



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 116848277 A

(43) 申请公布日 2023. 10. 03

(21) 申请号 202280015276.X

(22) 申请日 2022.01.06

(30) 优先权数据

2021-022372 2021.02.16 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2023.08.16

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/000183 2022.01.06

(87) PCT国际申请的公布数据

W02022/176420 JA 2022.08.25

(71) 申请人 株式会社UACJ

地址 日本东京都

(72) 发明人 户谷友贵 土公武宜

(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

专利代理师 刘新宇 闫俊萍

(51) Int.Cl.

G22C 21/02 (2006.01)

权利要求书2页 说明书18页 附图5页

(54) 发明名称

铝合金板、其制造方法以及热交换器

(57) 摘要

一种铝合金板,其特征在于,其具有以单层进行加热接合的功能,其由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370 μm以上,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。根据本发明,能够提供一种具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板,并且是加热接合时的耐变形性高的铝合金板。

1. 一种铝合金板,其特征在于,其具有以单层进行加热接合的功能,

其由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,

在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。

2. 根据权利要求1所述的铝合金板,其特征在于,还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的铝合金板,其特征在于,还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的铝合金板,其特征在于,板厚为0.30mm以下。

5. 一种铝合金板的制造方法,其特征在于,其具有:

铸造工序,通过连续铸造轧制而铸造如下铝合金的铸造轧制板,所述铸造轧制板含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质;以及

冷轧工序,对该铸造轧制板进行2次以上的冷轧,

在从铸造工序后至冷轧工序的最终冷轧前为止的期间,进行1次以上的退火处理,

所有退火处理中的退火条件为退火温度200~550℃、退火时间1~10小时的条件。

6. 根据权利要求5所述的铝合金板的制造方法,其特征在于,所述铸造轧制板还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

7. 根据权利要求5或6所述的铝合金板的制造方法,其特征在于,所述铸造轧制板还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

8. 一种热交换器,其特征在于,所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片,

该管是使用由铝合金构成的热交换器用管材形成的,

该翅片是使用具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板形成的,所述铝合金板由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,

该翅片的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。

9. 根据权利要求8所述的热交换器,其特征在于,所述翅片还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

10. 根据权利要求8或9所述的热交换器,其特征在于,所述翅片还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

11. 一种热交换器,其特征在于,所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片,

所述热交换器如下得到:至少将由铝合金构成的热交换器用管材和由铝合金构成的热交换器用翅片材料组合,接着对得到的组合体进行加热,将该热交换器用管材和该热交换器用翅片材料接合,

该热交换器用翅片材料为权利要求1~4中任一项所述的铝合金板的成型体。

铝合金板、其制造方法以及热交换器

技术领域

[0001] 本发明涉及单层加热接合用的铝合金板和使用其制造的热交换器。

背景技术

[0002] 在热交换器、散热器等由铝材料构成,并具有多个金属接合部的制品的制造方法中,大多使用钎焊。作为钎焊用的铝材料,使用了在由铝材料构成的芯材上包覆钎料的硬钎焊片材或预置钎料。但是,由于制造成本和材料成本的关系,如硬钎焊片材那样的多层重叠接合的包覆材料、或预置钎料那样的附加接合材料的使用成为热交换器等成本上升的主要原因。

[0003] 因此,近年来,提出了能够以单层进行加热接合的铝合金材料(例如专利文献1)。该铝合金材料由Al-Si系合金构成,将通过加热在合金材料内部生成的液相用于接合。根据该铝合金材料,由于上述的液相作为钎料起作用,所以在为单层且不使用预置钎料等接合材料的情况下,也可以与其他部件接合。另外,在本发明中,将这样即使没有接合材料也能够通过加热进行接合称为“加热接合功能”。另外,将利用具有该以单层进行加热接合的功能的铝合金材料的接合称为“加热接合”,此时的加热温度称为“加热接合温度”。

[0004] 对于具有以单层进行加热接合的功能的铝合金材料,由于在加热接合中材料成为半熔融状态,因此确保钎焊温度下的耐变形性是重要的。作为提高铝合金材料的耐变形性的方法,例如,在专利文献2中明确了一种铝合金材料,通过形成钎焊加热后的晶粒变得粗大、抑制了晶界处的液相生成的金相组织,其耐变形性优异,具有以单层进行加热接合的功能。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献1:日本专利5436714号说明书

[0008] 专利文献2:日本专利5345264号说明书

发明内容

[0009] 发明要解决的问题

[0010] 然而,根据本发明人等的研究,现有的具有以单层进行加热接合的功能的铝合金材料在加热接合时的耐变形性有时会变得不充分。

[0011] 因此,本发明的目的在于提供一种具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板,并且是加热接合时的耐变形性高的铝合金板。

[0012] 用于解决问题的方案

[0013] 为了解决上述课题,本发明人等对具有以单层进行加热接合的功能的铝合金材料的加热接合后的晶体组织与耐变形性的关系进行了研究,结果发现,由板厚方向的晶粒引起的晶界滑移对耐变形性产生影响。而且,本发明人等发现,将铝合金板的金相组织(加热接合前的金相组织)控制为如下那样的金相组织,即利用加热接合的加热后的与轧制面平

行的平面和板厚方向的各自的组织处于合适的状态,成为耐变形性优异的具有以单层进行加热接合的功能的铝合金材料,完成了本发明。

[0014] 即,本发明(1)提供一种铝合金板,其特征在于,其为具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板,

[0015] 其由如下铝合金构成,所述铝合金含有:1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量由Al和不可避免的杂质组成,

[0016] 在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。

[0017] 另外,本发明(2)提供根据(1)的铝合金板,其特征在于,还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

[0018] 另外,本发明(3)提供根据(1)或(2)的铝合金板,其特征在于,还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

[0019] 另外,本发明(4)提供根据(1)~(3)任一项的铝合金板,其特征在于,板厚为0.30mm以下。

[0020] 另外,本发明(5)提供一种铝合金板的制造方法,其特征在于,其具有:

[0021] 铸造工序,通过连续铸造轧制而铸造如下铝合金的铸造轧制板,所述铸造轧制板含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质;以及

[0022] 冷轧工序,对该铸造轧制板进行2次以上的冷轧,

[0023] 在从铸造工序后至冷轧工序的最终冷轧前为止的期间,进行1次以上的退火处理,

[0024] 所有退火处理中的退火条件为退火温度200~550℃、退火时间1~10小时的条件。

[0025] 另外,本发明(6)提供根据(5)的铝合金板的制造方法,其特征在于,所述铸造轧制板还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

[0026] 另外,本发明(7)提供根据(5)或(6)的铝合金板的制造方法,其特征在于,所述铸造轧制板还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

[0027] 另外,本发明(8)提供一种热交换器,其特征在于,所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片,

[0028] 该管是使用由铝合金构成的热交换器用管材形成的,

[0029] 该翅片是使用具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板形成的,所述铝合金板由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,

[0030] 该翅片的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且板厚方向的平均

晶粒数为1.5个以上。

[0031] 另外,本发明(9)提供根据(8)的热交换器,其特征在于,所述翅片还含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti和0.30质量%以下的V中的任意1种或2种以上。

[0032] 另外,本发明(10)提供根据(8)或(9)的热交换器,其特征在于,所述翅片还含有0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。

[0033] 另外,本发明(11)提供一种热交换器,其特征在于,所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片,

[0034] 所述热交换器如下得到:至少将由铝合金构成的热交换器用管材和由铝合金构成的热交换器用翅片材料组合,接着对得到的组合体进行加热,将该热交换器用管材和该热交换器用翅片材料接合,

[0035] 该热交换器用翅片材料为(1)~(4)任一项的铝合金板的成型体。

[0036] 发明的效果

[0037] 根据本发明,可以提供一种具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板,并且是加热接合时的耐变形性高的铝合金板。

附图说明

[0038] 图1是作为代表性的二元系共晶合金的Al-Si合金的示意相图。

[0039] 图2是示出在使用了本发明涉及的铝合金板的接合中,形成本发明涉及的铝合金板的铝合金中的液相的生成机制的说明图。

[0040] 图3是示出在使用了本发明涉及的铝合金板的接合中,形成本发明涉及的铝合金板的铝合金中的液相的生成机制的说明图。

[0041] 图4是作为代表性的二元系共晶合金的Al-Si合金的示意相图。

[0042] 图5是用于说明加热试验后的板厚方向的平均晶粒数的测定方法的图。

[0043] 图6是耐变形性试验的示意图。

[0044] 图7是实施例1的样品材料的加热接合试验结果。

具体实施方式

[0045] 本发明的铝合金板的特征在于,其具有以单层进行加热接合的功能,

[0046] 其由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,

[0047] 在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。

[0048] 本发明的铝合金板含有Si、Fe和Mn作为必需元素。需要说明的是,本发明的铝合金板由必需元素、根据需要而添加的任意添加元素、以及作为除它们之外的余量的铝和不可避免的杂质构成。

