(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105556155 B
(45)授权公告日 2018.01.19

(21)申请号 201480049808.7
(22)申请日 2014.09.12
(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 105556155 A
(43)申请公布日 2016.05.04
(30)优先权数据
2013-191081 2013.09.13 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2016.03.10
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2014/074328 2014.09.12
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2015/037731 JA 2015.03.19
(73)专利权人 公益财团法人铁道总合技术研究所
地址 日本东京
专利权人 新日铁住金株式会社
(72)发明人 嵯峨信一 狩野泰 阿佐部和孝 坂口笃司 米山三树男 辰巳佳宏
(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司 72002
代理人 张楠 陈建全
(51)Int.Cl.
F16D 65/12(2006.01)
B23K 26/342(2006.01)
B61H 5/00(2006.01)
(56)对比文件
US 2007/0202351 A1,2007.08.30,
FR 2717874 A1,1995.09.29,
审查员 吴婷

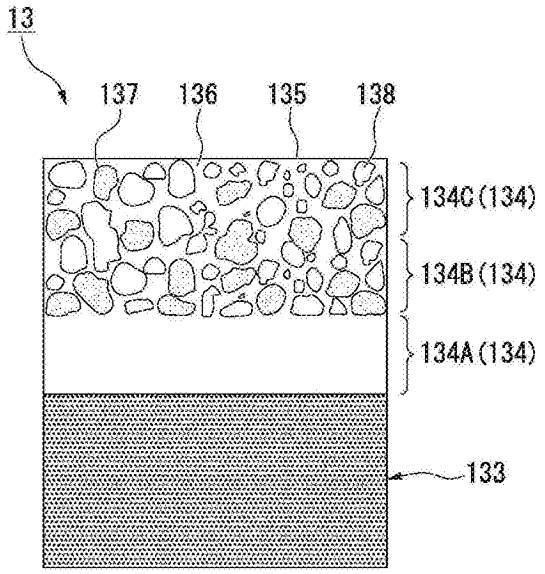
权利要求书1页 说明书10页 附图9页

(54)发明名称

制动盘及其制造方法

(57)摘要

本发明的制动盘是通过向表面推压制动块来将车轴的旋转进行制动的制动盘，其具备安装在与所述车轴一体地旋转的旋转体上的盘主体、以及多层地层叠在所述盘主体的表面上的堆焊层，所述堆焊层通过粉体激光堆焊层叠在所述盘主体的表面上。



CN 105556155 B

1.一种制动盘，其是通过向表面推压制动块而将车轴的旋转进行制动的制动盘，其特征在于：所述制动盘具备：

安装在与所述车轴一体地旋转的旋转体上的盘主体、以及

多层地层叠在所述盘主体的表面上的堆焊层，

所述堆焊层通过粉体激光堆焊层叠在所述盘主体的表面上，

所述堆焊层由层叠体构成，所述层叠体二层以上地层叠在所述盘主体的表面且由规定的基质形成；

所述层叠体具有内层和外层，所述内层层叠在所述盘主体上且不含有熔点比所述盘主体高的高熔点金属粒子，所述外层形成在所述内层上且含有所述高熔点金属粒子。

2.根据权利要求1所述的制动盘，其特征在于：所述高熔点金属粒子含有钼、钨、铌及钽中的至少1种。

3.根据权利要求1或2所述的制动盘，其特征在于：

所述堆焊层的所述外层进一步含有陶瓷粒子；

所述外层中的所述陶瓷粒子的含量以质量％计为超过0％且50％以下。

4.一种制动盘的制造方法，其是通过向表面推压制动块而将车轴的旋转进行制动的制动盘的制造方法，其特征在于：其具备下述工序：在安装于与所述车轴一体地旋转的旋转体上的盘主体的表面上，通过粉体激光堆焊形成堆焊层的堆焊层形成工序，

