

[19] Patents Registry
The Hong Kong Special Administrative Region
香港特別行政區
專利註冊處

[11] 1237380 B
CN 107002189 B

[12] **STANDARD PATENT (R) SPECIFICATION**
轉錄標準專利說明書

[21] Application no. 申請編號
17111454.7

[51] Int. Cl.
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)

[22] Date of filing 提交日期
08.11.2017

[54] STAINLESS STEEL MATERIAL FOR DIFFUSION BONDING
擴散接合用不鏽鋼材料

[30] Priority 優先權
05.11.2014 JP 2014-225576

[43] Date of publication of application 申請發表日期
13.04.2018

[45] Date of publication of grant of patent 批予專利的發表日期
20.03.2020

[86] International application no. 國際申請編號
PCT/JP2015/079342

[87] International publication no. and date 國際申請發表編號及日期
WO2016/072244 12.05.2016

CN Application no. & date 中國專利申請編號及日期
CN 201580056844.0 16.10.2015

CN Publication no. & date 中國專利申請發表編號及日期
CN 107002189 01.08.2017

Date of grant in designated patent office 指定專利當局批予專利日期
05.07.2019

[73] Proprietor 專利所有人
NISSHIN STEEL CO., LTD.
日新制鋼株式會社
4-1, MARUNOUCHI 3-CHOME
CHIYODA-KU, TOKYO 1008366
JAPAN

[72] Inventor 發明人
SUGAMA, Atsushi 須釜淳史
KAGEOKA, Kazuyuki 景岡一幸
HORI, Yoshiaki 堀芳明
IMAKAWA, Kazunari 今川一成
OKU, Manabu 奥學

[74] Agent and / or address for service 代理人及/或送達地址
CHINA PATENT AGENT (HONG KONG) LIMITED
22/F, Great Eagle Centre, 23 Harbour Road
Wanchai
HONG KONG



(12)发明专利



(10)授权公告号 CN 107002189 B

(45)授权公告日 2019.07.05

(21)申请号 201580056844.0

(22)申请日 2015.10.16

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 107002189 A

(43)申请公布日 2017.08.01

(30)优先权数据
2014-225576 2014.11.05 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2017.04.19

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2015/079342 2015.10.16

(87)PCT国际申请的公布数据
W02016/072244 JA 2016.05.12

(73)专利权人 日铁日新制钢株式会社
地址 日本东京都

(72)发明人 须釜淳史 景冈一幸 堀芳明
今川一成 奥学

(74)专利代理机构 北京银龙知识产权代理有限公司 11243
代理人 金鲜英 马铁军

(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)

(56)对比文件
JP 2013103271 A, 2013.05.30,
JP H07256468 A, 1995.10.09,
JP 2002301577 A, 2002.10.15,
CN 103920987 A, 2014.07.16,
CN 103331513 A, 2013.10.02,

审查员 胡晓笑

权利要求书1页 说明书8页 附图1页

(54)发明名称

扩散接合用不锈钢材料

(57)摘要

本发明提供适合扩散接合成型品的不锈钢材料,其不受表面粗糙度的程度的影响且进一步提高了扩散接合性。一种扩散接合用不锈钢材料,是扩散接合前的金属组织具有由铁素体相、马氏体相或奥氏体相中的至少2种以上构成的多相组织的不锈钢材料,上述多相组织的平均晶体粒径为20 μm 以下,由下述(a)式表示的 γ_{max} 为10~90,将1.0MPa的负荷在1000℃施加0.5h时的蠕变伸长率为0.2%以上。 $\gamma_{\text{max}}=420\text{C}-11.5\text{Si}+7\text{Mn}+23\text{Ni}-11.5\text{Cr}-12\text{Mo}+9\text{Cu}-49\text{Ti}-47\text{Nb}-52\text{Al}+470\text{N}+189\cdots$ (a)式。其中,上述(a)式中的元素符号表示各元素的含量(质量%)。

1. 一种扩散接合用不锈钢材料,其是扩散接合前的金属组织具有由铁素体相、马氏体相或奥氏体相中的至少2种以上构成的多相组织的多相系不锈钢材料,

所述多相组织的平均晶体粒径为20 μm 以下,

由下述 (a) 式表示的 γ_{max} 为10~90,

将1.0MPa的负荷在1000 $^{\circ}\text{C}$ 施加0.5h时的蠕变伸长率为0.2%以上,

$\gamma_{\text{max}} = 420\text{C} - 11.5\text{Si} + 7\text{Mn} + 23\text{Ni} - 11.5\text{Cr} - 12\text{Mo} + 9\text{Cu} - 49\text{Ti} - 47\text{Nb} - 52\text{Al} + 470\text{N} + 189 \cdots$ (a)