[0049] 本发明的铝合金板由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质。也就是说,本发明的铝合金板由铝合金构成。

[0050] 另外,本发明的铝合金板涉及的铝合金作为任意添加元素,还可以含有6.00质量%以下的Zn、3.00质量%以下的Mg、1.50质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Ni、0.30质量%以下的Cr、0.30质量%以下的Zr、0.30质量%以下的Ti、0.30质量%以下的V、0.10质量%以下的Be、0.10质量%以下的Sr、0.30质量%以下的Bi、0.10质量%以下的Na和0.05质量%以下的Ca中的任意1种或2种以上。另外,本发明的铝合金板涉及的铝合金作为任意添加元素,也可以含有0.10质量%以下的In、0.10质量%以下的Sn、0.10质量%以下的稀土元素。

[0051] Si是生成Al-Si系的液相,有助于接合的元素。本发明的铝合金板涉及的铝合金的Si含量为1.50~5.00质量%、优选为1.60~3.50质量%、更优选为2.00~3.00质量%。通过铝合金的Si含量在上述范围内,能够生成足够量的液相,液相的渗出量变得充分,因此能够良好地接合,另外,加热中材料强度不会过度降低,能够维持形状。进而,通过铝合金的Si含量在上述范围内,铝合金的固相线和液相线的温度差变大,因此板厚中心附近在铸造时至凝固结束为止的时间变长。其结果,产生溶质原子从表层附近向中心部的排出,由于更高浓度化的溶质原子,第二相颗粒密集地存在,晶粒的生长在板厚中心部受到阻碍,由此在加热接合时,板厚方向的晶粒数变大,晶界滑移引起的变形得到抑制。需要说明的是,由于板厚越厚、加热温度越高,渗出的液相的量越多,所以加热接合时所需的液相的量根据制造的热交换器的翅片的结构或尺寸来调节,并且根据加热接合时所需的液相的量来调节铝合金的Si含量、加热接合温度。另一方面,若铝合金的Si含量低于上述范围,则无法生成足够量的液相,液相的渗出变少,接合不完全,另外,若超过上述范围,则铝合金材料中的Si颗粒变多,液相的生成量变多,因此加热中的材料强度极端降低,难以维持作为翅片材料的形状。

[0052] Fe除了具有在基体中稍微固溶而使强度提高的效果之外,还作为结晶物、析出物分散,特别具有防止高温下的强度降低的效果。本发明的铝合金板涉及的铝合金的Fe含量为0.01~2.00质量%、优选为0.20~1.00质量%。通过铝合金的Fe含量在上述范围内,强度变高,另外,防止高温下的强度降低。另一方面,若铝合金的Fe含量低于上述范围,则不仅上述效果小,而且需要使用高纯度的坯而成本上升。另外,若铝合金的Fe含量超过上述范围,则在铸造时生成粗大的金属间化合物,制造性上产生问题,接合体暴露于腐蚀环境(特别是液体流动的那种腐蚀环境)时耐腐蚀性变低,进而,由于因接合时的加热而再结晶的晶粒微细化,耐变形性变低。

[0053] Mn在铸造时固溶于铝基体,在之后的加工工序中促进圆当量直径为0.01~0.50 μm 的Al系金属间化合物的形成。本发明的铝合金板涉及的铝合金的Mn含量为0.50~2.00质量%、优选为0.80~1.50质量%。通过铝合金的Mn含量在上述范围内,圆当量直径为0.01~0.50 μm 的Al系金属间化合物的存在量变得充分,得到合适强度的钉扎效应,仅有限的晶粒生长,可得到粗大的晶粒,因此通过粗大的晶粒,晶界滑移得到抑制,耐变形性变高。另一方面,若铝合金的Mn含量低于上述范围,则无法充分得到上述效果,耐变形性变低,另外,若超过上述范围,则在铸造时生成粗大的金属间化合物,制造性上产生问题。

[0054] 本发明的铝合金板涉及的铝合金除了Si、Fe和Mn之外,根据需要,作为任意添加元

素还可以含有Mg、Cu、Ni、Cr、Zr、Ti、V、Be、Sr、Bi、Na、Ca、Zn、In、Sn和稀土元素中的任意1种或2种以上。

[0055] Mg在加热接合后,成为 Mg_2Si 产生时效硬化使强度提高。因此,Mg是发挥提高强度的效果的添加元素。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Mg的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Mg含量为3.00质量%以下、优选为0.05~3.00质量%。通过铝合金的Mg含量在上述范围内,强度变高。另一方面,若铝合金的Mg含量超过上述范围,则Mg与焊剂反应,形成高熔点的化合物,因此接合性显著降低。需要说明的是,在本发明中,Mg和除Mg以外的其他合金成分在规定含量以下这种情况也包括0质量%。

[0056] Cu是固溶于基体中使强度提高的添加元素。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Cu的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Cu含量为1.50质量%以下、优选为0.05~1.50质量%。通过铝合金的Cu含量在上述范围内,强度变高。另一方面,若铝合金的Cu含量超过上述范围,则耐腐蚀性变低。

[0057] Ni具有作为金属间化合物结晶或析出,通过分散强化而使加热接合后的强度提高的效果。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Ni的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Ni含量为2.00质量%以下、优选为0.05~2.00质量%。铝合金的Ni含量通过在上述范围内,强度变高。另一方面,若铝合金的Ni含量超过上述范围,则变得容易形成粗大的金属间化合物,加工性变低,另外,自耐腐蚀性也变低。

[0058] Cr通过固溶强化而使强度提高,另外,Al-Cr系的金属间化合物析出,作用于加热后的晶粒粗大化。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Cr的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Cr含量为0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%。通过铝合金的Cr含量在上述范围内,强度变高。另一方面,若铝合金的Cr含量超过上述范围,则变得容易形成粗大的金属间化合物,塑性加工性变低。

[0059] Zr发挥作为Al-Zr系的金属间化合物析出,通过分散强化而使加热接合后的强度提高的效果。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Zr的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Zr含量为0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%。通过铝合金的Zr含量在上述范围内,强度变高。另一方面,若铝合金的Zr含量超过上述范围,则变得容易形成粗大的金属间化合物,塑性加工性变低。

[0060] Ti、V除了固溶于基体中使强度提高之外,还具有层状分布而防止板厚方向的腐蚀扩展的效果。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Ti的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Ti含量为0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%。另外,在铝合金含有V的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的V含量为0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%。通过铝合金的Ti含量或V含量在上述范围内,强度变高,另外,可以防止板厚方向的腐蚀扩展。另一方面,若铝合金的Ti含量或V含量超过上述范围,则产生巨大结晶物,成型性、耐腐蚀性受到阻碍。

[0061] Zn是通过牺牲防腐蚀作用提高耐腐蚀性的有效元素。Zn具有几乎均匀地固溶于基体中而使自然电位变低的作用。例如,将本发明的铝合金材料作为翅片材料,通过使其变低,能够发挥相对地抑制与翅片接合的管的腐蚀的牺牲防腐蚀作用。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Zn的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Zn含量为6.00质量%以下、优选为0.05~6.00质量%、特别优选为0.10~5.00质量%。通过铝合金的Zn含量在上述

范围内,耐腐蚀性变高。另一方面,若铝合金的Zn含量超过上述范围,则腐蚀速度变得过快而自耐腐蚀性变低,牺牲防腐蚀作用也变低。

[0062] Be、Sr、Bi、Na、Ca通过使Si颗粒微细分散,使液相的流动性提高等,能够提高接合性。在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Be的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Be含量为0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%。另外,在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Sr的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Sr含量为0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%。另外,在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Bi的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Bi含量为0.30质量%以下、优选为0.0001~0.30质量%。另外,这本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Na的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Na含量为0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%。另外,在本发明的铝合金板涉及的铝合金含有Ca的情况下,本发明的铝合金板涉及的铝合金的Ca含量为0.05质量%以下、优选为0.0001~0.05质量%。通过铝合金的Be含量、Sr含量、Bi含量、Na含量或Ca含量在上述范围内,接合性变高。另一方面,若铝合金的Be含量、Sr含量、Bi含量、Na含量或Ca含量超过上述范围,则有时产生耐腐蚀性降低等弊端。需要说明的是,当铝合金含有Be、Sr、Bi、Na和Ca中的1种或2种以上时,各添加成分均需要在上述成分范围内。另外,本发明的铝合金板涉及的铝合金也可以含有0.10质量%以下的In、0.10质量%以下的Sn、0.10质量%以下的稀土元素。