而且，所述堆焊层形成工序具有下述工序：

第1工序，其通过对所述盘主体的表面照射激光，同时向所述激光的照射部位供给第1金属粉末，使所述第1金属粉末熔融，从而在所述盘主体的表面形成所述堆焊层的内层；以及

第2工序，其通过对所述内层的表面照射所述激光，同时向所述激光的照射部位供给第2金属粉末，使所述第2金属粉末熔融，从而在所述内层的表面形成所述堆焊层的外层，

其中，所述第1金属粉末为规定的基质的粒子；

所述第2金属粉末为所述基质的粒子与具有比所述盘主体的熔点高的熔点的高熔点金属粒子的混合粉末。

5.根据权利要求4所述的制动盘的制造方法，其特征在于：所述高熔点金属粒子含有钼、钨、铌及钽中的至少1种。

6.根据权利要求4或5所述的制动盘的制造方法，其特征在于：

所述第2金属粉末是所述基质的粒子、所述高熔点金属粒子与陶瓷粒子的混合粉末；

所述第2金属粉末中的所述陶瓷粒子的含量以质量％计为超过0％且50％以下。

制动盘及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及制动盘及其制造方法。

[0002] 本申请基于2013年09月13日向日本提出的特愿2013-191081号主张 优先权，在此引用其内容。

背景技术

[0003] 在新干线等铁路车辆的车轮或车轴上，设置通过推压制动块来获得制 动力的制动盘。这里，此种制动盘具有因制动时发生的热影响而产生裂纹 或变形的问题。因而，提倡通过用耐热性优异的材料被覆制动盘的盘主体 的表面，可抑制发生由制动热导致的裂纹或变形的制动盘。

[0004] 例如，对于专利文献1中公开的制动盘，首先，对盘主体的表面实施 喷砂处理。也就是说，通过以规定的压力对盘主体的表面喷射由无机质材 料构成的粒子，在盘主体的表面形成凹凸状的粗面化处理层。然后，在该 粗面化处理层的表面形成金属结合层后，通过对金属结合层的表面喷镀耐 热性及韧性优异的氧化锆等陶瓷，在金属结合层的表面形成耐热性被覆层。根据这样的制动盘的构成，通过耐热性被覆层可降低制动时发生的热向盘主体的传递，因而可抑制在盘主体发生裂纹或变形。

[0005] 在该专利文献1公开的提高制动盘的耐热裂纹性的表面处理技术中，盘主体和耐热性被覆层经由粗面化处理层及金属结合层而强固地结合在一 起。因此，专利文献1公开的表面处理技术中的盘主体和耐热性被覆层的 结合强度与以往的喷镀法或镀覆法等表面处理技术相比虽有所提高，但在 高速行驶时的制动环境(高速旋转、振动负载、高温)中还不充分。

[0006] 可是，作为通过使制动盘的摩擦面冷却来抑制热裂纹发生的以往技术，有在盘主体的表面铸附了铸铁材的制动盘(包覆盘)，但有盘主体和铸铁层 的密合强度低的问题。此外，以往的锻钢制制动盘虽具有耐热性及耐裂纹 性，但未进行表面处理。因此，以往的锻钢制制动盘有容易受制动时的热 影响的问题。

[0007] 下述专利文献2中公开了解决上述那样的热影响问题的制动盘的制造 方法。

[0008] 专利文献2中公开的制动盘的制造方法中，进行利用焊接的表面处理 方法，为了缓和以热裂纹为代表的热影响，对盘主体的表面进行粉体等离 子体弧堆焊(PTA焊接)。

[0009] 具体地讲，在专利文献2中公开的制动盘的制造方法中，通过在安装 于与车轴一体地旋转的旋转体上的盘主体的表面上，采用PTA焊接历经多 层地层叠通过将熔点比该盘主体高的高熔点金属的粒子分散在基质材料中 而形成的焊接材料，来制造制动盘。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献1：日本特开2009-63072号公报

