



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102431237 B

(45) 授权公告日 2016.01.27

(21) 申请号 201110261779.9

B32B 37/06(2006.01)

(22) 申请日 2011.09.06

(56) 对比文件

(30) 优先权数据

2010-211434 2010.09.21 JP

2011-096786 2011.04.25 JP

CN 1982047 A, 2007.06.20, 摘要.

JP 特开 2008-231555 A, 2008.10.02, 摘要.

WO 2009/101896 A1, 2009.08.20, 说明书第 20 段、第 69-74 段, 第 95 段, 第 106 段, 表 4 和表 5, 摘要, 权利要求 1-8.

(73) 专利权人 古河 SKY 株式会社

地址 日本国东京都千代田区外神田 4 丁目
14 番 1 号

审查员 王镜

(72) 发明人 安藤诚 新仓昭男 户次洋一郎

(74) 专利代理机构 北京龙双利达知识产权代理
有限公司 11329

代理人 王礼华 毛威

(51) Int. Cl.

B32B 15/01(2006.01)

C22C 21/00(2006.01)

C22C 21/02(2006.01)

权利要求书 2 页 说明书 20 页

(54) 发明名称

高强度铝合金钎焊片材及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种具有高强度、良好的钎焊性以及耐腐蚀性的铝合金钎焊片材及其制造方法。本发明的解决手段在于, 高强度铝合金钎焊片材包括铝合金的心材, 以及包层在该心材的至少一面上的 Al-Si 系合金的钎料, 心材为铝合金, 其含有 Si :0.05 ~ 1.2 质量%、Fe :0.05 ~ 1.0 质量%、Cu :0.05 ~ 1.2 质量%、Mn :0.6 ~ 1.8 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成; 钎料为铝合金, 其含有 Si :2.5 ~ 13.0 质量%、Fe :0.05 ~ 1.0 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成; 在钎焊前的心材的任意截面中, 0.2 ~ 0.5 μm 的金属互化物所占比例以面积率表示为 5% 以下, 钎焊后的心材的 Mn 固溶量为 0.2 质量% 以上。

1. 一种 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 包括铝合金的心材, 以及包层在该心材的至少一面上的 Al-Si 系合金的钎料, 其特征在于:

上述心材为铝合金, 其含有 Si:0.05 ~ 1.2 质量%、Fe:0.05 ~ 1.0 质量%、Cu:0.05 ~ 1.2 质量%、Mn:0.6 ~ 1.8 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成;

上述钎料为铝合金, 其含有 Si:2.5 ~ 13.0 质量%、Fe:0.05 ~ 1.0 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成;

在钎焊前的上述心材的任意截面中, 0.2 ~ 0.5 μm 的金属互化物所占比例以面积率表示为 5% 以下, 钎焊后的上述心材的 Mn 固溶量为 0.2 ~ 0.8 质量%。

2. 根据权利要求 1 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述心材除了上述各成份元素, 进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种: Mg:0.05 ~ 0.5 质量%、Ti:0.05 ~ 0.3 质量%、Zr:0.05 ~ 0.3 质量%、Cr:0.05 ~ 0.3 质量%、以及 V:0.05 ~ 0.3 质量%。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述钎料之中, 包层在上述心材的至少一面上的钎料, 除了上述各成份元素, 进一步含有 Zn:0.3 ~ 5.5 质量%。

4. 一种 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 包括铝合金的心材, 包层在该心材的一面上的 Al-Si 系合金的钎料, 以及包层在上述心材另一面上的牺牲阳极材料, 其特征在于:

上述心材为铝合金, 其含有 Si:0.05 ~ 1.2 质量%、Fe:0.05 ~ 1.0 质量%、Cu:0.05 ~ 1.2 质量%、Mn:0.6 ~ 1.8 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成;

上述钎料为铝合金, 其含有 Si:2.5 ~ 13.0 质量%、Fe:0.05 ~ 1.0 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成;

上述牺牲阳极材料为铝合金, 其含有 Zn:0.5 ~ 6.0 质量%、Si:0.05 ~ 1.5 质量%、Fe:0.05 ~ 2.0 质量%, 剩余部分由 Al 和不可避免的杂质构成;

在钎焊前的上述心材的任意截面中, 0.2 ~ 0.5 μm 的金属互化物所占比例以面积率表示为 5% 以下, 钎焊后的上述心材的 Mn 固溶量为 0.2 ~ 0.8 质量%。

5. 根据权利要求 4 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述心材除了上述各成份元素, 进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种: Mg:0.05 ~ 0.5 质量%、Ti:0.05 ~ 0.3 质量%、Zr:0.05 ~ 0.3 质量%、Cr:0.05 ~ 0.3 质量%、以及 V:0.05 ~ 0.3 质量%。

6. 根据权利要求 4 或 5 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述钎料除了上述各成份元素, 进一步含有 Zn:0.3 ~ 5.5 质量%。

7. 根据权利要求 4 或 5 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述牺牲阳极材料除了上述各成份元素, 进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种: Mn:0.05 ~ 1.8 质量%、Mg:0.5 ~ 3.0 质量%、Ti:0.05 ~ 0.3 质量%、Zr:0.05 ~ 0.3 质量%、Cr:0.05 ~ 0.3 质量%、以及 V:0.05 ~ 0.3 质量%。

8. 根据权利要求 6 所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材, 其特征在于:

上述牺牲阳极材料除了上述各成份元素, 进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种: Mn:0.05 ~ 1.8 质量%、Mg:0.5 ~ 3.0 质量%、Ti:0.05 ~ 0.3 质量%、

Zr:0.05 ~ 0.3 质量%、Cr:0.05 ~ 0.3 质量%、以及 V:0.05 ~ 0.3 质量%。

9. 一种高强度铝合金钎焊片材的制造方法,系权利要求 1 ~ 3 中任一个所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材的制造方法,其特征在于:

上述制造方法包括:分别铸造上述心材及钎料的铝合金的工序,将铸造的钎料组合在铸造的心材的至少一面上作为层合材料的层合工序,在层合工序后加热保持层合材料的加热工序,以及加热工序后热包层轧制层合材料的工序;

在铸造上述心材的工序中,铸造速度 V mm/分及冷却水量 W kg/分·cm 满足下式 (1):

$$25 \leq 0.4 \times V + W \quad (1)$$

在上述加热工序中,以 400 ~ 500℃ 保持层合材料 0 ~ 10 小时;

在上述热包层轧制工序中,从开始轧制到板厚减少量达到 50mm 所要时间设为 5 分钟以内,在板厚减少量达到 50mm 时刻的层合材料的温度设为 400 ~ 450℃,板厚减少量达到 50mm 后到板厚达到 20mm 所要时间设为 10 分钟以内,在板厚达到 20mm 时刻的层合材料的温度设为 300 ~ 400℃,从开始轧制到轧制结束所要时间设为 40 分钟以内。

10. 一种高强度铝合金钎焊片材的制造方法,系权利要求 4 ~ 8 中任一个所述的 Mn 固溶强化的高强度铝合金钎焊片材的制造方法,其特征在于:

上述制造方法包括:分别铸造上述心材、钎料、以及牺牲阳极材料的铝合金的工序,将铸造的钎料组合在铸造的心材的一面上、将铸造的牺牲阳极材料组合在铸造的心材的另一面上作为层合材料的层合工序,在层合工序后加热保持层合材料的加热工序,以及加热工序后热包层轧制层合材料的工序;

在铸造上述心材的工序中,铸造速度 V mm/分及冷却水量 W kg/分·cm 满足下式 (1):

$$25 \leq 0.4 \times V + W \quad (1)$$

在上述加热工序中,以 400 ~ 500℃ 保持层合材料 0 ~ 10 小时;