[0063] 本发明的铝合金板在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上、优选为370~1500μm、特别优选为400~1500μm,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为1.5~10.0个。也就是说,本发明的铝合金板通过从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热,从而具有加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上、优选为370~1500μm、特别优选为400~1500μm,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为1.5~10.0个的金相组织。本发明人等发现,通过从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热,从而具有与轧制面平行的面中的平均晶粒直径和板厚方向的平均晶粒数成为上述范围的那样的金相组织的铝合金板在以单层的加热接合中,在加热中材料难以变形。

[0064] 本发明的铝合金板在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的

与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径为 $370\mu\text{m}$ 以上、优选为 $370\sim 1500\mu\text{m}$ 、特别优选为 $400\sim 1500\mu\text{m}$ 。在具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板中,加热接合的加热时,晶界部分熔融,因此当晶粒小时,在晶界容易产生晶粒彼此的错位而发生变形。因此,在从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温并于 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,优选从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下、优选以 $45^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温,从 400°C 至 580°C 以 8 ± 3 分钟进行升温,从 580°C 至保持温度以 8 ± 3 分钟进行升温,在 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,铝合金板的加热试验后的与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径为上述范围内的,在加热接合时难以产生晶粒彼此的错位,因此加热接合时的耐变形性变高。需要说明的是,加热中的平均晶粒的观察极其困难,因此根据加热后的平均晶粒直径来判断。另外,上述平均晶粒直径的上限值没有特别限定,但上述平均晶粒直径依赖于铝合金材料的制造条件和加热接合时的加热条件,上述平均晶粒直径的上限为 $1500\mu\text{m}$ 左右。

[0065] 在本发明中,与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径通过利用光学显微镜观察镜面研磨后用阳极氧化法蚀刻的试样,得到晶粒组织观察图像,接着用面积计量法测定平均晶粒直径来求出。在此,面积计量法是在晶粒组织观察图像上描绘一定大小的长方体,将长方体内包的晶粒设为1,将由长方形的边切断的晶粒设为0.5,测量长方形内和长方形上的晶粒的数量,使用下述式(1)算出平均晶粒直径d的方法。

[0066] 平均晶粒直径 $d(\mu\text{m}) = ((\text{评价面积总和}(\mu\text{m}^2)/\text{晶粒数总和}(\text{个}))^{0.5}$ (1)

[0067] 需要说明的是,在本发明中,与轧制面平行的平面是垂直于板厚方向的面。

[0068] 本发明的铝合金板在从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温并于 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,优选从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下、优选以 $45^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温,从 400°C 至 580°C 以 8 ± 3 分钟进行升温,从 580°C 至保持温度以 8 ± 3 分钟进行升温,在 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为 $1.5\sim 10.0$ 个。在铝合金板中,在加热接合的加热时,板厚方向的晶粒数越多,越抑制因加热而产生的晶界滑移向板厚方向的扩展,接合时材料难以变形。因此,在从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温并于 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,优选从 300°C 至 400°C 以平均升温速度 $60^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下、优选以 $45^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 以下进行升温,从 400°C 至 580°C 以 8 ± 3 分钟进行升温,从 580°C 至保持温度以 8 ± 3 分钟进行升温,在 $600\pm 3^{\circ}\text{C}$ 下保持 5 ± 3 分钟的加热试验中,铝合金板的加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为上述范围内的,在加热接合时晶界滑移向板厚方向的扩展得到抑制,因此能够提高加热接合时的耐变形性。需要说明的是,加热中的晶粒的观察极其困难,因此根据加热后的平均晶粒数来判断。另外,上述晶粒数的上限值没有特别限定,但上述平均晶粒数依赖于铝合金材料的制造条件和加热接合时的加热条件,上述平均晶粒数的上限为 10.0 个。

[0069] 在本发明中,板厚方向的平均晶粒数如图5所示,通过利用光学显微镜以 $2000\mu\text{m}$ 以上的视场观察加热试验后的铝合金板的截面,得到晶粒组织观察图像,接着以 $200\mu\text{m}$ 的间隔以贯通板厚的方式划出切截线,测量切截线上存在的晶粒数,并将其平均而求出。例如,在图5所示的例子(图5)的情况下,以 $200\mu\text{m}$ 的间隔划有15条贯通板厚的切截线,这些全部切截线上存在的晶粒的数量合计为34个。因此,板厚方向的平均晶粒数为 $34/15=2.3$ 个。需要说明的

是,图5是利用光学显微镜观察加热试验后的铝合金板的截面的不同的3处而得到的图像。

[0070] 本发明中在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热试验,但首先,将作为试验试样的本发明的铝合金板在非活性气体气氛中加热升温,加热至600±3℃的保持温度,接着在600±3℃下保持5±3分钟,接着进行冷却至室温的加热试验,然后对加热试验后的试验试样,测定与轧制面平行的面中的平均晶粒直径和板厚方向的平均晶粒数。需要说明的是,加热试验的升温条件是从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温、接着升温至600℃的条件,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温的条件。

[0071] 本发明的铝合金板的板厚优选为0.30mm以下。作为热交换器的翅片材料适宜的板厚为0.30mm以下。而且,本发明的铝合金板即使板厚小至0.30mm以下,也具有优异的耐变形性。

[0072] 本发明的铝合金板是在液相率成为5.0%以上且35.0%以下的温度下,具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板(具有单层加热接合功能的铝合金板)。也就是说,本发明的铝合金板为单层硬钎焊片材。

[0073] 以下,对于在液相率成为5.0%以上且35.0%以下的温度下,具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板(以下也称为单层硬钎焊片材)进行说明。

[0074] 单层硬钎焊片材需要在铝合金材料中生成的液相的质量相对于该铝合金材料的总质量之比(以下记为“液相率”)成为5%以上且35%以下的温度下进行接合。若液相率超过35%,则生成的液相的量过多,铝合金材料变得难以维持形状,会产生大的变形。另一方面,若液相率小于5%,则接合变得困难。优选的液相率为5~30%,更优选的液相率为10~20%。

[0075] 对液相的生成机制进行说明。在图1中示意性地示出作为代表性的二元系共晶合金的Al-Si合金的相图。当加热Si浓度为c1的铝合金材料时,在超过共晶温度(固相线温度)Te附近的温度T1下开始生成液相。在共晶温度Te以下,如图2的(a)所示,在由晶界划分的基体中分布有结晶析出物。在此,当开始生成液相时,如图2的(b)所示,结晶析出物分布的偏析多的晶界熔融而成为液相。接着,如图2的(c)所示,作为分散在铝合金的基体中的主要添加元素成分的Si的结晶析出物颗粒、金属间化合物的周边熔融成球状而成为液相。进而如图2的(d)所示,基体中生成的该球状的液相由于界面能,随着时间的经过、温度上升而再固溶于基体中,通过固相内扩散而移动到晶界、表面。接着如图1所示,当温度上升至T2时,从相图来看液相量增加。如图1所示,当一种铝合金材料的Si浓度为小于最大固溶极限浓度的c2时,在超过固相线温度Ts2的附近开始生成液相。但是,与c1的情况不同,即将熔融之前的组织如图3的(a)所示,在基体中有时不存在结晶析出物。在这种情况下,如图3的(b)所示,首先在晶界熔融成为液相后,如图3的(c)所示,在基体中从局部的溶质元素浓度高的地方产生液相。如图3的(d)所示,基体中生成的该球状的液相与c1的情况同样地,由于界面能,随着时间的经过、温度上升而再固溶于基体中,通过固相内扩散而移动到晶界、表面。当温

度上升至T3时,从相图来看液相量增加。由此可见,本发明中的接合利用由单层硬钎焊片材(本发明涉及的热交换器用翅片材料)内部的部分熔融而生成的液相,能够实现接合和形状维持的兼顾。