[0013] 专利文献2：日本特开2012-233530号公报

发明内容

[0014] 发明要解决的问题

[0015] 可是，在专利文献2公开的PTA焊接中，由于焊接时需要预热，且因 盘主体达到非常高的高温而产生热变形，从而使盘主体变形。因此，有在 焊接施工前为使盘主体的形状成为倒锥形形状而需要实施预加工的问题。

[0016] 此外，在专利文献2公开的PTA焊接中，由于焊接的对象物越大型或 越长热变形越增大，所以难以使盘主体薄壁化。

[0017] 此外，在采用PTA焊接时，因高温的等离子体而使盘主体向堆焊层内 溶出(熔深量10～20％)。其结果是，发生堆焊层的强度及功能性下降的问 题，或发生具有不定形状的焊道、气孔或凹坑等焊接不良的新问题。

[0018] 此外，为了通过PTA焊接在盘主体的表面形成堆焊层，需要发生高温 的电弧放电，因此还有运行成本增大的问题。

[0019] 本发明是鉴于上述事情而完成的，其目的在于提供能实现盘主体的薄 壁化、且可防止堆焊层的强度及功能性的下降的制动盘及其制造方法。

[0020] 用于解决课题的手段

[0021] 本发明为了通过解决上述课题来达到上述目的，采取以下手段。

[0022] (1)本发明的一个方案涉及的制动盘是通过向表面推压制动块而将 车轴的旋转进行制动的制动盘，所述制动盘具备：安装在与所述车轴一体 地旋转的旋转体上的盘主体、以及多层地层叠在所述盘主体的表面上的堆 焊层，所述堆焊层通过粉体激光堆焊层叠在所述盘主体的表面上。

[0023] (2)在上述(1)所述的制动盘中，也可以为：所述堆焊层由层叠体 构成，所述层叠体二层以上地层叠在所述盘主体的表面上且由规定的基质 形成，所述层叠体包含内层和外层，所述内层层叠在所述盘主体上且不含 有熔点比所述盘主体高的高熔点金属粒子，所述外层形成在所述内层上且 含有所述高熔点金属粒子。

[0024] (3)在上述(2)所述的制动盘中，所述高熔点金属粒子也可以含有 钼、钨、铌及钽中的至少1种。

[0025] (4)在上述(2)或(3)所述的制动盘中，也可以为：所述堆焊层 的所述外层进一步含有陶瓷粒子，所述外层中的所述陶瓷粒子的含量以质 量％计为超过0％且50％以下。

[0026] (5)本发明的一个方案涉及的制动盘的制造方法是通过向表面推压制 动块而将车轴的旋转进行制动的制动盘的制造方法，所述制造方法具有下 述工序：在安装于与所述车轴一体地旋转的旋转体上的盘主体的表面上，通过粉体激光堆焊形成堆焊层的堆焊层形成工序。

[0027] (6)在上述(5)所述的制动盘的制造方法中，所述堆焊层形成工序 也可以具有下述工序：第1工序，其通过对所述盘主体的表面照射激光，同时向所述激光的照射部位供给第1金属粉末，使所述第1金属粉末熔融，从而在所述盘主体的表面形成所述堆焊层的内层；以及第2工序，其通过 对所述内层的表面照射所述激光，同时向所述激光的照射部位供给第2金 属粉末，使所述第2金属粉末熔融，从而在所述内层的表面形成所述堆焊 层的外层。此外，也可以为：所述第1金属粉末为规定的基质的粒子，所 述第2金属粉末为所述基质

的粒子与具有比所述盘主体的熔点高的熔点的 高熔点金属粒子的混合粉末。

[0028] (7)在上述(5)或(6)所述的制动盘的制造方法中,所述高熔点金 属粒子也可以含有钼、钨、铌及钽中的至少1种。

[0029] (8)在上述(5)～(7)中任一项所述的制动盘的制造方法中,也可 以为:所述第2金属粉末为所述基质的粒子、所述高熔点金属粒子与陶瓷 粒子的混合粉末,所述第2金属粉末中的所述陶瓷粒子的含量以质量%计为 超过0%且50%以下。