在上述热包层轧制工序中,从开始轧制到板厚减少量达到 50mm 所要时间设为 5 分钟以内,在板厚减少量达到 50mm 时刻的层合材料的温度设为 400 ~ 450℃,板厚减少量达到 50mm 后到板厚达到 20mm 所要时间设为 10 分钟以内,在板厚达到 20mm 时刻的层合材料的温度设为 300 ~ 400℃,从开始轧制到轧制结束所要时间设为 40 分钟以内。

高强度铝合金钎焊片材及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及在汽车用热交换器使用的铝合金钎焊片材 (brazingsheet, 也称“钎焊板”), 尤其适合作为高温压缩空气或制冷剂的通道构成材料使用的高强度铝合金钎焊片材及其制造方法。

背景技术

[0002] 铝合金具备轻量且高的热传导性, 通过适当处理能实现高耐腐蚀性, 因此, 用于汽车用热交换器, 例如, 散热器, 冷凝器, 蒸发器, 加热器, 中间冷却器等。作为上述汽车用热交换器的管材, 使用以 3003 合金等的 Al-Mn 系合金作为心材, 在一面上包覆 Al-Si 系合金钎焊料或 Al-Zn 系合金的牺牲阳极材料的二层包材, 或进一步在另一面上包覆 Al-Si 系合金钎焊料的三层包材等。

[0003] 热交换器通常组合这种包材和波纹成形的散热片, 在 600℃ 左右的温度下通过钎焊接合。作为热交换器搭载在汽车上后, 若该管因破坏而贯通, 则内部循环的冷却水或制冷剂发生泄漏。因此, 为了提高制品寿命, 钎焊后强度良好的铝合金钎焊片材必不可少。

[0004] 但是, 近年, 对汽车的轻量化的要求高涨, 为了与此对应, 也要求汽车用热交换器的轻量化。因此, 研究构成热交换器的各部件的薄壁化, 需要进一步提高铝合金钎焊片材的钎焊后的强度。

[0005] 以往, 如汽车用散热器或加热器那样, 作为冷却水在管内面循环的热交换器的管材, 一般使用在以 JIS3003 合金为代表那样的 Al-Mn 系合金等心材的内面侧, 包覆 Al-Zn 系合金等的牺牲阳极材料, 在大气侧包覆 Al-Si 系合金等的钎焊材料的三层管材。但是, 使用 JIS3003 合金心材的包材的钎焊后强度为 110MPa 左右, 强度不充分。

[0006] 承担钎焊片材强度大半的 Al-Mn 系合金的心材一般为分散强化型合金。因此, 在以往技术中提出通过心材中金属互化物粒子的高密度化 / 微细化实现高强度化。但是, 钎焊片材钎焊时被加热到 600℃, 因此, 几乎所有的微细的金属互化物再固溶。于是, 为了提高钎焊后的强度, 减少钎焊时不能再固溶那样的大的金属互化物、增大固溶强化的贡献很重要。大的金属互化物主要在从铸造到热轧的工序生成, 因此, 需要详细控制上述工序条件。

[0007] 例如, 在专利文献 1 中, 在 570℃ 以上进行 8 小时以上的心材的均质化处理, 在 450 ~ 550℃ 进行热轧, 在此后的工序中也规定各种各样的条件。其结果, 所得到的金属组织 1 μm 以下的析出物为 10000 个 /mm² 以上。但是, 没有考虑钎焊时的金属互化物的再固溶。

[0008] 专利文献 1: 日本特开平 2-282451 号公报

发明内容

[0009] 本发明的目的在于, 提供不仅具有良好的钎焊性及耐腐蚀性、而且具有高强度的铝合金钎焊片材。尤其, 其目的在于, 提供能合适地使用作为汽车用热交换器的流体通道构成材料的铝合金钎焊片材, 及其制造方法。

[0010] 本发明人为了解决上述课题进行反复深入研究结果,发现可以使用特定的合金组成的铝合金心材,以特定工序制造,作为其结果,具有特定的金属组织的包层材料适合上述目的,根据上述结果,完成本发明。

[0011] 具体地说,本发明的技术方案(1)的高强度铝合金钎焊片材包括铝合金的心材,以及包层在该心材的至少一面上的Al-Si系合金的钎料,其特征在于:

[0012] 上述心材为铝合金,其含有Si:0.05~1.2质量%、Fe:0.05~1.0质量%、Cu:0.05~1.2质量%、Mn:0.6~1.8质量%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成;

[0013] 上述钎料为铝合金,其含有Si:2.5~13.0质量%、Fe:0.05~1.0质量%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成;

[0014] 在钎焊前的上述心材的任意截面中,0.2~0.5 μ m的金属互化物所占比例以面积率表示为5%以下,钎焊后的上述心材的Mn固溶量为0.2质量%以上。

[0015] 在本发明中,上述“5%以下”包含5%(下文皆如此),上述“0.2质量%以上”包含0.2质量%(下文皆如此)。

[0016] 本发明技术方案(2)的发明系在上述技术方案(1)记载的高强度铝合金钎焊片材中,其特征在于:

[0017] 上述心材除了上述各成份元素,进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种:Mg:0.05~0.5质量%、Ti:0.05~0.3质量%、Zr:0.05~0.3质量%、Cr:0.05~0.3质量%、以及V:0.05~0.3质量%。

[0018] 本发明技术方案(3)的发明系在上述技术方案(1)或(2)记载的高强度铝合金钎焊片材中,其特征在于:

[0019] 上述钎料之中,包层在上述心材的至少一面上的钎料,除了上述各成份元素,进一步含有Zn:0.3~5.5质量%。

[0020] 本发明的技术方案(4)的高强度铝合金钎焊片材包括铝合金的心材,包层在该心材的一面上的Al-Si系合金的钎料,以及包层在上述心材另一面上的牺牲阳极材料,其特征在于:

[0021] 上述心材为铝合金,其含有Si:0.05~1.2质量%、Fe:0.05~1.0质量%、Cu:0.05~1.2质量%、Mn:0.6~1.8质量%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成;

[0022] 上述钎料为铝合金,其含有Si:2.5~13.0质量%、Fe:0.05~1.0质量%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成;

[0023] 上述牺牲阳极材料为铝合金,其含有Zn:0.5~6.0质量%、Si:0.05~1.5质量%、Fe:0.05~2.0质量%,剩余部分由Al和不可避免的杂质构成;

[0024] 在钎焊前的上述心材的任意截面中,0.2~0.5 μ m的金属互化物所占比例以面积率表示为5%以下,钎焊后的上述心材的Mn固溶量为0.2质量%以上。

[0025] 本发明技术方案(5)的发明系在上述技术方案(4)记载的高强度铝合金钎焊片材中,其特征在于:

[0026] 上述心材除了上述各成份元素,进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种:Mg:0.05~0.5质量%、Ti:0.05~0.3质量%、Zr:0.05~0.3质量%、Cr:0.05~0.3质量%、以及V:0.05~0.3质量%。

[0027] 本发明技术方案(6)的发明系在上述技术方案(4)或(5)记载的高强度铝合金钎

焊片材中,其特征在于:

[0028] 上述钎料除了上述各成份元素,进一步含有 Zn :0.3 ~ 5.5 质量%。

[0029] 本发明技术方案 (7) 的发明系在上述技术方案 (4) ~ (6) 任一个记载的高强度铝合金钎焊片材中,其特征在于:

[0030] 上述牺牲阳极材料除了上述各成份元素,进一步含有从由以下元素构成的群中选择的至少一种 :Mn :0.05 ~ 1.8 质量%、Mg :0.5 ~ 3.0 质量%、Ti :0.05 ~ 0.3 质量%、Zr :0.05 ~ 0.3 质量%、Cr :0.05 ~ 0.3 质量%、以及 V :0.05 ~ 0.3 质量%。

[0031] 本发明的技术方案 (8) 的高强度铝合金钎焊片材的制造方法系上述技术方案 (1) ~ (3) 任一个所述的高强度铝合金钎焊片材的制造方法,其特征在于:

[0032] 上述制造方法包括:分别铸造上述心材及钎料的铝合金的工序,将铸造的钎料组合在铸造的心材的至少一面上作为层合材料的层合工序,在层合工序后加热保持层合材料的加热工序,以及加热工序后热包层轧制层合材料的工序;

[0033] 在铸造上述心材的工序中,铸造速度 V mm/分及冷却水量 W kg/分·cm 满足下式 (1):

$$[0034] \quad 25 \leq 0.4 \times V + W \quad (1)$$

[0035] 在上述加热工序中,以 400 ~ 500℃ 保持层合材料 0 ~ 10 小时;

[0036] 在上述热包层轧制工序中,从开始轧制到板厚减少量达到 50mm 所要时间设为 5 分钟以内,在板厚减少量达到 50mm 时刻的层合材料的温度设为 400 ~ 450℃,板厚减少量达到 50mm 后到板厚达到 20mm 所要时间设为 10 分钟以内,在板厚达到 20mm 时刻的层合材料的温度设为 300 ~ 400℃,从开始轧制到轧制结束所要时间设为 40 分钟以内。

[0037] 本发明的技术方案 (9) 的高强度铝合金钎焊片材的制造方法系上述技术方案 (4) ~ (7) 任一个所述的高强度铝合金钎焊片材的制造方法,其特征在于:

[0038] 上述制造方法包括:分别铸造上述心材、钎料、以及牺牲阳极材料的铝合金的工序,将铸造的钎料组合在铸造的心材的一面上、将铸造的牺牲阳极材料组合在铸造的心材的另一面上作为层合材料的层合工序,在层合工序后加热保持层合材料的加热工序,以及加热工序后热包层轧制层合材料的工序;

[0039] 在铸造上述心材的工序中,铸造速度 V mm/分及冷却水量 W kg/分·cm 满足下式 (1):

$$[0040] \quad 25 \leq 0.4 \times V + W \quad (1)$$

[0041] 在上述加热工序中,以 400 ~ 500℃ 保持层合材料 0 ~ 10 小时;

[0042] 在上述热包层轧制工序中,从开始轧制到板厚减少量达到 50mm 所要时间设为 5 分钟以内,在板厚减少量达到 50mm 时刻的层合材料的温度设为 400 ~ 450℃,板厚减少量达到 50mm 后到板厚达到 20mm 所要时间设为 10 分钟以内,在板厚达到 20mm 时刻的层合材料的温度设为 300 ~ 400℃,从开始轧制到轧制结束所要时间设为 40 分钟以内。

[0043] 下面说明本发明的效果

[0044] 按照本发明,提供钎焊后具有高强度的铝合金钎焊片材及其制造方法。又,该钎焊片材的散热片接合率、耐环境性等钎焊性优异,再有,通过使用合适成份的钎料或牺牲阳极材料,或使用钎料及牺牲阳极材料,能实现优异的耐腐蚀性。本发明涉及的铝合金钎焊片材由于具有上述特征以及轻量性和高的热传导性,尤其作为汽车用热交换器的管材特别合

适。

具体实施方式

[0045] 以下针对本发明涉及的铝合金钎焊片材及其制造方法进行详细说明。关于强度及耐腐蚀性的性能,全部指钎焊后。钎焊通常加热至 600℃ 左右,此后在空气中冷却,关于加热方法,加热速度及冷却速度,加热及冷却的保持时间等,并不作特别限定。

[0046] 首先,关于构成本发明的铝合金钎焊片材的心材,钎料,牺牲阳极材料的合金成分,对于添加理由及添加范围进行说明。

[0047] A. 合金成分

[0048] 1. 心材

[0049] Si 和 Mn 一起形成 Al-Mn-Si 系的金属互化物,通过分散强化,提高强度,或固溶在铝母相中,通过固溶强化提高强度。Si 的含量为 0.05 ~ 1.2 质量% (mass%, 以下简记为“%”)。含量不足 0.05%,其效果小,若超过 1.2%,心材熔点降低,发生焊剂向心材的侵蚀。Si 的优选含量为 0.3 ~ 1.0%。

[0050] Fe 易形成能成为再结晶核的尺寸的金属互化物。为了使得钎焊后的晶体粒径粗大,抑制钎料扩散,Fe 含量为 0.05 ~ 1.0%。含量不足 0.05%,必须使用高纯度铝基体金属,成本高,若超过 1.0%,钎焊后的晶体粒径成为微细,产生钎料扩散。Fe 的优选含量为 0.1 ~ 0.5%。

[0051] Cu 通过固溶强化,使得强度提高。Cu 含量为 0.05 ~ 1.2%。含量不足 0.05%,其效果小,若超过 1.2%,铝合金铸造时产生裂纹。Cu 的优选含量为 0.3 ~ 1.0%。

[0052] Mn 和 Si 一起形成 Al-Mn-Si 系的金属互化物,通过分散强化,提高强度,或固溶在铝母相中,通过固溶强化提高强度。Mn 的含量为 0.6 ~ 1.8%。含量不足 0.6%,其效果小,若超过 1.8%,铸造时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Mn 的优选含量为 0.8 ~ 1.6%。

[0053] Mg 通过析出 Mg_2Si , 提高强度,因此,优选含有 Mg。Mg 的含量优选 0.05 ~ 0.5%。含量不足 0.05%,有时其效果小,若超过 0.5%,有时会发生钎焊困难。Mg 的更好的含量为 0.15 ~ 0.4%。

[0054] Ti 通过固溶强化,提高强度,因此,优选含有 Ti。Ti 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Ti 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0055] Zr 通过固溶强化,提高强度,且析出 Al-Zr 系的金属互化物,对钎焊后的晶体粒径粗大化起作用,因此,优选含有 Zr。Zr 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Zr 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0056] Cr 通过固溶强化,提高强度,且析出 Al-Cr 系的金属互化物,对钎焊后的晶体粒径粗大化起作用,因此,优选含有 Cr。Cr 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Cr 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0057] V 通过固溶强化,提高强度,因此,优选含有 V。V 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量

不足 0.05%，有时不能得到其效果，若超过 0.3%，有时易形成大的金属互化物，塑性加工性降低。V 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0058] 上述 Mg、Ti、Zr、Cr、以及 V 可以根据需要至少添加一种在心材中。又，不能避免的杂质可以分别含有 0.05% 以下，整体含有 0.15% 以下。

[0059] 2. 钎料

[0060] Si 使得熔点降低，产生液相，使得钎焊可能。Si 的含量为 2.5 ~ 13.0%。含量不足 2.5%，产生的液相极少，难以具有钎焊功能。另一方面，若超过 13.0%，则向例如散热片等对象材料扩散的 Si 量成为过剩，发生对象材料的熔融。Si 的优选含量为 3.5 ~ 12.0%，更好的含量为 7.0 ~ 12.0%。