[0076] 对从液相产生后至接合为止的金相组织的行为进行说明。将生成液相的单层硬钎焊片材和与其接合的铝合金对象材料组合,将它们在液相率成为5.0%以上且35.0%以下的温度下加热。然后,当用显微镜观察接合部时,如上所述,在接合中单层硬钎焊片材的表面生成的极少的液相填补了氧化覆膜因焊剂等作用而断裂的与铝合金对象材料之间的间隙。接着,位于两合金材料的接合界面附近的液相向铝合金对象材料内移动,与接合界面接触的单层硬钎焊片材的固相 α 相的晶粒继而向铝合金对象材料内生长。另一方面,铝合金对象材料的晶粒也向单层硬钎焊片材侧生长。然后,成为单层硬钎焊片材的组织进入接合界面附近的铝合金对象材料中那样的组织而接合。因此,接合界面上不会产生除单层硬钎焊片材和铝合金对象材料之外的金相组织。

[0077] 另一方面,在使用包覆有钎料的硬钎焊片材,通过钎焊加热与铝合金对象材料接合的情况下,接合部上形成有填角,观察到共晶组织,形成与使用单层硬钎焊片材通过钎焊加热与铝合金对象材料接合的情况不同的接合组织。也就是说,在使用包覆有钎料的硬钎焊片材,通过钎焊加热与铝合金对象材料接合的情况下,由于液相钎料填补接合部而形成填角,因此接合部形成与周围不同的共晶组织。另外,在焊接法中接合部也局部熔融,因此成为与其他部位不同的金相组织。

[0078] 由此,在使用单层硬钎焊片材与铝合金对象材料加热接合的情况下,接合部的金相组织仅由两被接合部件构成,或者由两被接合部件一体化而构成,在这一点上,与使用包覆有钎料的硬钎焊片材情况、利用焊接的情况相比,接合组织有区别。

[0079] 而且,由于这样的接合行为,在使用单层硬钎焊片材与铝合金对象材料加热接合的情况下,在接合工序后,几乎不会发生接合部位附近的形状变化。即,焊接法的焊道或钎焊法中的填角那样的接合后的形状变化,在使用单层硬钎焊片材与铝合金对象材料加热接合的情况下,几乎不会发生。尽管如此,与焊接法、钎焊法相同,能够利用金属键进行接合。例如,在使用包覆有钎料的硬钎焊片材(钎料包覆率为单面5%)组装拉杯(drawn cup)型的层叠型热交换器的情况下,在钎焊加热后熔融的钎料集中于接合部,因此层叠的热交换器的高度减少5~10%。因此,在制品设计中需要考虑其减少部分。与此相对,在使用单层硬钎焊片材与铝合金对象材料加热接合的情况下,接合后的尺寸变化极小,因此能够进行高精度的制品设计。

[0080] 在本发明中,测定单层硬钎焊片材的加热中的实际液相率极其困难。为此,本发明中规定的液相率设为利用平衡计算而求出。具体而言,利用Thermo-Calc Software AB公司制Thermo-Calc(注册商标)等热力学平衡计算软件根据合金组成和加热时的最高到达温度计算。

[0081] 基于图4所示的相图,说明液相率与温度的关系。图4是将图1变形而得到的。在图4中,通过温度 T_e 与横轴平行地延伸的线(以下记载为“固相线1”)、以及划分与 α 相的边界并且从固相线1的左端部向左上方延伸至纵轴的660°C的线(以下记为“固相线2”)均表示固相线。另外,从纵轴的660°C向右下方延伸与所述固相线1相接的线(以下记为“液相线1”)、以及划分与(Si+液相)的边界并且从所述相接的位置向右上方延伸的线均表示液相线。

[0082] 在此,将温度 T_2 的点设为 P_0 ,通过 P_0 划出与图的横轴平行的线,将与液相线1的交点设为 P_1 ,将与固相线2的交点设为 P_2 。Si浓度为 C_1 的Al-Si合金在温度 T_2 的条件下处于液相与固相共存的状态,其液相中的Si浓度为点 P_1 处的浓度 C_{p_1} ,其固相中的Si浓度为点 P_2 处的浓度 C_{p_2} 。而且,温度 T_2 下的液相的质量相对于总质量的比例,即液相率为线段 P_0 到 P_2 的长度相对于线段 P_1 到 P_2 的长度之比。

[0083] 如上所述,基于如图1和图4所示的二元系合金的相图,根据合金成分和温度通过作图求出液相率。另外,对于三元系以上的多组分体系也同样地,基于相图根据合金成分和温度通过作图,即使为三元系以上的多组分体系也能求出液相率。需要说明的是,三元系以上的多组分体系的相图,难以用图4那样简单的X-Y平面图来表示,但通过使用Thermo-Calc的热力学平衡计算软件,可以通过计算机计算得到液相率。

[0084] 本发明的铝合金板可以通过任何制造方法制造,例如,通过以下描述的本发明的铝合金板的制造方法适宜地制造。

[0085] 本发明的铝合金板的制造方法的特征在于,其具有:

[0086] 铸造工序,通过连续铸造轧制而铸造如下铝合金的铸造轧制板,所述铸造轧制板含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质;以及

[0087] 冷轧工序,对该铸造轧制板进行2次以上的冷轧,

[0088] 在从铸造工序后至冷轧工序的最终冷轧前为止的期间,进行1次以上的退火处理,

[0089] 所有退火处理中的退火条件为退火温度200~550℃、退火时间1~10小时的条件。

[0090] 本发明的铝合金板的制造方法至少具有:铸造工序、冷轧工序和退火处理。

[0091] 铸造工序是通过连续铸造轧制而铸造具有规定的化学组成的铝合金的铸造轧制板的工序。在连续铸造法中,凝固时的冷却速度快,因此难以形成粗大的结晶物,圆当量直径为5.0~10 μ m的Si系金属间化合物的形成得到抑制。其结果,可以减少再结晶核的数量,因此仅特定的晶粒生长,可得到粗大的晶粒。进一步,与对厚度大的铸锭进行水冷的DC(Direct Chill)铸造法相比,在连续铸造法中,宽度方向的冷却速度差较小,由溶质原子的排出而引起的富集在宽度方向容易变得均匀,因此铝合金材料的品质稳定。作为连续铸造法,只要是双辊式连续铸造轧制、双带式连续铸造等连续地铸造板状铸锭的方法,就没有特别限定。双辊式连续铸造轧制是指从耐火物制的供熔液喷嘴向一对水冷辊间供给铝熔液,连续地铸造轧制薄板的方法,已知有亨特(Hunter)法、3C法等。另外,双带式连续铸造法是在被水冷的上下相对的旋转带之间注入熔液,从而用来自带面的冷却使熔液凝固制成板坯,从带的反注入侧连续地拉出该板坯并卷绕成卷状的连续铸造方法。双辊式连续铸造轧制中,铸造时的冷却速度比半连续铸造法快几倍~几百倍。例如,半连续铸造法时的冷却速度为0.5~20℃/秒,而双辊式连续铸造轧制时的冷却速度为100~1000℃/秒。因此,双辊式连续铸造轧制具有铸造时生成的分散颗粒与半连续铸造法相比,微细且高密度分布的特征。由此抑制粗大的结晶物的产生,因此接合加热中的晶粒粗大化。另外,由于冷却速度快,可以增加添加元素的固溶量。由此,通过之后的热处理而形成微细的析出物,能够有助于接合加热中的晶粒粗大化。

[0092] 在铸造工序中,用双辊式连续铸造轧制铸造时的冷却速度优选为100~1000℃/秒。若冷却速度小于100℃/秒,则难以得到目标金相组织,另外,若超过1000℃/秒,则难以

稳定地制造。用双辊式连续铸造轧制铸造时的轧制板的速度优选为0.3~3m/分钟。铸造速度影响冷却速度。当铸造速度小于0.3m/分钟时,无法得到上述那样的充分的冷却速度,化合物变粗大。另外,当超过3m/分钟时,铸造时在辊间铝材无法充分凝固,无法得到正常的板状铸锭。用双辊式连续铸造轧制法铸造时的熔液温度优选为650~800℃、更优选为680~750℃。熔液温度是位于供熔液喷嘴正前方的流浆箱(head box)的温度。若熔液温度低于上述范围,则供熔液喷嘴内生成粗大的金属间化合物的分散颗粒,它们混入铸锭从而成为冷轧时的板断裂的原因。另外,若熔液温度超过上述范围,则铸造时在辊间铝材无法充分凝固,无法得到正常的板状铸锭。

[0093] 用双辊式连续铸造轧制铸造的板状铸锭的板厚优选为2~10mm、特别优选为4~8mm。在该厚度范围内,板厚中央部的凝固速度也快,容易得到均匀组织的组织。若板厚小于上述范围,则每单位时间通过铸造机的铝量少,难以在板宽方向上稳定地供给熔液。另一方面,若板厚超过上述范围,则难以利用辊卷绕。