式

其中,所述 (a) 式中的元素符号表示各元素以质量%计的含量。

2. 根据权利要求1所述的扩散接合用不锈钢材料,

所述不锈钢材料以质量%计含有C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.05%以下、S:0.03%以下、Ni:10.0%以下、Cr:10.0~30.0%、N:0.3%以下、Ti:0.15%以下、Al:0.15%以下,余部包含Fe和不可避免的杂质,Ti和Al的合计量为0.15%以下。

3. 根据权利要求1或2所述的扩散接合用不锈钢材料,

所述不锈钢材料进一步以质量%计含有Nb:4.0%以下、Mo:0.01~4.0%、Cu:0.01~3.0%、V:0.03~0.15%中的1种或2种以上。

4. 根据权利要求1或2所述的扩散接合用不锈钢材料,

所述不锈钢材料进一步以质量%计含有B:0.0003~0.01%。

5. 根据权利要求3所述的扩散接合用不锈钢材料,

所述不锈钢材料进一步以质量%计含有B:0.0003~0.01%。

扩散接合用不锈钢材料

技术领域

[0001] 本发明涉及在扩散接合的成型品中使用的多相系不锈钢材料。

背景技术

[0002] 扩散接合是不锈钢材料彼此的接合方法之一。通过扩散接合而组装的不锈钢扩散接合产品被应用于热交换器、机械部件、燃料电池部件、家电产品部件、设备部件、装饰品构成部材、建材等各种用途。扩散接合方法中,有将插入材插入接合界面,通过固相扩散或液相扩散进行接合的“插入材插入法”,以及使双方的不锈钢材料的表面彼此直接接触而进行扩散接合的“直接法”。

[0003] 上述插入材插入法在能够比较简便地实现确实的扩散接合的方面上是有利的。然而,在因使用插入材而导致成本增加,由于接合部分由与母材不同种类的金属形成因此有时耐蚀性降低,从这方面考虑,该方法与直接法相比是不利的。

[0004] 另一方面,上述直接法与插入材插入法相比,一般而言,难以得到充分的接合强度。然而,由于该直接法包括能够降低制造成本这方面而变得有利的可能性,因此研究了各种方法。

[0005] 例如,专利文献1中公开了如下的技术:通过将不锈钢中的S量设为0.01重量%以下并且在预定温度的非氧化性气氛中扩散接合,从而避免了材料的变形而提高了不锈钢材料的扩散接合性。专利文献2中公开了使用通过酸洗处理对表面赋予了凹凸的不锈钢箔材的方法。专利文献3中公开了将抑制了Al含量的不锈钢用作被接合材以使得在扩散接合时难以生成成为扩散接合的阻碍原因的氧化铝皮膜的方法。专利文献4中公开了使用通过冷加工而赋予了变形的不锈钢箔来促进扩散的方法。专利文献5、6中记载了优化了成分组成的直接扩散接合用的铁素体系不锈钢。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特开昭62-199277号公报

[0009] 专利文献2:日本特开平2-261548号公报

[0010] 专利文献3:日本特开平7-213918号公报

[0011] 专利文献4:日本特开平9-279310号公报

[0012] 专利文献5:日本特开平9-99218号公报

[0013] 专利文献6:日本特开2000-303150号公报

[0014] 专利文献7:日本特开2013-103271号公报

[0015] 专利文献8:日本特开2013-173181号公报

[0016] 专利文献9:日本特开2013-204149号公报

[0017] 专利文献10:日本特开2013-204150号公报

发明内容

[0018] 发明要解决的课题

[0019] 通过上述的接合技术等,采用直接法也可以实施不锈钢材料的扩散接合。然而,在工业上,直接法还不至于被定性为不锈钢材料的扩散接合方法的主流。其主要原因在于,难以兼顾如下两个课题:确保接合强度、密合性等接合部的可靠性以及抑制接合装置、接合时间等制造上的负荷。根据以往的技术见解,为了使得用直接法制造的接合部确保充分的可靠性,需要采用将接合温度设为超过1100℃的高温的工序或者通过热压、HIP等赋予高的面压的工序等制造负荷大的工序,无法避免其带来的成本增加。目前,如果试图利用直接法以与通常的插入材插入法同等的作业负荷来实施不锈钢材料的扩散接合,则难以充分确保接合部的可靠性。