[0061] Fe 易形成 Al-Fe 系、Al-Fe-Si 系化合物。由于形成 Al-Fe-Si 系化合物，使得钎料的有效 Si 量降低，又，由于形成 Al-Fe 系、Al-Fe-Si 系化合物，使得钎焊时的钎料流动性降低，阻害钎焊性。Fe 的含量为 0.05 ~ 1.0%。若 Fe 含量超过 1.0%，如上所述，阻害钎焊性，钎焊不充分。另一方面，Fe 的含量不足 0.05%，必须使用高纯度铝基体金属，引起成本高。Fe 的优选含量为 0.1 ~ 0.8%。

[0062] Zn 能使电位低，通过形成与心材的电位差，因牺牲阳极效果能提高耐腐蚀性，因此，优选含有 Zn。Zn 的含量优选 0.3 ~ 5.55%。含量不足 0.3%，有时其效果不充分，若超过 5.5%，则有时在与例如散热片等对象材料的接合部，Zn 浓缩，其优先腐蚀，对象材料剥离。Zn 的更好的含量为 0.5 ~ 3.0%。

[0063] 不能避免的杂质可以分别含有 0.05% 以下，整体含有 0.15% 以下。另外，钎料被包层 (clad) 在心材的至少一面上。

[0064] 3. 牺牲阳极材料

[0065] Zn 能使电位低，通过形成与心材的电位差，因牺牲阳极效果能提高耐腐蚀性。Zn 的含量优选 0.5 ~ 6.0%。含量不足 0.5%，其效果不充分，若超过 6.0%，则腐蚀速度变快，牺牲阳极材料早期消失，耐腐蚀性降低。Zn 的更好的含量为 1.0 ~ 5.0%。

[0066] Si 和 Fe、Mn 一起形成 Al-Fe-Mn-Si 系的化合物，通过分散强化，提高强度，或固溶在铝母相中，通过固溶强化提高强度。又，在钎焊时与从心材扩散的 Mg 反应，形成 Mg_2Si 化合物，使得强度提高。Si 的含量为 0.05 ~ 1.5%。含量不足 0.05%，必须使用高纯度铝基体金属，成本高。另一方面，若超过 1.5%，牺牲阳极材料的熔点降低而熔融，又，使得牺牲阳极材料的电位高，因此，阻害牺牲阳极效果，使得耐腐蚀性降低。Si 的优选含量为 0.05 ~ 1.2%。

[0067] Fe 和 Si、Mn 一起形成 Al-Fe-Mn-Si 系的化合物，通过分散强化，提高强度。Fe 的含量为 0.05 ~ 2.0%。含量不足 0.05%，必须使用高纯度铝基体金属，成本高。另一方面，若超过 2.0%，则铸造时易形成大的金属互化物，塑性加工性降低。Fe 的优选含量为 0.05 ~ 1.5%。

[0068] Mn 提高强度和耐腐蚀性，因此，优选含有 Mn。Mn 的含量优选 0.05 ~ 1.8%。若超过 1.8%，有时铸造时易形成大的金属互化物，塑性加工性降低，又，有时使得牺牲阳极材料的电位高，因此，阻害牺牲阳极效果，使得耐腐蚀性降低。另一方面，含量不足 0.05%，有时其效果不充分。Mn 的更优选含量为 0.05 ~ 1.5%。

[0069] Mg 通过析出 Mg_2Si ，提高强度。又，不仅提高牺牲阳极材料自身强度，而且通过钎焊

加热,Mg 向心材扩散,也提高心材强度。由于上述理由,优选含有 Mg。Mg 的含量优选 0.5 ~ 3.0%。含量不足 0.5%,有时其效果小,若超过 3.0%,有时热包层轧制时压接困难。Mg 的更好的含量为 0.5 ~ 2.0%。Mg 在 NOKOLOK(美国焊剂名称)钎焊中损害钎焊性,因此,当牺牲阳极材料含有 0.5%以上的 Mg 场合,不能在牺牲阳极材料进行 NOKOLOK 钎焊。这种场合,在例如管之间接合时,需要使用焊接等手段。

[0070] Ti 通过固溶强化,提高强度,且能提高耐腐蚀性,因此,优选含有 Ti。Ti 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果。另一方面,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Ti 的更好的含量为 0.05 ~ 0.2%。

[0071] Zr 通过固溶强化,提高强度,且析出 Al-Zr 系的金属互化物,对钎焊后的晶体粒径粗大化起作用,因此,优选含有 Zr。Zr 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Zr 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0072] Cr 通过固溶强化,提高强度,且析出 Al-Cr 系的金属互化物,对钎焊后的晶体粒径粗大化起作用,因此,优选含有 Cr。Cr 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。Cr 的更好的含量为 0.1 ~ 0.2%。

[0073] V 通过固溶强化,提高强度,且能提高耐腐蚀性,因此,优选含有 V。V 的含量优选 0.05 ~ 0.3%。含量不足 0.05%,有时不能得到其效果。另一方面,若超过 0.3%,有时易形成大的金属互化物,塑性加工性降低。V 的更好的含量为 0.05 ~ 0.2%。

[0074] 上述 Mn、Mg、Ti、Zr、Cr、以及 V 可以根据需要至少添加一种在牺牲阳极材料中。不能避免的杂质可以分别含有 0.05%以下,整体含有 0.15%以下。另外,牺牲阳极材料在例如热交换器的使用环境下要求高的耐腐蚀性那样场合,包层(clad)在心材的一面上。

[0075] B. 金属组织

[0076] 下面,涉及本发明的铝合金钎焊片材关于心材的金属组织,在钎焊前,将心材的任意截面的具有 0.2 ~ 0.5 μm 尺寸的金属互化物所占比例用面积率表示设为 5%以下,在钎焊后,将心材的 Mn 固溶量限定为 0.2%以上。关于该限定理由,将在下文说明。在此,金属互化物的尺寸指相当圆的直径。

[0077] 如上所述,为了提高钎焊后的钎焊片材的强度,增多钎焊后心材的 Mn 固溶量很有效。若钎焊后 Mn 固溶量为 0.2%以上,则能得到充分的固溶强化效果。钎焊后 Mn 固溶量不足 0.2%,固溶强化效果小。从高强度化角度考虑,钎焊后 Mn 固溶量没有上限,但是,在本发明的心材成份中,得到多于 0.8%的 Mn 固溶量很困难。钎焊后心材的 Mn 固溶量通过以下方法测定:由苛性浸蚀除去表层后,溶解在酚醛溶液,通过过滤除去未溶解的金属互化物,供给发光分析。

[0078] 又,在心材的金属互化物中包含 Mn,为了使得钎焊后 Mn 固溶量成为 0.2%以上,在钎焊前的原材料状态下,需要尽可能减少尺寸比较大的金属互化物。本发明人发现,从这种角度考虑,钎焊前的钎焊片材原材料的心材中含有的具有 0.2 μm ~ 0.5 μm 尺寸的金属互化物,在心材的任意截面,用面积率表示为 5%以下场合,在钎焊后,能得到 0.2%以上的 Mn 固溶量,由此,能得到充分的固溶强化的效果。当 0.2 ~ 0.5 μm 尺寸的化合物所占的比例用面积率表示超过 5%场合,钎焊后的 Mn 固溶量不足 0.2%,不能得到充分的固溶强化的效

果。关于不足 $0.2\mu\text{m}$ 的金属互化物,钎焊时再固溶,因此,不损害钎焊后的固溶强化。又,比 $0.5\mu\text{m}$ 大的金属互化物通常是 Al-Fe-Si 系的结晶物,不损害 Mn 的固溶,因此,不会产生强度降低。

