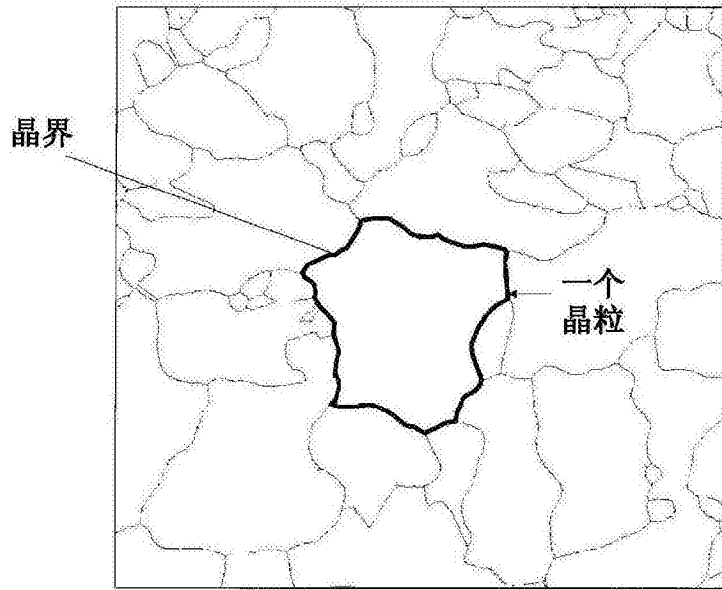


图1

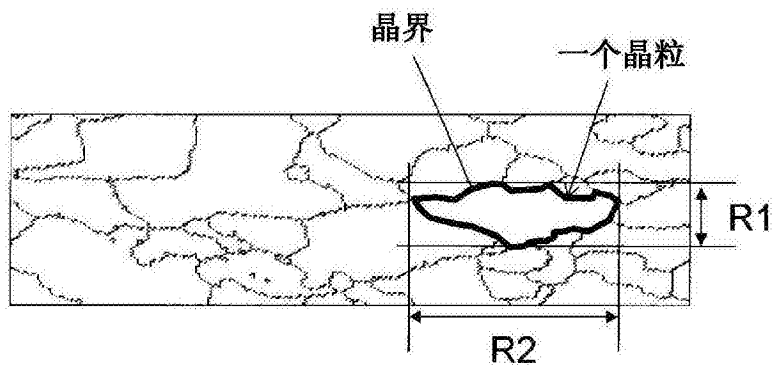


图2

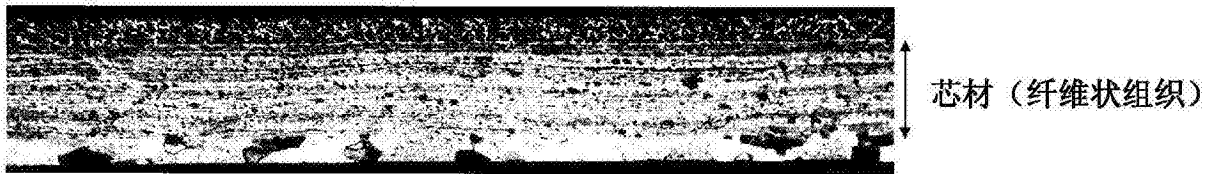


图3