[0020] 因此,提出了如下的制造方法,即,在扩散接合时,通过利用铁素体相向奥氏体相相变时的驱动力(专利文献7)、利用晶粒生长的驱动力(专利文献8),从而无需赋予特别的高温加热、高面压而能够以与插入材插入法同等的作业负荷实施的、利用直接法的扩散接合品的制造方法。此外,提出了尽量减少供扩散接合用的不锈钢材料的表面氧化物来提高扩散接合性的方法(专利文献9、10)。对于这些方法,为了确保良好的接合性,需要限制所使用的不锈钢材料的接合前表面粗糙度。因此,对于用于扩散接合产品的不锈钢材料,要求进一步提高接合性。

[0021] 本发明的目的在于,提供一种不受表面粗糙度的程度的影响且进一步提高了扩散接合性的、适合扩散接合成型品的不锈钢材料。

[0022] 用于解决课题的方案

[0023] 本发明人等发现,对于具有由铁素体相、马氏体相、奥氏体相中的至少2种以上构成的多相组织的多相系不锈钢材料,通过控制扩散接合前的平均晶体粒径、 $\gamma_{\max}$ 量、蠕变伸长率,从而能够不受钢材的表面粗糙度的影响而得到良好的扩散接合性,制成扩散接合用不锈钢材料而完成了本发明。具体而言,本发明提供以下方案。

[0024] (1) 本发明为一种扩散接合用不锈钢材料,其是扩散接合前的金属组织具有由铁素体相、马氏体相或奥氏体相的至少2种以上构成的多相组织的多相系不锈钢材料,上述多相组织的平均晶体粒径为20 μm 以下,由下述(a)式表示的 $\gamma_{\max}$ 为10~90,将1.0MPa的负荷以1000℃施加0.5h时的蠕变伸长率为0.2%以上。

[0025] $\gamma_{\max}=420\text{C}-11.5\text{Si}+7\text{Mn}+23\text{Ni}-11.5\text{Cr}-12\text{Mo}+9\text{Cu}-49\text{Ti}-47\text{Nb}-52\text{Al}+470\text{N}+189\cdots$
(a) 式

[0026] 其中,上述(a)式中的元素符号表示各元素的含量(质量%)。

[0027] (2) 本发明为上述(1)所述的扩散接合用不锈钢材料,上述不锈钢材料以质量%计包含C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.05%以下、S:0.03%以下、Ni:10.0%以下、Cr:10.0~30.0%、N:0.3%以下、Ti:0.15%以下、Al:0.15%以下,余部包含Fe和不可避免的杂质,Ti和Al的合计量为0.15%以下。

[0028] (3) 本发明为上述(1)或上述(2)所述的扩散接合用不锈钢材料,上述不锈钢材料进一步以质量%计包含Nb:4.0%以下、Mo:0.01~4.0%、Cu:0.01~3.0%、V:0.03~0.15%的1种或2种以上。

[0029] (4) 本发明为上述(1)~(3)中任一项所述的扩散接合用不锈钢材料,上述不锈钢

材料进一步以质量%计包含B:0.0003~0.01%。

[0030] 发明的效果

[0031] 根据本发明,具有由铁素体相、马氏体相、奥氏体相中的至少2种以上构成的多相组织的多相系不锈钢以最优的范围具备扩散接合前的平均晶体粒径和 $\gamma_{\max}$ 、在接合温度下的蠕变伸长率,从而可以提供具有优异扩散接合性的不锈钢材料,因此可以提供呈现良好接合界面的扩散接合成型品。进一步,通过控制Ti和Al的合计含量,从而能够得到扩散接合性得以提高的扩散接合成型品。

附图说明

[0032] 图1为表示在接合性试验中使用的测定试验体的图。

具体实施方式

[0033] 以下,对本发明的实施方式进行说明。本发明不限于该说明。

[0034] 对于不锈钢材料的利用直接法的扩散接合,根据以往的方法,认为通过平行地进行如下3种过程来完成,即(i)接合面的凹凸发生变形而密合,接合部位的接合面积增大的过程、(ii)接合前钢材的表面氧化物皮膜在密合的部位消失的过程、(iii)作为未接合部的空隙内的残留气体与母材反应的过程。

[0035] 在过去,发明人等关注于上述(ii)的过程,限制母材成分、钝化皮膜中所含的成分、接合面的表面粗糙度,为了避免在工业上成为障碍的生产性的降低而进行研究。然而,即使控制了上述(ii)的工序,有时也难以确保工业上稳定的接合性,还考虑到上述(i)的工序,关于用于得到稳定的接合性的钢材进行了很多研究。其结果是,发现了当供扩散接合用的不锈钢为具有多相组织的多相系不锈钢时,使扩散接合前的晶体粒径微细的方法极其有效。