[0079] C. 铝合金钎焊片材的制造方法

[0080] 下面,说明本发明涉及的铝合金钎焊片材的制造方法。

[0081] 为了抑制心材的金属互化物的量,尤其需要抑制从铸造到热轧中所施加的热量,降低上述热量。心材铸造时的冷却速度尤其重要,冷却速度快,金属互化物的量变少。铸造时的冷却用 DC 法进行,作为决定铸造时的冷却速度的因子,铸造速度 $V(\text{mm}/\text{分})$ 和冷却水量 $W(\text{kg}/\text{分}\cdot\text{cm})$ 对金属互化物的量影响很大。

[0082] 本发明人详细研究结果发现,在铸造速度 $V(\text{mm}/\text{分})$ 和冷却水量 $W(\text{kg}/\text{分}\cdot\text{cm})$ 满足下式 (1) 场合,能得到必要的金属组织:

$$[0083] \quad 25 \leq 0.4 \times V + W \quad (1)$$

[0084] 关于铸造的其他条件没有特别限定,较好的是,熔融金属的温度设为 $670 \sim 800^\circ\text{C}$,金属冒口的高度设为 $50 \sim 150\text{mm}$ 左右。牺牲阳极材料以及钎料的铸造没有特别限定,较好的是,用 DC 法进行,熔融金属的温度设为 $670 \sim 800^\circ\text{C}$,金属冒口的高度设为 $50 \sim 150\text{mm}$ 左右。

[0085] 下面,说明层合工序,层合材料的加热工序以及热包层轧制工序。

[0086] 用上述方法铸造的心材,牺牲阳极材料以及钎料的铝合金,接着实行层合工序。作为在层合工序中组合的层合材料,制作将铸造的钎料叠合在铸造的心材的一面上的二层的层合材料;将铸造的钎料叠合在铸造的心材的二面上的三层的层合材料;将铸造的钎料叠合在铸造的心材的一面上,将铸造的牺牲阳极材料叠合在另一面上的三层的层合材料。轧制前的层合材料的厚度设为 $250 \sim 280\text{mm}$ 左右,优选 $300 \sim 360\text{mm}$ 左右。

[0087] 在层合工序后,对层合材料实行加热工序。在加热工序中,层合材料以 $400 \sim 500^\circ\text{C}$ 保持 $0 \sim 10$ 小时。由此,能抑制加热中金属互化物的过剩析出。加热温度不足 400°C ,在后面的热包层轧制工序中变形阻力大,轧制困难。另一方面,若加热温度超过 500°C ,或加热保持时间超过 10 小时,则金属互化物过剩析出,因此,最终不能得到合适的金属互化物的分布。在此,如后所述,也将加热保持时间设为 0 小时。这样,作为热包层轧制工序的前工序的层合材料的加热工序的条件设为在 $400 \sim 500^\circ\text{C}$ 的加热温度下 $0 \sim 10$ 小时的加热保持时间。上述加热工序的优选条件是在 $400 \sim 480^\circ\text{C}$ 的加热温度下 $2 \sim 5$ 小时的加热保持时间。

[0088] 在加热工序中,为了得到理想的析出物分布,加热时间越短越好。因此,若达到 $400 \sim 500^\circ\text{C}$ 范围内的温度,则可以不进行在该达到温度的加热保持,马上移到作为下一工序的热包层轧制工序。这种场合,加热保持时间设为 0 小时。但是,若层合材料整体没有均一地达到所定温度,有时会产生包层压接不良等问题,优选 $2 \sim 5$ 小时的加热保持时间。

[0089] 上述加热工序后,马上就对层合材料实行热包层轧制工序。在层合材料温度实质上没有降低到不足 400°C 的温度期间,开始热包层轧制工序。在热包层轧制工序中,由于施加到层合材料的形变的影响,促进金属互化物的析出,因此,在短时间内结束轧制非常重要。

[0090] 对层合材料开始热包层轧制后,从当初 $250 \sim 800\text{mm}$ 左右的板厚,作为板厚减少量

达到 50mm 期间,为使得心材和钎料以及心材和牺牲阳极材料压接的阶段。将该阶段所需要时间控制在 5 分钟之内,且将在板厚减少量达到 50mm 时刻的包层材料的温度控制在 400 ~ 450℃ 以下。由此,能抑制心材中的金属互化物的过剩析出。

[0091] 从开始轧制到板厚减少量达到 50mm 所需要的时间超过 5 分钟场合,从开始轧制在板厚减少量达到 50mm 时刻的包层材料温度超过 450℃ 场合,产生心材中的金属互化物的过剩析出。又,加热工序的加热温度如上所述必须为 400℃ 以上,这种场合,从开始轧制在板厚减少量达到 50mm 时刻的包层材料温度不能设为不足 400℃。于是,将开始热包层轧制后到板厚减少量达到 50mm 的时间限制为 5 分钟之内,且将在板厚减少量达到 50mm 时刻的包层材料温度限制为 400 ~ 450℃。

[0092] 再有,板厚减少量达到 50mm,各层充分压接后,板厚达到 20mm 期间,系包层材料温度比较高,而且所施加的形变量非常大的阶段。于是,通过将该阶段所要时间控制在 10 分钟之内,且将在板厚达到 20mm 时刻的包层材料温度控制为 300 ~ 400℃,能抑制心材中的金属互化物的过剩析出。

[0093] 板厚减少量达到 50mm 后,到板厚达到 20mm 所要时间超过 10 分钟场合,在板厚达到 20mm 时刻的包层材料温度超过 400℃ 场合,产生心材中的金属互化物的过剩析出。又,加热工序的加热温度如上所述必须为 400℃ 以上,这种场合,在板厚达到 20mm 时刻的包层材料温度难以设为不足 300℃。于是,将在热包层轧制工序中途,板厚减少量达到 50mm 后,到板厚达到 20mm 的时间限制为 10 分钟之内,且将在板厚达到 20mm 时刻的包层材料温度限制为 300 ~ 400℃ 以下。

[0094] 包层材料的板厚达到 20mm 后,其温度降低,心材的金属互化物的析出难以进行。因此,关于此后的热包层轧制工序所要时间,没有必要特别进行限定,但是,必须将开始热包层轧制工序后到结束的合计时间设为 40 分钟以内。该合计时间超过 40 分钟场合,金属互化物过剩析出,因此,最终不能得到合适的金属互化物的分布。开始热包层轧制工序后到结束的合计时间优选 35 分钟以内。

[0095] 如上所述,热包层轧制工序的各阶段所要时间,各阶段的包层材料温度,以及该工序的合计时间成为上述规定范围以外场合,难以得到金属互化物的合适的分布。将热包层轧制工序结束后的包层材料卷绕成卷材后,为了抑制金属互化物的析出,热包层轧制工序的结束温度优选为 250℃ 以下。

[0096] 如上所述,将热包层轧制工序的各阶段所要时间,各阶段的包层材料温度,以及该工序的合计时间控制为上述规定范围以内,控制的具体手段并不作特别限定,例如,可以适用以下手段:在热包层轧制工序的各轧制通路间测定温度,反馈控制下一轧制通路的轧制速度,压下量,轧制油量等,以满足上述规定范围。

[0097] 在一般的钎焊片材的制造工序中,铸造心材后,对其施以均质化处理。但是,在本发明中,从抑制金属互化物析出角度考虑,较好的是,省略心材的均质化处理。

[0098] 热包层轧制工序后的包层材料此后供给冷轧,但是,达到最终板厚前,可以施以 1 ~ 2 次左右的中间退火。中间退火优选在 150 ~ 550℃ 温度进行。最后进行中间退火后,到达成最终板厚的压延率通常为 10 ~ 80% 左右。最终板厚通常为 0.1 ~ 0.6mm 左右。再有,达到最终板厚前,冷轧后,以提高成形性等为目的,可以施以最终退火。最终退火优选在 150 ~ 550℃ 温度进行。