[0030] 发明效果

[0031] 在上述方案中,由于采用热影响比以往的PTA焊接小的粉体激光堆焊 (LMD焊接),在盘主体上层叠堆焊层,所以不需要以往的PTA焊接中必 需的预热,且可抑制焊接时发生的热变形,所以能够抑制盘主体的变形。其结果是,根据上述方案,能够实现盘主体的薄壁化。

[0032] 此外,在上述方案中,通过采用热影响比PTA焊接小的LMD焊接, 还能够防止盘主体向堆焊层内溶出。其结果是,根据上述方案,能够防止 堆焊层的强度及功能性的下降。此外,还能够抑制在堆焊层发生具有不定 形状的焊道、气孔或凹坑等焊接不良,因而可进一步防止堆焊层的强度下 降。

[0033] 此外,在上述方案中,由于采用热影响比PTA焊接小的LMD焊接, 在盘主体上层叠堆焊层,所以作为分散在堆焊层内的粒子,能够使用熔点 比较低的陶瓷粒子(例如氧化铝)。

[0034] 此外,在上述方案中,在盘主体上的堆焊层中,由于层叠在盘主体上 的内层(第一层)为不含高熔点金属粒子的层,因此能够提高堆焊层和盘 主体的密合性。此外,由于含在堆焊层的外层(第二层、第三层)中的高 熔点金属粒子在焊接后也以金属粒子残存于外层内,因此能够对盘主体赋 予高的耐热性,能够防止在焊接后的堆焊层中产生裂纹。

[0035] 另外,在上述方案中,在安装于与车轴一体地旋转的旋转体上的盘主 体的表面上,通过LMD焊接层叠分散有熔点比该盘主体高的高熔点金属粒 子的焊接材料。根据这样的上述方案,通过采用LMD焊接而形成在盘主体 上的堆焊层,能够抑制行驶时的制动时的摩擦热给盘主体带来的淬火,从 而能够抑制在盘主体的表面产生裂纹或变形,能够对制动盘赋予耐热性和 耐热裂纹性这两者。

附图说明

[0036] 图1是表示具备本发明的一个实施方式涉及的制动盘的新干线用制动 装置的外观的概略俯视图。

[0037] 图2是表示图1中的A-A线截面的概略剖视图。

[0038] 图3是表示本实施方式涉及的制动盘的表面近旁的概略剖视图。

[0039] 图4A是在本实施方式中在堆焊层的形成中使用的LMD焊接装置的概 略构成图。

[0040] 图4B是以往的PTA焊接装置的概略构成图。

[0041] 图5是表示LMD焊接装置的焊接条件的表。

[0042] 图6是表示LMD焊接、PTA焊接及等离子体喷镀的特性比较结果的表。

[0043] 图7是表示距堆焊层的表层的距离和维氏硬度的关系的曲线图。

[0044] 图8是从上方看堆焊层的外观照片(A)和堆焊层的截面显微照片(B)。

[0045] 图9是表示堆焊层的表面的外观照片(A)和表示堆焊层的表面的渗透 探伤结果的照片(B)。

[0046] 图10是表示本发明的一个本实施方式涉及的制动盘的制造方法的流程 图。

具体实施方式

[0047] 以下,参照附图对本发明的一个实施方式进行说明。

[0048] 图1是表示具备本实施方式涉及的制动盘13的新干线用制动装置10 的外观的概略俯视图。此外,图2是表示图1中的A-A线截面的概略剖视 图。

[0049] 新干线用制动装置10如图1所示具备:大致圆形的车轮11(旋转体)、插通在该车轮11中的车轴12、安装在车轮11的端面上的制动盘13、以及 与该制动盘13接近地配置的制动块14。