[0036] 1.多相组织

[0037] 一般而言,不锈钢可根据在常温下的金属组织而分类为奥氏体系不锈钢、铁素体系不锈钢、马氏体系不锈钢等。本发明的“多相组织”是具有由铁素体相、马氏体相、奥氏体相中的至少2种以上构成的金属组织的组织。本发明的“多相系不锈钢材料”是具有这样的多相组织的钢材,指在接合温度域成为奥氏体+铁素体双相组织的钢。这样的双相系的不锈钢中,有时包含被分类为铁素体系不锈钢、马氏体系不锈钢的不锈钢。

[0038] 在本发明中,为了在低温及低面压下实现利用直接法的扩散接合,作为供扩散接合用的不锈钢材料,使用具有由铁素体相、马氏体相、奥氏体相中的至少2种以上构成的多相组织的多相系不锈钢。在进行扩散接合的温度域,该不锈钢的铁素体相以及马氏体相的一部分相变为奥氏体相,成为奥氏体相+铁素体相的双相组织。该双相组织中的彼此的相抑制在高温下发生的晶粒生长,从而可以维持微细的组织,容易产生可推测引起晶界滑移的蠕变变形。其结果是,在接合面的凹凸部促进容易的变形,接合部位的接合面积增大,从而能够在低温及低面压下实现利用直接法的扩散接合。

[0039] 本发明的多相系不锈钢材料可用于进行直接接触并通过扩散接合进行一体化的不锈钢材料的双方或者其一方。作为进行一体化的配合件,除了可以适用本发明的不锈钢材料以外,还可以适用除此之外的双相系钢种、在扩散接合的加热温度域成为奥氏体单相

的奥氏体系钢种、成为铁素体单相的铁素体系钢种等。

[0040] 2. 成分组成

[0041] 在本发明中成为适用对象的多相系不锈钢,从扩散接合性的观点出发,对于Ti、Al以外的成分元素无需特别限制,可根据需要采用各种成分组成。然而,由于本发明在进行扩散接合的温度域以奥氏体+铁素体双相组织为对象,因此需要采用由下述(a)式表示的 $\gamma_{\max}$ 满足10~90的成分组成的钢。作为具体的成分组成范围,可例示以下的范围。

[0042] 以质量%计,包含C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.05%以下、S:0.03%以下、Ni:10.0%以下、Cr:10.0~30.0%、N:0.3%以下、Ti:0.15%以下、Al:0.15%以下,余部包含Fe和不可避免的杂质,Ti和Al的合计量为0.15%以下。

[0043] 进一步可以以质量%计包含Nb:4.0%以下、Mo:0.01~4.0%、Cu:0.01~3.0%、V:0.03~0.15%中的1种或2种以上。进一步可以以质量%计包含B:0.0003~0.01%。

[0044] 以下,对不锈钢材料中所含的成分进行说明。

[0045] C通过固溶强化来提高钢的强度、硬度。另一方面,如果C含量变多,则会降低钢的加工性和韧性,因此C含量优选为0.2质量%以下,更优选为0.08质量%以下。

[0046] Si是用于钢脱氧的元素。另一方面,如果Si含量过多,则会降低钢的韧性和加工性。此外,形成坚固的表面氧化膜而阻碍扩散接合性。因此,Si含量优选为1.0质量%以下,更优选为0.6质量%以下。

[0047] Mn是提高高温氧化特性的元素。另一方面,如果Mn含量过多,则会使钢加工硬化,降低钢的冷加工性。因此,Mn含量优选为3.0质量%以下。

[0048] P是不可避免的杂质,其在提高晶界腐蚀性的同时导致钢的韧性降低。因此,P含量优选为0.05质量%以下,更优选为0.03质量%以下。

[0049] S是不可避免的杂质,降低钢的热加工性。因此,S含量优选为0.03质量%以下。

[0050] Ni是奥氏体生成元素,此外,具有提高还原性酸环境中的钢的耐蚀性的作用。另一方面,如果Ni含量过多,则奥氏体相会稳定,无法抑制铁素体晶体的生长,因而形成稳定的奥氏体单相而抑制铁素体晶体的生长。因此,Ni含量优选为10.0%以下。

[0051] Cr是形成钝化被膜而赋予耐蚀性的元素。在Cr含量小于30.0质量%的情况下,赋予耐蚀性的效果不充分。如果超过10.0质量%,则加工性降低。因此,Cr含量优选为10.0~30.0质量%。