[0099] 对于本发明涉及的铝合金钎焊片材的厚度,钎料层及牺牲阳极材料层的包层率没有特别限定,通常,作为汽车用热交换器的管材使用场合,可以设为约 0.6mm 以下的薄壁钎焊片材。但是,并不限定为该范围内的板厚,也可以作为 0.6 ~ 5mm 的比较厚壁的材料使用。钎料层及牺牲阳极材料层的单面包层率通常为 3 ~ 20% 左右。

[0100] [实施例]

[0101] 下面,根据本发明例和比较例进一步详细说明本发明,但是,本发明并不受以下实施例限制。

[0102] 分别通过 DC 铸造方法铸造具有表 1 所示合金组成的心材合金,具有表 2 所示合金组成的钎料合金,具有表 3 所示合金组成的牺牲阳极材料合金,分别对两面进行平面切削加工。表 4 表示显示铸造心材时铸造速度和冷却水量关系的式 (1) 的右边的值。对心材合金不施以均质化处理。

[0103] 表 1

[0104]

	合金 记号	合金组成(质量%)									
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zr	Cr	V	Al
本 发 明 例	A1	0.5	0.4	0.5	1.1	-	0.05	0.05	-	-	余量
	A2	0.5	0.6	0.5	1.1	0.5	0.05	0.05	-	-	余量
	A3	1.0	0.8	1.0	1.5	0.05	-	-	-	-	余量
	A4	0.05	1.0	0.5	1.1	-	-	-	0.05	0.05	余量
	A5	0.5	0.05	0.05	1.1	-	0.30	-	-	-	余量
	A6	0.5	0.2	0.5	0.6	-	-	0.30	-	-	余量
	A7	1.2	0.2	0.5	1.8	-	-	-	-	-	余量
	A8	0.5	0.2	1.2	1.1	-	-	-	-	-	余量
比 较 例	A9	1.4	0.2	0.2	1.1	-	-	-	-	-	余量
	A10	0.5	0.2	0.7	1.1	0.6	-	0.15	-	-	余量
	A11	0.8	1.2	0.5	1.5	-	0.15	0.15	-	-	余量
	A12	0.8	0.2	0.5	1.5	-	0.40	0.40	0.40	0.40	余量
	A13	0.8	0.6	0.5	2.0	-	-	-	-	-	余量
	A14	0.8	0.6	1.4	1.1	-	-	-	-	-	余量
	A15	0.5	0.4	0.5	0.4	-	0.05	0.05	-	-	余量
	A16	0.5	0.4	0.01	1.1	-	0.05	0.05	-	-	余量
	A17	0.01	0.4	0.2	1.1	-	0.05	0.05	-	-	余量

[0105] 表 2

[0106]

	合金 记号	合金组成(质量%)			
		Si	Fe	Zn	Al
本 发 明 例	B1	10.0	0.4	—	余量
	B2	2.5	0.05	—	余量
	B3	3.5	0.1	—	余量
	B4	7.0	0.2	—	余量
	B5	12.0	0.6	—	余量
	B6	3.5	0.8	0.3	余量
	B7	7.0	1.0	2.0	余量
	B8	10.0	0.2	5.5	余量
比 较 例	B9	10.0	0.2	6.0	余量
	B10	10.0	0.2	0.2	余量
	B11	2.0	0.2	—	余量
	B12	14.0	0.2	—	余量
	B13	10.0	1.2	—	余量

[0107] 表 3

[0108]

	合金 记号	合金组成(质量%)									
		Zn	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Cr	V	Al
本 发 明 例	C1	4.0	0.2	0.2	—	—	—	—	—	—	余量
	C2	0.5	0.05	0.05	—	—	0.15	—	—	—	余量
	C3	5.0	0.4	0.4	0.05	—	—	—	—	0.15	余量
	C4	6.0	0.6	0.6	1.5	—	—	—	—	—	余量
	C5	4.0	1.2	0.2	—	—	—	—	—	—	余量
	C6	4.0	1.5	0.2	—	—	0.05	0.05	0.05	0.05	余量
	C7	4.0	0.2	1.5	—	—	—	—	—	—	余量
	C8	4.0	0.2	2.0	—	—	0.3	—	—	—	余量
	C9	4.0	0.2	0.2	1.8	—	—	0.3	—	—	余量

[0109]

	C10	4.0	0.2	0.2	-	0.5	-	-	0.3	-	余量
	C11	4.0	0.2	0.2	-	2.0	-	-	-	0.3	余量
	C12	4.0	0.2	0.2	-	3.0	-	-	-	-	余量
比 较 例	C13	4.0	1.7	0.2	-	-	-	-	-	-	余量
	C14	4.0	0.2	2.2	-	-	-	-	-	-	余量
	C15	4.0	0.2	0.2	2.0	-	4.0	4.0	4.0	4.0	余量
	C16	0.3	0.2	0.2	-	-	-	-	-	-	余量
	C17	6.5	0.2	0.2	-	-	-	-	-	-	余量
	C18	4.0	0.2	0.2	-	3.5	-	-	-	-	余量

[0110] 表 4

[0111]

		铸造速度 V(mm/分)	冷却水量 W(kg/分·cm)	式(1)右边值
本 发 明 例	D1	50	6	26
	D2	55	4	26
	D3	60	2	26
	D4	65	1	27
	D5	80	2	34
	D6	100	1	41
比 较 例	D7	50	4	24
	D8	55	2	24
	D9	58	1	24.2

[0112] 使用上述合金,在心材合金的一面上作为表层材料 1 组合表 2 的钎料合金,在另一面上作为表层材料 2 组合表 2 的钎料合金或表 3 的牺牲阳极材料合金。也可以不组合表层材料 2 作为二层材料。对上述层合材料施以加热工序以及热包层轧制工序,制作 3.5mm 厚度的二层或三层的包层材料。表 5 表示加热工序以及热包层轧制工序的条件。又,心材,表层材料 1,表层材料 2 的组合表示在表 6、表 7 中。

[0113] 表 5

[0114]

		加热工序		热包层轧制工序				
				达到板厚 减少50mm		达到板厚20mm		直到热 轧结束
		时间 (h)	温度 (℃)	时间 (分)	到达温度 (℃)	时间 (分)	到达温度 (℃)	时间 (分)
本 发 明 例	E1	5	480	2	430	7	360	23
	E2	5	480	5	420	7	340	33
	E3	5	480	2	430	10	340	33
	E4	8	500	2	450	5	380	21
	E5	1	410	2	400	5	300	20
比 较 例	E6	15	480	2	430	7	360	23
	E7	5	520	2	430	7	360	23
	E8	5	480	10	430	7	360	23
	E9	5	480	2	470	7	360	23
	E10	5	480	2	430	15	360	23
	E11	5	480	2	430	7	420	23
	E12	5	480	2	430	7	360	45
	E13	5	380	—	—	—	—	—

[0115] 表 6

[0116]

	No.	心材	表层材料1	表层材料2	制造工序		制造性
本 发 明 例	1	A1	B1	C1	D5	E1	○
	2	A2	B2	C2	D5	E1	○
	3	A3	B3	C3	D5	E1	○
	4	A4	B4	C4	D5	E1	○
	5	A5	B5	C5	D5	E1	○
	6	A6	B6	C6	D5	E1	○
	7	A7	B7	C7	D5	E1	○

[0117]