[0094] 在铸造工序中,铸造由如下铝合金构成的铸造轧制板,所述铸造轧制板含有1.50~5.00质量%、优选为1.60~3.50质量%、更优选为2.00~3.00质量%的Si、0.01~2.00质量%、优选为0.20~1.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%、优选为0.80~1.50质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质。另外,进行铸造工序而得到的铸造轧制板根据需要,作为任意添加元素,还可以含有6.00质量%以下、优选为0.05~6.00质量%、特别优选为0.10~5.00质量%的Zn、3.00质量%以下、优选为0.05~3.00质量%的Mg、1.50质量%以下、优选为0.05~1.50质量%的Cu、2.00质量%以下、0.05~2.00质量%的Ni、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Cr、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Zr、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Ti、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的V、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Be、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Sr、0.30质量%以下、优选为0.0001~0.30质量%的Bi、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Na、以及0.05质量%以下、优选为0.0001~0.05质量%的Ca中的任意1种或2种以上。另外,进行铸造工序而得到的铸造轧制板根据需要,作为任意添加元素,也可以含有0.10质量%以下的In、0.10质量%以下的Sn、0.10质量%以下的稀土元素。需要说明的是,在铸造工序中,通过制备具有上述化学组成的铝合金的熔液,使用该熔液进行连续铸造轧制,可以使铸造轧制板的化学组成成为上述化学组成。

[0095] 冷轧工序是对进行铸造工序而得到的铸造轧制板进行冷轧的工序。在冷轧工序中,进行2次以上的冷轧。也就是说,在冷轧工序中,进行2次以上的冷轧的道次。冷轧工序中的冷轧的次数可适当选择。而且,在冷轧工序中,进行冷轧直至铝合金板的板厚成为最终板的板厚。也就是说,冷轧工序的最后的冷轧后的铝合金板的板厚为最终板的板厚。

[0096] 在本发明的铝合金板的制造方法中,在从铸造工序后至冷轧工序的最终冷轧前为止的期间,进行1次以上的退火处理。在本发明的铝合金板的制造方法中,作为进行退火处理的时机,有(1)进行铸造工序后且进行冷轧工序前、以及(2)冷轧工序中进行2次以上的冷轧的情况下在冷轧与冷轧之间,(1)和(2)中的任一者或两者进行1次以上、优选为1~3次、更优选为1~2次的退火处理。在冷轧工序中进行3次以上的冷轧的情况下,冷轧与冷轧之间有2个以上,但在这种情况下,也可以在冷轧工序中进行2次以上的退火处理。退火处理是为了使铝合金板软化在最终的冷轧中容易得到所期望的强度而进行的,通过该退火处理,能

够最佳地调整铝合金板中的金属间化合物的尺寸和密度、添加元素的固容量。需要说明的是,在本发明的铝合金板的制造方法中,在进行冷轧工序的最后的冷轧后,不进行退火处理。

[0097] 退火处理中的退火条件是退火温度为200~550℃、优选为250~450℃,退火时间为1~10小时。也就是说,在退火处理中,在退火温度200~550℃、优选在250~450℃下以退火时间1~10小时进行加热。若退火温度低于上述范围,则铝合金板的软化不充分,因此加热接合前的拉伸强度变高,若加热接合前的拉伸强度高,则成型性差因而芯尺寸恶化,结果耐久性变低。另外,若退火温度超过上述范围,则超过铝合金板的软化温度而在过高的温度下进行退火,在经济上不利。

[0098] 在本发明的铝合金板的制造方法中,在进行了最后的退火处理后进行的冷轧的总压下率优选为20~50%、特别优选为25~40%。通过在进行了最后的退火处理后进行的冷轧的总压下率在上述范围内,容易得到具有如下金相组织的铝合金板,即“在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验,优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温,从400℃至580℃以8±3分钟进行升温,从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温,在600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上、优选为370~1500μm、特别优选为400~1500μm,且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为1.5~10.0个的金相组织”。需要说明的是,在本发明中,最后的退火处理在仅进行1次退火处理的情况下,是指该1次退火处理,在进行2次以上的退火处理的情况下,是指这2次以上的退火处理中最后进行的退火处理。另外,在进行了最后的退火处理后进行的冷轧的总压下率A(%)是用以下式子算出的值。

[0099] $A(\%) = (B-C)/B \times 100$

[0100] A:在进行了最后的退火处理后进行的冷轧的总压下率(%)

[0101] B:刚进行了最后的退火处理后的轧制板的厚度

[0102] C:进行了最后的冷轧后的轧制板的厚度

[0103] 需要说明的是,在进行了最后的退火处理后,仅进行1次冷轧的情况下,该冷轧前的轧制板的厚度为B,该冷轧后的轧制板的厚度为C。另外,在进行了最后的退火处理后进行多次冷轧的情况下,在进行了最后的退火处理后的多次冷轧中,最初的冷轧前的轧制板的厚度为B,最后的冷轧后的轧制板的厚度为C。

[0104] 进行本发明的铝合金板的制造方法而得到的铝合金板的调质可以是O材,也可以是H材。将铝合金板设为H1n材或H2n材的情况下,最终冷轧率设为50%以下、优选为5~50%。若最终冷轧率超过50%,则加热时产生多个再结晶核,接合加热后的晶粒直径变微细。需要说明的是,若最终冷轧率小于5%,则有时实质上难以制造。

[0105] 进行本发明的铝合金板的制造方法而得到的铝合金板在液相率成为5.0%以上且35.0%以下的温度下,具有以单层进行加热接合的功能。

[0106] 在本发明的铝合金板的制造方法中,铸造工序中,用连续铸造轧制、优选用双辊式连续铸造轧制来铸造铸造轧制板,且在从铸造工序后至得到最终板之间,进行1次以上的退火处理,将所有退火处理中的退火条件设为退火温度200~550℃、优选为250~450℃、退火时间为1~10小时的条件,优选进一步将最后的退火处理后的冷轧中的总压下率设为20~

50%、优选为25~40%，由此可以制造具有如下金相组织的铝合金板，即“在从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下进行升温并于600±3℃下保持5±3分钟的加热试验，优选从300℃至400℃以平均升温速度60℃/分钟以下、优选以45℃/分钟以下进行升温，从400℃至580℃以8±3分钟进行升温，从580℃至保持温度以8±3分钟进行升温，在600±3℃下保持5±3分钟的加热试验中，加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上、优选为370~1500μm、特别优选为400~1500μm，且加热试验后的板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为1.5~10.0个的金相组织”。

[0107] 在使用本发明的铝合金板进行加热接合的情况下，将本发明的铝合金板成型为规定的形状，进而与接合的对象材料组合，在加热接合温度下进行加热，由此进行加热接合。在使用本发明的铝合金板的加热接合中的合适的加热接合温度为液相率成为5~35%的温度区域，在液相率5%以上保持的时间优选为30~3600秒。若液相少则有时难以接合，因此液相率优选为5%以上。若液相率超过35%，则生成的液相的量过多，在加热接合时铝合金材料发生较大变形，无法保持形状。另外，若液相率为5%以上的的时间小于30秒，则有时在接合部无法充分填充液相，另外，若超过3600秒，则有时铝材的变形加剧。为了实现这种条件，加热接合时，加热温度设为580℃~640℃，加热温度下的保持时间设为0~10分钟左右即可。在此，0分钟是指当构件的温度达到规定的接合温度时立即开始冷却。对于加热接合时的加热条件，为了实现健康的接合状态而不变形，可以使用调整到合适范围的条件。另外，加热接合时的加热气氛优选为经氮气或氩气等置换的非氧化性气氛等。在加热接合中得到接合体时，通过使用非腐蚀性焊剂，能够进一步得到良好的接合性。进而，在加热接合中，也可以在真空中、减压下进行加热而接合。

[0108] 本发明的热交换器的特征在于，所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片，

[0109] 所述热交换器如下得到：至少将由铝合金构成的热交换器用管材和由铝合金构成的热交换器用翅片材料组合，接着对得到的组合体进行加热，将该热交换器用管材和该热交换器用翅片材料接合，

[0110] 该热交换器用翅片材料为本发明的铝合金板的成型体。

[0111] 作为本发明的热交换器涉及的由铝合金构成的热交换器用管材，通常只要将作为铝合金制的热交换器的管材使用的铝合金材料制成管的形状即可，没有特别限制。

[0112] 形成热交换器用管材的铝合金的化学组成没有特别限制，作为代表性的形成热交换器用管材的铝合金，可列举出1000系、3000系铝。即，可列举出纯铝、以及相对于纯铝含有0.60质量%以下的Si、0.70质量%以下的Fe、0.70质量%以下的Cu和2.00质量%以下的Mn中的1种或2种以上，余量为Al和不可避免的杂质的铝合金。