[0052] N是不可避免的杂质,由于使冷加工性劣化,因此优选为0.3质量%以下。

[0053] Ti具有固定C、N的作用,因此是在改善耐蚀性、加工性方面有效的元素。Al多作为脱氧剂来添加。另一方面,由于Ti和Al为易氧化性元素,因此钢材表面的氧化皮膜中所含的Ti氧化物、Al氧化物在真空扩散接合的热处理中不易被还原。因此,如果这些Ti氧化物、Al氧化物多,则在扩散接合时有时会妨碍上述(ii)的过程的进行,因此Ti含量为0.15质量%以下,Al含量优选为0.15质量%以下,更优选为0.05质量%。并且,Ti和Al的合计含量优选为0.15质量%以下,更优选为0.05质量%以下。

[0054] Nb是形成碳化物或碳氮化物,并使钢的晶粒微细化而赋予提高韧性的效果的元素。另一方面,如果Nb含量过多,则会导致钢的加工性降低,因此Nb含量优选为4.0质量%以下。

[0055] Mo是具有不降低强度而提高耐蚀性的作用的元素。如果Mo含量过多,则会导致钢

的加工性降低,因此Mo含量优选为0.01~4.0质量%。

[0056] Cu对于提高耐蚀性有效,此外,是具有生成铁素体相的作用的元素。另一方面,如果Cu含量过多,则钢的加工性降低,因此Cu含量优选为0.01~3.0质量%。

[0057] V是通过将固溶C作为碳化物固定从而有助于提高钢的加工性、韧性的元素。另一方面,如果含有过剩的V元素,则会导致制造性降低,因此V含量优选为0.03~0.15%。

[0058] B是通过固定N从而有助于改善耐蚀性、加工性的元素。另一方面,如果含有过剩的B元素,则会导致钢的热加工性降低,因此B含量优选为0.0003~0.01%。

[0059] 作为具有上述化学组成的多相系不锈钢,尤其可以适用由下述(a)式表示的 $\gamma_{\max}$ 为10~90的钢。

[0060] $\gamma_{\max}=420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-47Nb-52Al+470N+189\cdots$
(a)式

[0061] 其中,上述(a)式中,C、Si等元素符号表示各元素的含量(质量%)。

[0062] $\gamma_{\max}$ 是表示在加热保持于1100℃左右时生成的奥氏体相的量(体积%)的指标。 $\gamma_{\max}$ 为100以上时,可认为是奥氏体单相的钢种。 $\gamma_{\max}$ 为0以下时,可认为是铁素体单相的钢种。

[0063] 对于本发明的多相系不锈钢,当 $\gamma_{\max}$ 为10~90时,在进行扩散接合的温度域就成为奥氏体+铁素体双相,该双相相互抑制在高温下的晶粒生长,因此对于得到微细结晶组织是有效的。如果 $\gamma_{\max}$ 为50~80则更加优选。

[0064] 3.接合前的平均晶体粒径

[0065] 本发明的多相系不锈钢越是细粒组织,越能够迅速地进行上述(i)的过程。因此,接合前的平均晶体粒径优选为20μm以下,更优选为10μm以下。

[0066] 4.表面粗糙度

[0067] 具有本发明的微细晶粒的多相系不锈钢,由于迅速地进行上述(i)的过程,因此,上述(ii)过程所造成的影响小,接合性根据表面粗糙度Ra的程度而受到约束的可能性低。但是,如果供扩散接合用的不锈钢材料的表面粗糙度变大,则有上述(ii)的过程中的氧化皮膜的消失变慢的倾向。因此,不锈钢材料的表面优选为平滑,作为表面粗糙度Ra,优选为0.3μm以下。

[0068] 5.扩散接合产品的制造方法

[0069] 对于本发明的不锈钢材料,通过利用直接法进行真空扩散接合,能够得到接合性良好的扩散接合品。作为具体的扩散接合处理,例如,通过在以接触面压0.1~1.0MPa直接接触的状态下,在压力 1.0×10^{-2} Pa以下、优选在 1.0×10^{-3} Pa以下、露点-40℃以下的炉内加热保持于900~1100℃,从而能够进行扩散接合。保持时间可以在0.5~3h的范围进行调整。

[0070] 实施例

[0071] 以下,对本发明实施例进行说明。本发明不限于以下实施例,可以在发明要旨的范围内适当变更来实施。

[0072] 对于具有表1所示化学组成的不锈钢,用30kg的真空熔融来熔制,将所得到的钢块锻造成30mm厚的板后,在1230℃进行2h的热轧,得到3.0mm厚的热轧板。接着,进行退火、酸洗、冷轧,得到1.0mm厚的冷轧板。然后对该冷轧板实施后述的退火处理,制造冷轧退火板,将其作为试验材料。