	8	A8	B8	C8	D5	E1	○
	9	A1	B1	C9	D5	E1	○
	10	A1	B1	C10	D5	E1	○
	11	A1	B1	C11	D5	E1	○
	12	A1	B1	C12	D5	E1	○
比 较 例	13	A9	B1	C1	D5	E1	○
	14	A10	B1	C1	D5	E1	○
	15	A11	B1	C1	D5	E1	○
	16	A12	B1	C1	D5	E1	×
	17	A13	B1	C1	D5	E1	×
	18	A14	B1	C1	D5	E1	×
	19	A15	B1	C1	D5	E1	○
	20	A16	B1	C1	D5	E1	○
	21	A17	B1	C1	D5	E1	○
	22	A1	B9	C1	D5	E1	○
	23	A1	B10	C1	D5	E1	○
	24	A1	B11	C1	D5	E1	○
	25	A1	B12	C1	D5	E1	○
	26	A1	B13	C1	D5	E1	○
	27	A1	B1	C13	D5	E1	○
	28	A1	B1	C14	D5	E1	×
	29	A1	B1	C15	D5	E1	×
	30	A1	B1	C16	D5	E1	○
	31	A1	B1	C17	D5	E1	○
	32	A1	B1	C18	D5	E1	×

[0118] 表 7

[0119]

	No.	心材	表层材料1	表层材料2	制造工序		制造性
本 发 明 例	33	A1	B1	B1	D1	E1	○
	34	A1	B2	B1	D2	E1	○
	35	A1	B3	B1	D3	E1	○
	36	A1	B4	B1	D4	E1	○
	37	A1	B5	B1	D5	E1	○
	38	A1	B6	B1	D6	E1	○
	39	A1	B7	B1	D5	E1	○
	40	A1	B8	无	D5	E2	○
	41	A1	B1	无	D5	E3	○
	42	A1	B1	无	D5	E4	○
	43	A1	B1	无	D5	E5	○
比 较 例	44	A1	B1	C1	D7	E1	○
	45	A1	B1	C1	D8	E1	○
	46	A1	B1	C1	D9	E1	○
	47	A1	B1	C1	D4	E6	○
	48	A1	B1	C1	D4	E7	○
	49	A1	B1	C1	D4	E8	○
	50	A1	B1	C1	D4	E9	○
	51	A1	B1	C1	D4	E10	○
	52	A1	B1	C1	D4	E11	○
	53	A1	B1	C1	D4	E12	○
	54	A1	B1	C1	D4	E13	×
	55	A1	B1	无	D7	E1	○
	56	A1	B1	无	D8	E1	○
	57	A1	B1	无	D9	E1	○
	58	A1	B1	无	D4	E6	○
	59	A1	B1	无	D4	E7	○

[0120]

	60	A1	B1	无	D4	E8	○
	61	A1	B1	B1	D4	E9	○
	62	A1	B1	B1	D4	E10	○
	63	A1	B1	B1	D4	E11	○
	64	A1	B1	B1	D4	E12	○
	65	A1	B1	B1	D4	E13	×

[0121] 对上述包层材料施以在 400℃温度保持 5 小时的中间退火,以及最终冷轧, H1n 调质处理的最终板厚 0.5mm 的钎焊片材试料。中间退火后的冷轧率都设为 40%。表 6、表 7 所示的在表 4 及表 5 条件下的制造工序中,没有发生问题,能轧制到 0.5mm 的最终板厚场合,制造性设为“○”,牺牲阳极材料的过剩伸长,以及心材和牺牲阳极材料的压接不良发生场合,制造性设为“×”,表示在表 6、表 7。

[0122] 对上述钎焊片材试料进行以下各评价的结果表示在表 8、表 9。关于表 6、表 7 中的制造性为“×”者,不能制造试料,因此,不能进行以下评价。

[0123] 表 8

[0124]

	No.	金属互化物的面积率 (%)	钎焊后的心材中的 Mn 固溶量 (质量%)	钎焊后的拉伸强度 (MPa)	钎焊性	腐蚀深度	
						钎料	牺牲阳极材料
本发明例	1	3.5	0.32	179(○)	○	—	○
	2	3.5	0.33	197(○)	○	—	○
	3	3.2	0.38	182(○)	○	—	○
	4	3.8	0.41	178(○)	○	—	○
	5	3.2	0.31	173(○)	○	—	○
	6	2.6	0.23	165(○)	○	○	○
	7	4.1	0.45	189(○)	○	○	○
	8	3.2	0.35	193(○)	○	○	○

[0125]

	9	3.4	0.32	180(○)	○	-	○
	10	3.6	0.33	180(○)	○	-	○
	11	3.3	0.30	189(○)	○	-	○
	12	3.6	0.30	188(○)	○	-	○
比 较 例	13	3.8	0.28	186(○)	×	-	○
	14	3.9	0.32	196(○)	×	-	○
	15	3.9	0.33	177(○)	×	-	○
	16	-	-	-	-	-	-
	17	-	-	-	-	-	-
	18	-	-	-	-	-	-
	19	2.7	0.18	132(×)	○	-	○
	20	3.1	0.40	129(×)	○	-	○
	21	3.1	0.32	135(×)	○	-	○
	22	3.5	0.31	176(○)	○	×	○
	23	3.4	0.30	178(○)	○	×	○
	24	3.5	0.32	178(○)	×	-	○
	25	3.5	0.30	181(○)	×	-	○
	26	3.2	0.34	179(○)	×	-	○
	27	3.6	0.31	179(○)	○	-	×
	28	-	-	-	-	-	-
	29	-	-	-	-	-	-
	30	3.1	0.32	178(○)	○	-	×
	31	3.3	0.33	176(○)	○	-	×
	32	-	-	-	-	-	-

[0126] 表 9

[0127]

	No.	金属互化物的面积率 (%)	钎焊后的心材中的 Mn 固溶量 (质量%)	钎焊后的拉伸强度 (MPa)	钎焊性	腐蚀深度	
						钎料	牺牲阳极材料
本发明例	33	4.1	0.28	172(○)	○	—	—
	34	4.2	0.30	173(○)	○	—	—
	35	4.0	0.27	178(○)	○	—	—
	36	3.9	0.30	181(○)	○	—	—
	37	2.7	0.41	183(○)	○	—	—
	38	1.8	0.49	185(○)	○	○	—
	39	4.0	0.24	172(○)	○	○	—
	40	4.1	0.25	172(○)	○	○	—
	41	4.3	0.23	173(○)	○	—	—
	42	4.1	0.23	173(○)	○	—	—
	43	2.5	0.20	188(○)	○	—	—
比较例	44	6.2	0.15	130(×)	○	—	○
	45	6.3	0.12	135(×)	○	—	○
	46	5.9	0.18	132(×)	○	—	○
	47	5.8	0.17	140(×)	○	—	○
	48	5.9	0.16	141(×)	○	—	○
	49	6.0	0.12	131(×)	○	—	○
	50	5.5	0.15	130(×)	○	—	○
	51	5.3	0.18	135(×)	○	—	○
	52	5.9	0.11	133(×)	○	—	○
	53	6.0	0.12	130(×)	○	—	○
	54	—	—	—	—	—	—
	55	6.1	0.13	133(×)	○	—	—
	56	6.3	0.14	138(×)	○	—	—

[0128]

57	5.8	0.19	134(×)	○	—	—
58	5.9	0.16	142(×)	○	—	—
59	5.9	0.16	144(×)	○	—	—
60	6.1	0.12	135(×)	○	—	—
61	5.7	0.12	133(×)	○	—	—
62	5.2	0.17	138(×)	○	—	—
63	5.7	0.11	137(×)	○	—	—
64	5.9	0.12	133(×)	○	—	—
65	—	—	—	—	—	—