[0113] 本发明的热交换器涉及的由铝合金构成的热交换器用翅片材料为本发明的铝合金板的成型体。用于本发明的热交换器的热交换器用翅片材料的铝合金板与上述本发明的铝合金板相同。

[0114] 本发明的热交换器是至少将由铝合金构成的热交换器用管材和由铝合金构成的热交换器用翅片材料组合，进而在它们的基础上还组合汇管、储罐、配管材料等必需构件而成的组合体进行加热接合而得到。

[0115] 组合体的加热接合时的加热温度可根据Si的含量适当选择。另外，除了Si之外，Zn

和Cu也对固相线温度产生影响,因此在本发明的铝合金板除了Si之外还含有Zn和/或Cu的情况下,组合体的加热接合时的加热温度可根据Si、以及Zn和/或Cu的含量适当选择。作为组合体的加热接合时的加热温度,优选本发明的铝合金板的液相率成为5~35%的温度区域,在液相率5%以上保持的时间优选为30~3600秒。组合体的加热接合时的升温速度并没有明确规定,可根据炉的结构、制品设计适当选择,但一般为20~300℃/分钟。

[0116] 也就是说,本发明的热交换器的特征在于,所述热交换器具有流通工作流体的铝合金制的管以及与该管金属接合的铝合金制的翅片,

[0117] 该管是使用由铝合金构成的热交换器用管材形成的,

[0118] 该翅片是使用具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板形成的,所述铝合金板由如下铝合金构成,所述铝合金含有1.50~5.00质量%的Si、0.01~2.00质量%的Fe和0.50~2.00质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质,

[0119] 该翅片的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上,且板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上。

[0120] 本发明的热交换器作为翅片材料使用具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板,作为其对象材料,使用由铝合金构成的热交换器用管材进行加热接合。

[0121] 本发明的热交换器涉及的翅片使用具有以单层进行加热接合的功能的铝合金板来形成。例如,本发明的热交换器涉及的翅片是使用上述本发明的铝合金形成的。

[0122] 形成本发明的热交换器涉及的翅片的铝合金为含有1.50~5.00质量%、优选为1.60~3.50质量%、更优选为2.00~3.00质量%的Si、0.01~2.00质量%、优选为0.20~1.00质量%的Fe以及0.50~2.00质量%、优选为0.80~1.50质量%的Mn,余量为Al和不可避免的杂质的铝合金。另外,形成本发明的热交换器涉及的翅片材料的铝合金根据需要,作为任意添加元素,还可以含有6.00质量%以下、优选为0.05~6.00质量%、特别优选为0.10~5.00质量%的Zn、3.00质量%以下、优选为0.05~3.00质量%的Mg、1.50质量%以下、优选为0.05~1.50质量%的Cu、2.00质量%以下、0.05~2.00质量%的Ni、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Cr、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Zr、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的Ti、0.30质量%以下、优选为0.05~0.30质量%的V、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Be、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Sr、0.30质量%以下、优选为0.0001~0.30质量%的Bi、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Na和0.05质量%以下、优选为0.0001~0.05质量%的Ca中的任意1种或2种以上。另外,本发明的铝合金板涉及的铝合金也可以含有0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的In、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Sn、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的Be、0.10质量%以下、优选为0.0001~0.10质量%的稀土元素。

[0123] 本发明的热交换器涉及的翅片的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径为370μm以上、优选为370~1500μm、特别优选为400~1500μm,且板厚方向的平均晶粒数为1.5个以上、优选为1.5~10.0。翅片的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径和板厚方向的平均晶粒数在上述范围内,加热接合时翅片材料的变形少,因此成为难以产生变形、因翅片的压曲或与周边部件的接触引起的翅片熔化的热交换器。

[0124] 形成本发明的热交换器涉及的管的铝合金只要是通常作为铝合金制的热交换器

的管使用的铝合金,就没有特别限制。

[0125] 形成管的铝合金的化学组成没有特别限制,作为代表性的形成热交换器用管材的铝合金,可列举出1000系、3000系铝。即,可列举出纯铝、以及相对于纯铝含有0.60质量%以下的Si、0.70质量%以下的Fe、0.70质量%以下的Cu、2.00质量%以下的Mn中的1种或2种以上,余量为Al和不可避免的杂质的铝合金。

[0126] 以下示出实施例,对本发明进行具体说明,但本发明不限于以下所示的实施例。

[0127] 实施例

[0128] (实施例1~3、比较例1~2)

[0129] 使用具有表1所示的A1~A2的合金组成的铝合金,通过双辊式连续铸造轧制铸造了铸造轧制板。需要说明的是,在表1的合金组成中,“-”表示在检测极限以下,“余量”中含有不可避免的杂质。用双辊式连续铸造轧制铸造时的熔液温度为650~800℃,铸造轧制板的厚度为6mm。铸造速度设为700mm/分钟。

[0130] 接着,将得到的板状的铸造轧制板在395℃下进行2小时的退火后,冷轧直至表2所示的板厚(第1次冷轧后)。接着,在370℃下进行2小时的退火后,进行冷轧至板厚0.070mm,制成样品材料(最终板)。

[0131] 在上述实施例1~3中,进行2次冷轧工序,并且在铸造工序后、以及冷轧工序的第1次冷轧与第2次冷轧之间进行2次退火处理。

[0132] (比较例3)

[0133] 利用DC铸造法铸造表1所示的A3的合金组成的铸造轧制板。首先,铸造厚度为500mm、宽度为900mm、长度为2900mm的铸锭。铸造速度设为50mm/分钟。接着,将通过DC铸造法铸造的铸锭进行面铣后,作为热轧前的加热保持工序,对铸锭进行加热并在该温度下保持。接着进行热轧工序。热轧工序中轧制到2mm厚。

[0134] 接着冷轧至表2所示的板厚(第1次冷轧后)。接着将轧制材料在370℃下进行2小时的退火后,经冷轧进行冷轧至板厚0.070mm,制成样品材料(最终板)。

[0135] 对以上的各样品材料,测定加热试验后的与轧制方向平行的面的平均晶粒直径和板厚方向的平均晶粒数。另外,进行耐变形性试验。其结果示于表2。

[0136] <加热试验>

[0137] 将样品材料在非活性气氛中,从300℃至400℃以41℃/分钟的升温速度、从400℃至580℃以7.2分钟进行升温,从580℃至600℃以成为7.4分钟的方式进行升温,加热至600±3℃的保持温度,接着在600±3℃下保持4.7分钟,接着冷却至室温,得到加热试验后的试验材料。

[0138] <与轧制面平行的面中的平均晶粒直径>

[0139] 将加热试验后的试验材料的表面进行镜面研磨,用阳极氧化法进行蚀刻,利用光学显微镜(50倍)进行观察,得到晶粒组织观察图像。根据得到的晶粒组织观察图像,利用面积计量法测定平均晶粒直径。即,在晶粒组织观察图像中,描绘纵1.6mm横2.0mm的长方形,将内包的晶粒设为1,将被长方形的边切断的晶粒设为0.5,测量长方形内和长方形上的晶粒的数量。在试验材料的任意的3个视场下进行该测定,测量晶粒,使用下述式(1)算出平均晶粒直径d。

[0140] 平均晶粒直径d(μm) = ((评价面积总和(μm²)/晶粒数总和(个))^{0.5} (1)

[0141] <板厚方向的平均晶粒数>

[0142] 将加热试验后的试验材料埋入树脂,进行镜面研磨使得截面露出,以100倍的倍率利用光学显微镜观察用阳极氧化法蚀刻的试样,得到相当于长度3.6mm的截面晶体组织观察图像。如图5所示,以200 μ m的间隔划出等间隔的切截线,测量切截线上存在的晶粒数,使用下述式(2),测定板厚方向的平均晶粒数。

[0143] 平均晶粒数(个) = 全部切截线上存在的晶粒的总数/切截线的数量 (2)

[0144] <耐变形性>

[0145] 在图6中示出耐变形性试验的示意图。将样品材料切断为宽度16mm、长度80mm,以突出长度成为50mm的方式固定在夹具上的状态下,在氮气气氛中加热至600 $^{\circ}$ C并保持3分钟。测定保持后的样品材料的下垂量,将45mm以下的情况设为“○”、超过45mm的情况设为“×”。

[0146] [表1]

No.	化学成分(质量%)					
	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Al
A1	2.50	0.20	1.10	-	1.50	余量
A2	2.40	0.20	1.10	0.05	1.50	余量
A3	2.40	0.20	1.20	-	1.40	余量