[0073] 表1

[0074]

相	钢材	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	Nb	V	B	N
α	FM-1	0.064	0.54	0.31	0.01	0.002	1.90	16.37	0.04	0.04	0.004	0.004	-	-	-	0.011
$\alpha + M$	FM-2	0.095	0.16	0.50	0.02	0.003	0.10	16.28	-	-	0.007	-	-	-	-	0.010
	FM-3	0.080	0.20	0.44	0.03	0.005	0.11	17.02	0.02	0.01	0.090	0.033	-	-	0.0015	0.015
	FM-4	0.018	0.38	0.49	0.02	0.004	0.09	16.82	0.01	0.01	0.002	0.001	-	-	-	0.009
$\alpha + \gamma$	FA-1	0.010	0.44	0.57	0.02	0.004	6.55	23.55	0.46	3.21	0.055	-	0.18	0.08	-	0.109
	FA-2	0.013	0.48	0.62	0.01	0.009	6.44	24.54	0.46	2.88	0.080	-	-	0.06	0.0020	0.150
α	F-1	0.009	0.33	0.99	0.02	0.010	0.13	18.32	0.17	2.00	0.017	0.010	0.61	0.05	-	0.009
γ	A-1	0.060	0.44	1.04	0.02	0.003	8.06	18.05	-	0.11	-	0.010	-	-	-	0.015
M	M-1	0.133	0.45	0.60	0.03	0.011	0.09	12.34	0.06	0.02	0.001	-	-	-	0.0009	0.014
(α :铁素体相 M:马氏体相 γ :奥氏体相)																

[0075] 表1中示出多种钢材。FM-1钢~FM-4钢是扩散接合前的金属组织为铁素体+马氏体的双相钢($\alpha+M$ 相)。FA-1钢和FA-2钢是扩散接合前的金属组织为铁素体+奥氏体的双相钢($\alpha+\gamma$ 相)。F-1钢是扩散接合前的金属组织为铁素体的单相钢(α 相)。A-1钢是扩散接合前的金属组织为奥氏体的单相钢(γ 相)。M-1钢是扩散接合前的金属组织为马氏体的单相钢(M相)。

[0076] 对于各钢板,通过使冷轧后的退火温度在900℃~1200℃之间变化,从而得到平均晶体粒径不同的试验材料。此外,为了调查表面粗糙度的影响,通过使用一部分钢板,变更冷轧退火板的精加工处理,从而得到表面粗糙度Ra不同的试验材料。

[0077] 1) 平均晶体粒径

[0078] 钢板的扩散接合前的平均晶体粒径(μm)如下所示通过求积法来测定。在连续的 $1mm^2$ 以上观察与冷轧方向平行的板厚截面的金属组织,使用求积法算出单位面积内所包含的晶粒的个数。并且,求出每一个晶粒的平均面积,算出它的1/2次方值,使用该值作为平均晶体粒径。

[0079] 2) 表面粗糙度

[0080] 对于表面粗糙度Ra(μm),使用表面粗糙度测定装置(东京精密公司制,SURFCOM2900DX),测定相对于轧制方向为直角方向的表面粗糙度Ra。

[0081] 3) 蠕变伸长率

[0082] 蠕变伸长率按照如下所示的方法测定。从各钢板切出JIS13B试验片,在一方的握持部中央开 $\phi 5\text{mm}$ 的孔。在该试验片上划出标点间50mm的划线后,以具有孔的上述握持部成为下方的方式将该试验片安装于高温拉伸试验机。进行升温直至上述标点间内温度达到 1000°C ,在该温度下稳定加热15min后,在该握持部的孔安装SUS310S制金属丝(其具有砝码,换算为施加1.0MPa的应力),保持0.5h。然后,从该试验片卸下该SUS310S制金属丝,进而通过空冷来冷却至常温。然后,测定上述标点间的长度L,算出 $(L-50)/50 \times 100$ 作为蠕变伸长率(%)。