[0129] (金属互化物的面积率的测定)

[0130] 关于各钎焊片材试料的心材部分,用研磨对 L-LT 面进行表面找正,通过扫描型透射电子显微镜 (STEM) 进行观察调查。这时,使用电子分光装置 (EELS),测定观察部的膜厚,仅仅在膜厚 $0.1 \sim 0.15 \mu\text{m}$ 处进行 STEM 观察,对各样本以 1000 倍的倍率观察 10 视野,图像解析各视野的 STEM 照片,求取 $0.2 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 尺寸的金属互化物的面积率。

[0131] (钎焊后心材中的 Mn 固溶量的测定)

[0132] 对钎焊片材试料施以 600°C 3 分钟的热处理 (相当于钎焊加热),通过苛性浸蚀将上述钎焊片材试料除去表层材料后,溶解在酚醛溶液,通过过滤除去未溶解的金属互化物,供给发光分析而测定。

[0133] (钎焊后拉伸强度的测定)

[0134] 对钎焊片材试料施以 600°C 3 分钟的热处理 (相当于钎焊加热),在拉伸速度 10mm/分 ,测量长 50mm 条件下,按照 JIS Z2241 标准,进行拉伸试验。从所得到的应力-应变曲线,读取拉伸强度。其结果,将拉伸强度为 150MPa 以上场合作为合格 (○),不足上述数值场合作为不合格 (×)。

[0135] (钎焊性的评价)

[0136] 使得 3003 合金波纹成形得到散热片材料,将该散热片材料配置在钎焊片材试料的钎料面,浸渍在 5% 的氟化物焊剂水溶液中,进行 600°C 3 分钟的钎焊加热。将该试验心材的散热片接合率为 95% 以上,且钎焊片材试料不产生熔融场合,作为钎焊性合格 (○),散热片接合率不足 95%,或钎焊片材试料产生熔融场合作为钎焊性不合格 (×)。

[0137] (腐蚀深度的测定)

[0138] 对钎焊片材试料施以 600°C 3 分钟的热处理 (相当于钎焊加热) 后,切出 $50\text{mm} \times 50\text{mm}$,由树脂掩蔽试验面的相反侧。在此,所谓试验面,对于在钎料中添加 Zn 的试料,将钎料面作为试验面,对于牺牲阳极材料被包层的试料,将牺牲阳极材料面作为试验面。对于上述状况以外的试料,不实行耐腐蚀性的评价。试验面为钎料场合,根据 ASTM-G85 进行 SWAAT 试验,500 小时不产生腐蚀贯通的作为合格 (○),产生腐蚀贯通的作为不合格 (×)。试验面为牺牲阳极材料场合,在含有 Cl^-500ppm 、 $\text{SO}_4^{2-}100\text{ppm}$ 、 $\text{Cu}^{2+}10\text{ppm}$ 的 88°C 的高温水中 8 小时,室温放置 16 小时,将上述作为一个周期,进行周期浸渍试验,实施三个月,不

产生腐蚀贯通的作为合格(○),产生腐蚀贯通的作为不合格(×)。

[0139] 在本发明例 1~12 以及 33~43 中,满足本发明规定的条件,制造性、金属互化物的面积率、钎焊后心材中的固溶 Mn 量、钎焊后的拉伸强度、钎焊性、腐蚀深度各项都合格。在钎料中添加 Zn 的本发明例 6~8、38~40,即使钎料面的腐蚀深度也很优异。

[0140] 在比较例 13 中,心材的 Si 成份过多,因此,在钎焊中,心材发生熔融,钎焊性不合格。

[0141] 在比较例 14 中,心材的 Mg 成份过多,因此,与散热片产生未接合,钎焊性不合格。

[0142] 在比较例 15 中,心材的 Fe 成份过多,因此,产生钎料向心材的侵蚀,钎焊性不合格。

[0143] 在比较例 16 中,心材的 Ti、Cr、Zr、V 成份过多,因此,轧制中产生裂纹,不能制造钎焊片材。

[0144] 在比较例 17 中,心材的 Mn 成份过多,因此,轧制中产生裂纹,不能制造钎焊片材。

[0145] 在比较例 18 中,心材的 Cu 成份过多,因此,铸造中产生裂纹,不能制造钎焊片材。

[0146] 在比较例 19 中,心材的 Mn 成份过少,因此,钎焊后的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0147] 在比较例 20 中,心材的 Cu 成份过少,因此,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0148] 在比较例 21 中,心材的 Si 成份过少,因此,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0149] 在比较例 22 中,钎料的 Zn 成份过多,因此,耐腐蚀性不合格。

[0150] 在比较例 23 中,钎料的 Zn 成份过少,因此,耐腐蚀性不合格。

[0151] 在比较例 24 中,钎料的 Si 成份过少,因此,与散热片产生未接合,钎焊性不合格。

[0152] 在比较例 25 中,钎料的 Si 成份过多,因此,产生散热片的熔融,钎焊性不合格。

[0153] 在比较例 26 中,钎料的 Fe 成份过多,因此,与散热片产生未接合,钎焊性不合格。

[0154] 在比较例 27 中,牺牲阳极材料的 Si 成份过多,因此,耐腐蚀性不合格。

[0155] 在比较例 28 中,牺牲阳极材料的 Fe 成份过多,因此,轧制中产生裂纹,不能制造钎焊片材。

[0156] 在比较例 29 中,牺牲阳极材料的 Mn、Cr、Zr、Ti、V 成份过多,因此,轧制中产生裂纹,不能制造钎焊片材。

[0157] 在比较例 30 中,牺牲阳极材料的 Zn 成份过少,因此,耐腐蚀性不合格。

[0158] 在比较例 31 中,牺牲阳极材料的 Zn 成份过多,因此,耐腐蚀性不合格。

[0159] 在比较例 32 中,牺牲阳极材料的 Mg 成份过多,因此,在热轧中,心材和牺牲阳极材料不能压接,不能制造钎焊片材。

[0160] 在比较例 44~46 以及 55~57 中,心材铸造条件式(1)的右边的值过低,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0161] 在比较例 47 以及 58 中,加热工序的加热保持时间过长,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0162] 在比较例 48 以及 59 中,加热工序的加热温度过高,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0163] 在比较例 49 以及 60 中,在热包层轧制工序中,板厚减少量达到 50mm 所需时间过

长,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0164] 在比较例 50 以及 61 中,在热包层轧制工序中,在板厚减少量达到 50mm 时刻的钎焊片材的温度过高,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0165] 在比较例 51 以及 62 中,在热包层轧制工序中,板厚减少量超过 50mm 后到板厚成为 20mm 的时间过长,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0166] 在比较例 52 以及 63 中,在热包层轧制工序中,在板厚达到 20mm 时刻的钎焊片材的温度过高,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0167] 在比较例 53 以及 64 中,热包层轧制工序所需要的全部时间过长,因此,金属互化物的面积率过大,且钎焊后心材中的 Mn 固溶量过少。其结果,钎焊后的拉伸强度不合格。

[0168] 在比较例 54 以及 65 中,加热工序的加热温度过低,因此,热包层轧制时不能充分压接,不能制造钎焊片材。

[0169] 下面说明产业上的可利用性

[0170] 本发明涉及的铝合金钎焊片材钎焊后强度高,散热片接合率、耐环境性等的钎焊性及耐腐蚀性也优异。尤其轻量性及高的热传导性很优异,因此,作为汽车用热交换器的管材特别合适。

[0171] 上面参照附图说明本发明实施例,但本发明不局限于上述实施例。在本发明技术思想范围内可作种种变更,都属于本发明的保护范围。