[0148] [表2]

	实施例 1	实施例 2	实施例 3	比较例 1	比较例 2	比较例 3
合金	A1	A2	A2	A2	A2	A3
铸造方法	CC	CC	CC	CC	CC	DC
第1次退火条件 温度(°C) 时间(小时)	395 2	395 2	395 2	395 2	395 2	- -
第1次冷轧 轧制后的板厚(mm)	0.100	0.088	0.140	0.082	0.078	0.079
[0149] 第2次退火条件 温度(°C) 时间(小时)	370 2	370 2	370 2	370 2	370 2	370 2
第2次冷轧 轧制后的板厚(mm) 压下率(%)	0.070 30	0.070 20	0.070 50	0.070 15	0.070 10	0.070 11
平均晶粒直径(μm)	763	894	513	328	350	573
平均晶粒数(个)	1.9	1.5	2.1	1.3	1.7	1.0
耐变形性试验 下垂量(mm) 判定	35.0 ○	41.1 ○	36.5 ○	50.0 ×	49.7 ×	47.7 ×

[0150] 铸造方法CC:双辊式连续铸造轧制

[0151] 铸造方法DC:DC铸造

[0152] 平均晶粒直径:加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径

[0153] 平均晶粒数:加热试验后的板厚方向的平均晶粒数

[0154] 由表2可知,实施例1~3中,加热试验后的与轧制面平行的面中的平均晶粒直径和加热试验后的板厚方向的平均晶粒数均满足本发明的规定,耐变形性良好。

[0155] 另一方面,比较例1中,加热试验后的与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径和板厚方向的平均晶粒数均不满足本发明的规定,耐变形性不合格。比较例2中,板厚方向的平均晶粒数虽然满足本发明的规定,但与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径不满足本发明的规定,耐变形性不合格。比较例3中,与轧制面平行的平面中的平均晶粒直径虽然满足本发明的规定,但板厚方向的平均晶粒数不满足本发明的规定,耐变形性不合格。

[0156] (加热接合试验)

[0157] 将实施例1中得到的样品材料和厚度为1mm的A3003铝合金O材板组合,制作接合试验用组合体。

[0158] 接着,将接合试验用组合体在非活性气体气氛中,从300°C至400°C以56°C/分钟的升温速度、从400°C至580°C以8.1分钟进行升温,从580°C至600°C以成为3.5分钟的方式进行升温,加热至600±3°C的保持温度,接着在600±3°C下保持4.7分钟,接着冷却至室温,进行了加热接合。

[0159] 利用光学显微镜(100倍)观察了所得到的接合体的接合部。其结果示于图7。

[0160] 加热接合试验的结果,实施例1中得到的样品材料具有以单层进行加热接合的功

能。另外,实施例2和3中得到的样品材料与实施例1的Si含量和Zn含量相近,因此推测实施例2和3中得到的样品材料与实施例1中得到的样品材料同样地具有以单层进行加热接合的功能。