[0083] 4) 接合性试验

[0084] 从各钢板切出 $20\text{mm} \times 20\text{mm}$ 的平板试验片,按照以下方法进行扩散接合。使相同钢材的2张试验片处于以表面彼此相互接触的方式层叠的状态。使用具有砝码的夹具,将对这2张试验片的接触表面赋予的面压调整为0.1MPa。以下,将层叠的平板试验片称为“钢材”。将该钢材层叠的状态称为“层叠体”。接着,将夹具和层叠体插入真空炉,抽真空而使其成为压力 $1.0 \times 10^{-3} \sim 1.0 \times 10^{-4}\text{Pa}$ 的初始真空度,然后经约1h升温至 1000°C ,在该温度保持2h。然后,移至冷却室,进行冷却。该冷却中,将上述真空度维持直至 900°C ,然后,导入Ar气,在90kPa的Ar气气氛中冷却至约 100°C 以下。对于结束了上述热处理的层叠体,使用超声波厚度计(奥林巴斯公司制,Model35DL),如图1所示,对于在 $20\text{mm} \times 20\text{mm}$ 的层叠体表面上按照3mm间隔设置的49处测定,进行厚度测定。探针径为1.5mm。某一测定点的板厚测定值表示2张钢材的合计板厚的情况下,可认为在与该测定点对应的两张钢材的界面位置,两张钢材因原子的扩散而一体化。另一方面,板厚测定值与两张钢材的合计板厚不同的情况下,可认为在与该测定点对应的两张钢材的界面位置存在未接合部(缺陷)。对于加热处理后的层叠体的截面组织与通过该测定方法得到的测定结果的对应关系进行了调查,结果确认到,利用测定结果为两张钢材的合计板厚的测定点数除以测定总数49得到的值(以下将其称为“接合率”),能够精度良好地评价接合部分在接触面积中所占的面积率。因此,按照以下评价基准来评价扩散接合性。

[0085] A: 接合率100% (优秀)

[0086] B: 接合率90~99% (良好)

[0087] C: 接合率60~89% (稍微良好)

[0088] D: 接合率0~59% (不良)

[0089] 各种研究的结果,对于评价A和B,可充分确保扩散接合部的强度,且两个构件之间的密封性(不产生气体经由连通的缺陷而泄漏的性质)也良好,因此将评价A和B判定为合格。

[0090] 表2中示出各钢的冷轧退火后的平均晶体粒径以及 γ_{max} 、表面粗糙度、蠕变伸长率、接合性评价结果。

[0091] 表2

[0092]

区分	钢材	$\gamma_{\max}$	平均晶体 粒径 (μm)	蠕变 伸长率 (%)	表面粗糙 度Ra (μm)	接合性	备注 (相)
本发明例 1	FM-1	71.9	9	1.42	0.40	A	$\alpha + \text{M}$
本发明例 2	FM-1	71.9	15	0.80	0.56	B	
本发明例 3	FM-2	50.0	18	0.42	0.22	B	
本发明例 4	FM-3	31.0	11	0.95	0.12	B	
本发明例 5	FA-1	77.5	12	1.11	0.33	A	$\alpha + \gamma$
本发明例 6	FA-1	77.5	16	0.65	0.49	B	
比较例 1	FM-1	71.9	<u>35</u>	<u>0.11</u>	0.28	C	$\alpha + \text{M}$
比较例 2	FM-4	<u>8.3</u>	16	<u>0.12</u>	0.43	C	
比较例 3	FA-1	77.5	<u>26</u>	<u>0.14</u>	0.27	C	$\alpha + \gamma$
比较例 4	FA-2	<u>95.1</u>	18	<u>0.09</u>	0.15	C	
比较例 5	F-1	<u>-60.0</u>	15	<u>0.08</u>	0.41	D	α
比较例 6	F-1	<u>-60.0</u>	<u>41</u>	<u>0.05</u>	0.32	D	
比较例 7	F-1	<u>-60.0</u>	<u>41</u>	<u>0.05</u>	0.05	B	
比较例 8	A-1	<u>199.5</u>	12	<u>0.17</u>	0.31	D	γ
比较例 9	A-1	<u>199.5</u>	<u>25</u>	<u>0.13</u>	0.04	B	
比较例 10	M-1	<u>110.9</u>	<u>35</u>	<u>0.12</u>	0.54	D	M
(对数值赋予的下划线表示在本发明的范围外。)							

[0093] 如表2所示,本发明例1~6的接合率为90%以上,即使在1000℃这样比较低的温度且在0.1MPa这样的低面压,也显示了良好的扩散接合性。此外,本发明例1~6无论表面粗糙度Ra的程度如何,都显示了良好的扩散接合性,未见表面粗糙度所带来的影响。具备本发明的构成的多相系不锈钢材料即使表面粗糙度增加,扩散接合性也不降低,由此可见,其扩散接合性不受钢材表面性状的约束。