[0050] 车轮11如图1及图2所示具有:在车轮11的轴向Y具有一定厚度的 平板部111、设在车轮11的径向X的平板部111的外缘部且轴向Y的厚度 大于平板部111的轮辋部112、设在车轮11的径向X的平板部111的中心 部且轴向Y的厚度大于平板部111及轮辋部112的轮毂部113、以及沿轴向 Y贯通轮毂部113的轴插通孔114。

[0051] 车轴12如图1及图2所示插通在车轮11的轴插通孔114中,固定在 车轮11上。该车轴12由未图示的驱动装置(发动机等)来驱动旋转,由 此使车轮11和车轴12一体地旋转。

[0052] 制动盘13具有通过推压制动块14来得到制动力的作用。该制动盘13 如图1所示为具有大致圆环形状的平板构件。制动盘13的外径小于车轮11 的轮辋部112的内径。制动盘13的内径大于车轮11的轮毂部113的外径。 此外,如图2所示,制动盘13的厚度与车轮11的轮辋部112相对于平板 部111的突出高度大致相等。另外,如图1及图2所示,在制动盘13上沿 着圆周方向以规定间隔形成有多个螺栓插通孔131。

[0053] 图3是表示制动盘13的表面近旁的概略剖视图。制动盘13具备盘主 体133、通过LMD焊接(粉体激光堆焊)形成在盘主体133的表面上的堆 焊层134。

[0054] 盘主体133为通过将锻造用钢材即锻钢成形为圆环状而得到的制动盘 13的主体。再者,盘主体133的材质并不限定于锻钢,也可以是性能价格 比优异的碳素钢或导热性及耐磨损性优异的珠光体铸铁。

[0055] 堆焊层134由层叠体构成,该层叠体包含通过熔融结合而层叠在盘主 体133的表面上的第一堆焊层134A、通过熔融结合而层叠在该第一堆焊层 134A的表面上的第二堆焊层134B、以及通过熔融结合而层叠在该第二堆焊 层134B的表面上的第三堆焊层134C。

[0056] 再者,在盘主体133上的堆焊层134(134A～134C)中,由第一堆焊 层134A形成内层,由第二堆焊层134B及第三堆焊层134C形成外层。

[0057] 而且,位于最上部的第三堆焊层134C的表面为被制动块14推压的摩 擦面135。再者,如图3所示,各堆焊层134A～134C间,因焊接形成的熔 融结合而成为无组织变化的均匀的一体化组织。

[0058] 第一堆焊层134A如图3所示为用规定的基质136形成的层。第一堆焊 层134A的维氏硬度为220[Hv]以上且270[Hv]以下。第一堆焊层134A的厚 度为1～5[mm]。

[0059] 基质136例如为镍基合金。作为该镍基合金,例如可列举Hastelloy(注 册商标)C合金。这里,所谓Hastelloy C合金是指作为化学成分以质量% 计分含有铬(Cr):15%、钼

(Mo):16%、钨(W):4%、镍(Ni):作为 剩余部分的合金。再者,基质136并不限定于镍基合金,也可以使用铜及 铝青铜等铜合金、银及银合金或铝及铝合金等热传导系数高的材料作为基 质136。

[0060] 最初层叠在盘主体133的表面上的第一堆焊层134A不包含后述的高熔 点金属粒子。由此,可提高第一堆焊层134A和盘主体133的密合性。

[0061] 第二堆焊层134B及第三堆焊层134C如图3所示为以基质136形成的 层、同时含有具有比盘主体133的熔点高的熔点的高熔点金属粒子137。第 二堆焊层134B及第三堆焊层134C中的基质136具有使高熔点金属粒子137 均质地结合的作用。第二堆焊层134B及第三堆焊层134C的维氏硬度为 220[Hv]以上且270[Hv]以下。这里,在第二堆焊层134B及第三堆焊层134C 中,也可以在基质136中只分散高熔点金属粒子137,但在本实施方式中, 第二堆焊层134B及第三堆焊层134C与高熔点金属粒子137一同含有硬质 陶瓷粒子138(例如氧化铝粒子)。第二堆焊层134B及第三堆焊层134C中 的硬质陶瓷粒子138的含量以质量%计为超过0%且50%以下。