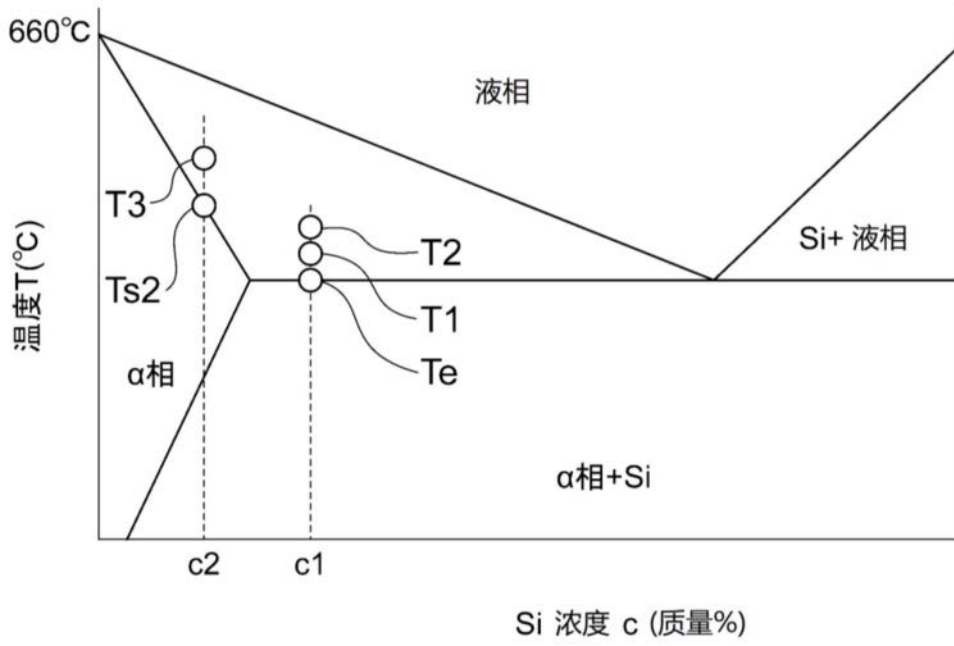


图1

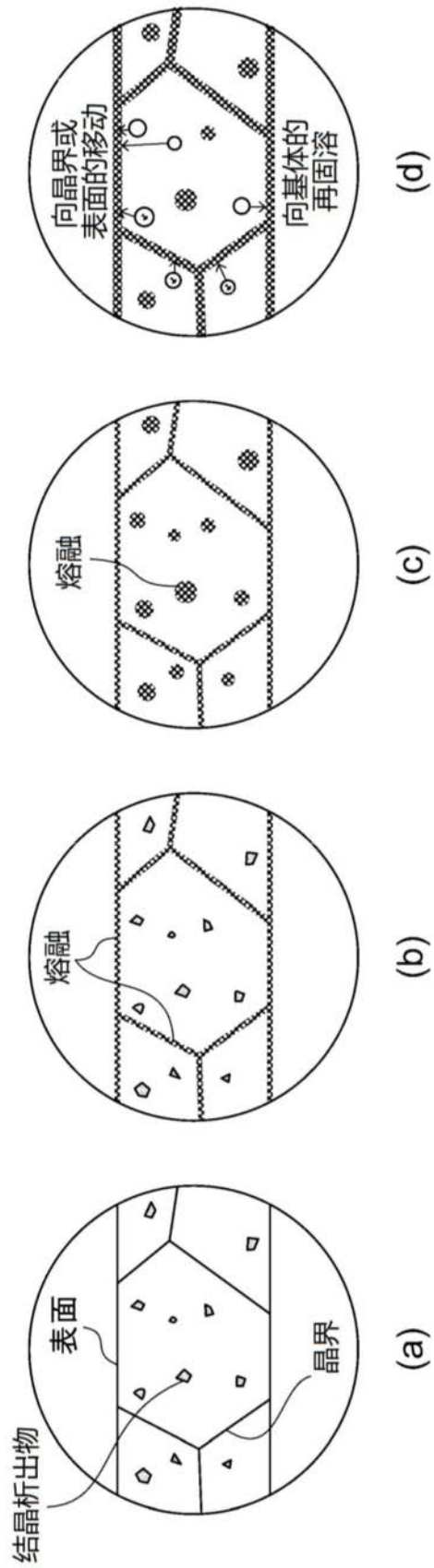


图2

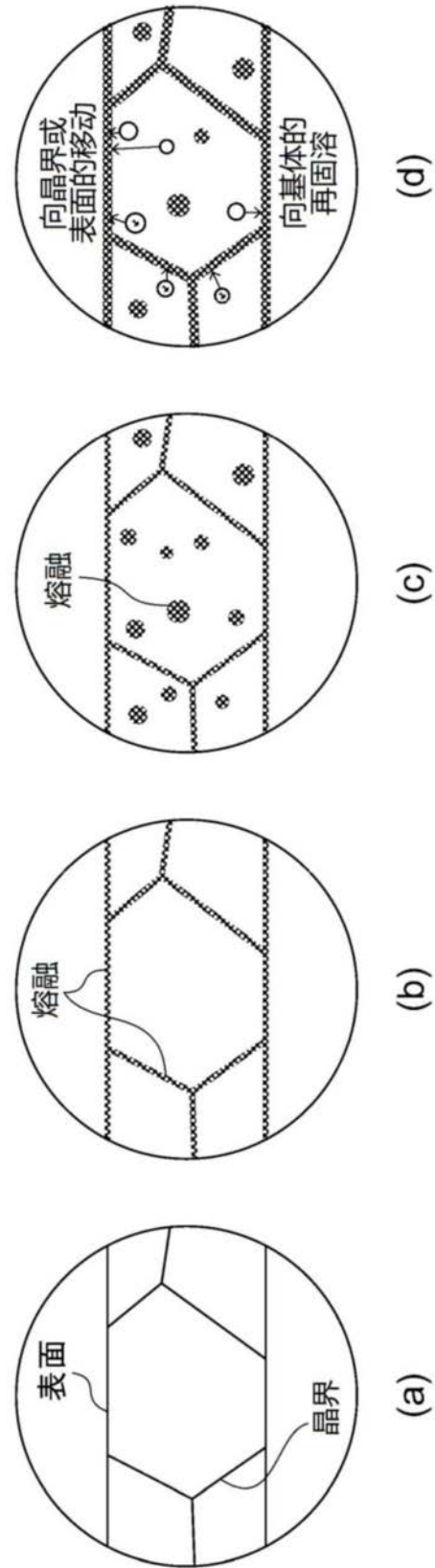


图3

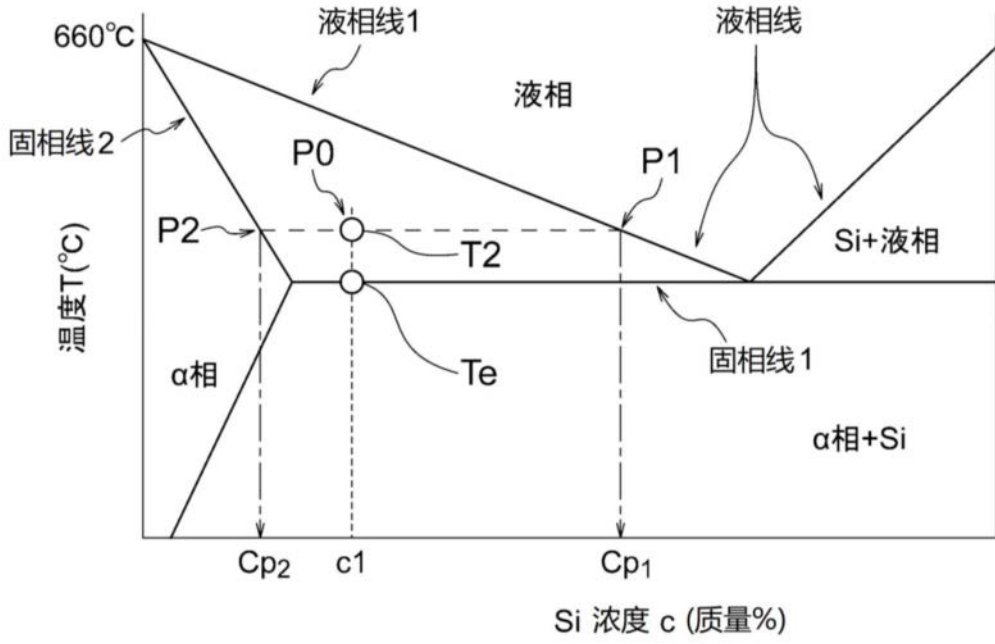


图4

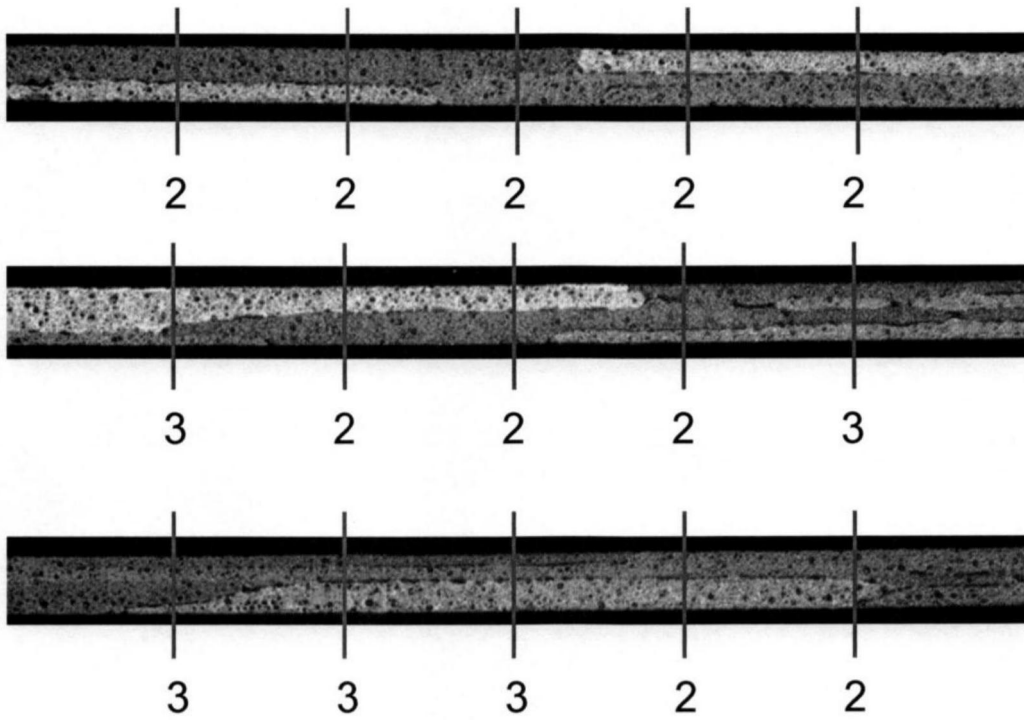


图5

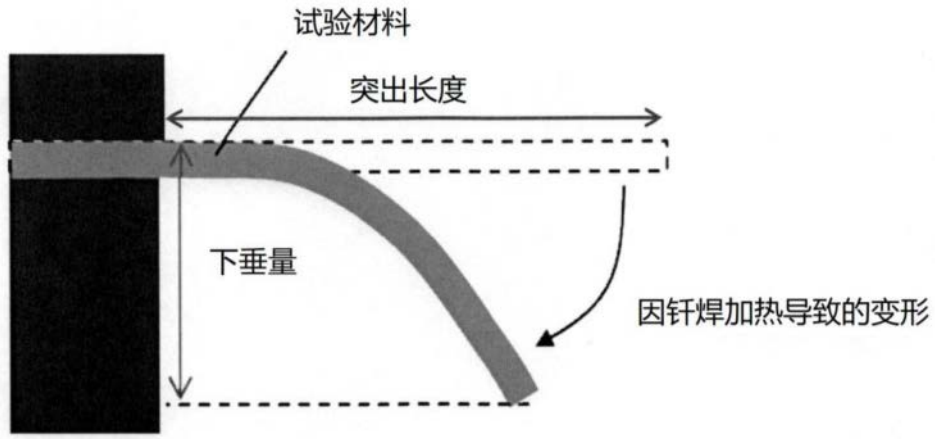


图6

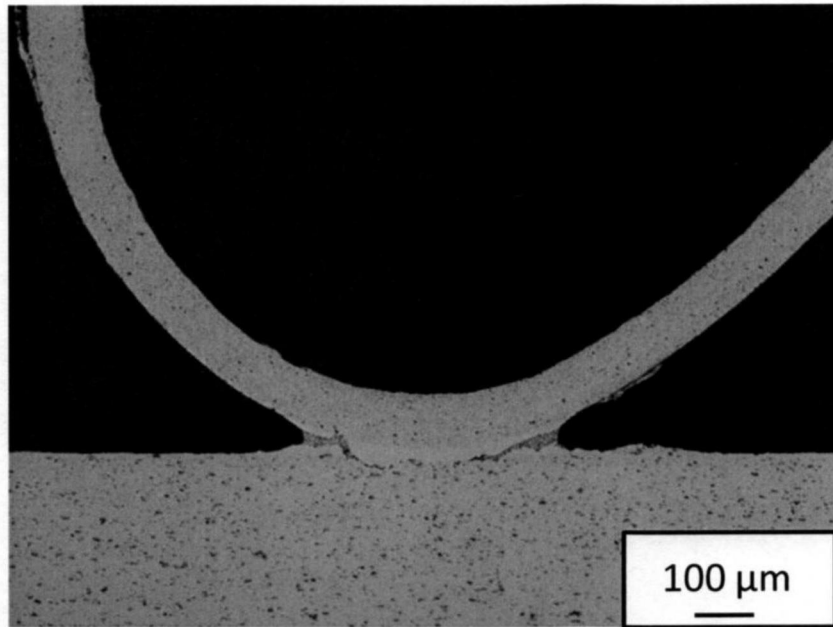


图7