[0094] 相对于此,比较例1~10的平均晶体粒径、 $\gamma_{\max}$ 、蠕变伸长率超出了本发明的范围,因此在双相高温域的接合面的凹凸部的变形小,接合部位的接合面积没有增加。因此,大多情况下接合率小于80%,为稍微不良或不良。

[0095] 此外,对于比较例5~7的铁素体单相钢、比较例8~9的奥氏体单相钢,基于与表面粗糙度Ra对应的接合率的变化,表面粗糙度极小的比较例7和比较例9显示了90%以上的接合率。而另一方面,除此之外的比较例的表面粗糙度大,接合率降低。由此可见,对于单相系的钢,如果表面粗糙度大则接合率不良,其扩散接合性受到表面粗糙度的约束。

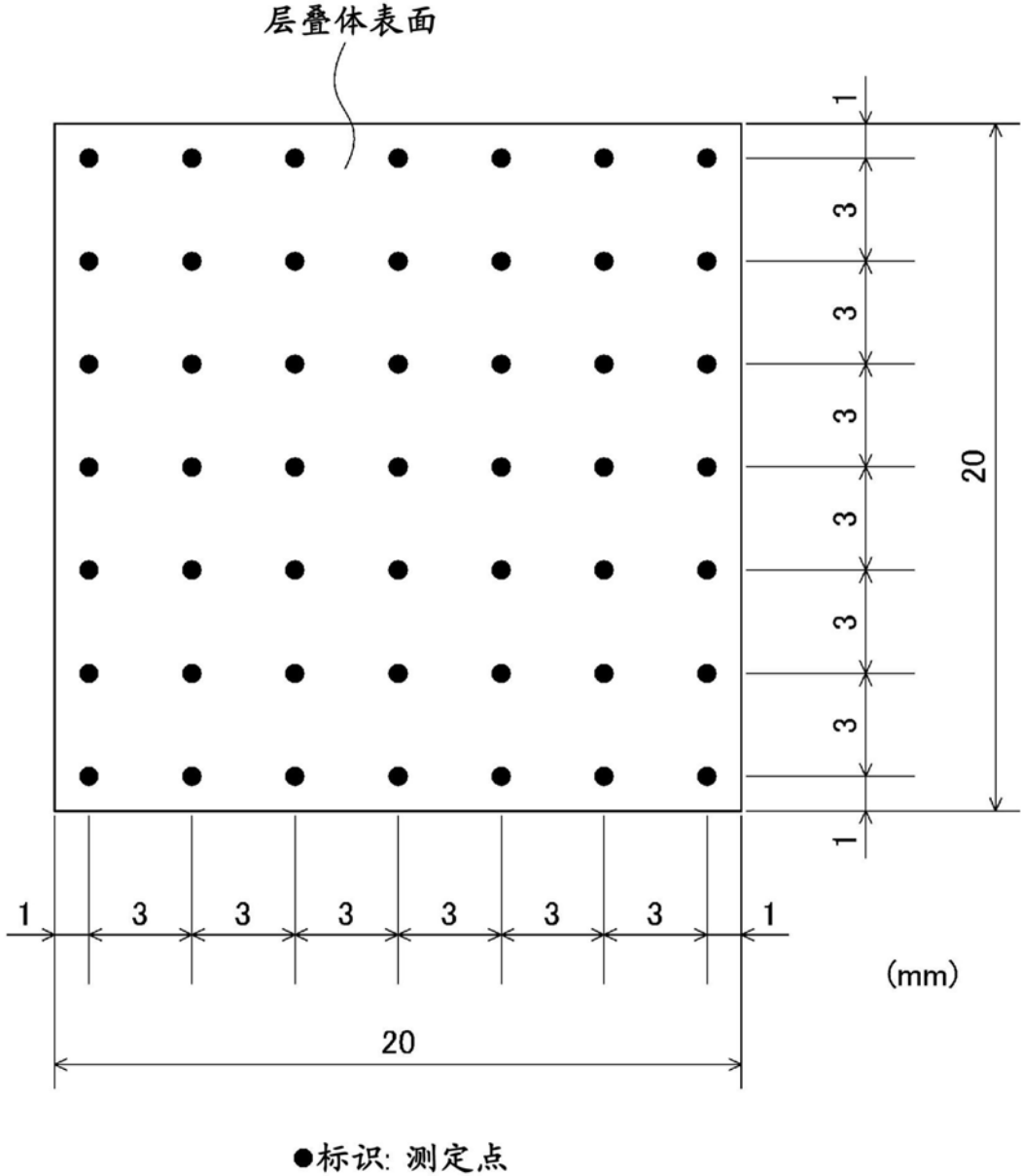


图1