[0062] 在堆焊领域,由于需要将堆焊层表面的摩擦系数尽量抑制在低水平, 因此一般堆焊层中不含陶瓷粒子。但是,在本实施方式中,为了得到制动 盘13所要求的制动力,而在第二堆焊层134B及第三堆焊层134C中含有硬 质陶瓷粒子138。从平均摩擦系数、磨损量、抑制陶瓷粒子138和基质136 的晶界剥离的观点出发,第二堆焊层134B及第三堆焊层134C中的硬质陶 瓷粒子138的含量优选为超过0%且50%以下。

[0063] 如此构成的第二堆焊层134B以1～5mm左右的厚度层叠在第一堆焊层 134A的表面上,此外第三堆焊层134C以1～5mm左右的厚度层叠在第二 堆焊层134B的表面上。再者,第三堆焊层134C的构成基本上与第二堆焊 层134B相同。

[0064] 高熔点金属粒子137具有对盘主体133赋予高的耐热性的作用。该高 熔点金属粒子137与盘主体133相比为熔点高的金属粒子,含有钼(Mo)、钨(W)、铌(Nb)及钽(Ta)中的至少1种。

[0065] 第二堆焊层134B及第三堆焊层134C中的高熔点金属粒子137的含量 以质量%计为超过0%且80%以下。

[0066] 此外,在高熔点金属粒子137中,平均粒径为75μm以上且100μm以 下的粒子占总粒子数的70%以上且80%以下,而平均粒径为10μm以上且 45μm以下的粒子占剩余部分。

[0067] 按以上构成的制动盘13如图2所示以形成有缺口部132的一侧朝着车 轮11一侧的状态配置在车轮11的平板部111上,通过插通在螺栓插通孔 131中的固定螺栓16来固定在车轮11上。

[0068] 此外,如上所述,制动盘13的外径小于轮辋部112的内径。制动盘13 的内径大于轮毂部113的外径。

[0069] 所以,如图2所示,以将制动盘13固定在车轮11的平板部111上的状 态,在制动盘13与轮毂部113之间形成规定宽的间隙17。

[0070] 制动块14如图1所示设于在车轮11的径向X与制动盘13相对的位置 上。虽将详细的图示省略,但制动块14设置成可沿着车轮11的轴向Y移 动。如果制动块14朝着制动盘13移动,则制动盘13的摩擦面135(第三 堆焊层134C的表面)被制动块14推压。由此,发生使与制动盘13一体地 旋转的车轴12停止的制动力。另一方面,通过使制动块14从制动盘13分

离，而容许车轴12旋转。

[0071] 接着，对本实施方式涉及的制动盘13的作用效果进行说明。在本实施 方式涉及的制动盘13中，堆焊层134通过LMD焊接层叠在盘主体133的 表面上。所以，在盘主体133和第一堆焊层134A的界面中，通过熔融结合 而提高盘主体133和第一堆焊层134A的密合强度。由此，在高速行驶时的 制动环境下，能够防止堆焊层134从盘主体133的表面剥离。

[0072] 此外，堆焊层134的维氏硬度为220[Hv]以上且270[Hv]以下。这样， 堆焊层134的维氏硬度低于一般作为是否发生裂纹及裂纹扩展的大致标准 的维氏硬度即350[Hv]。由此，即使在高速行驶时的制动环境下，堆焊层134 也难以产生裂纹或变形。

[0073] 此外，盘主体133通过其制造时的热处理而被赋予高的韧性。如果在 第一堆焊层134A的层叠时将LMD焊接产生的热(通过激光照射到盘主体 133而发生的热)施加给盘主体133，则因生成淬火层(未图示)而使盘主 体133硬化。

[0074] 另一方面，在第二堆焊层134B的层叠时，因LMD焊接产生的热经由 第一堆焊层134A而传递给盘主体133，而使传递给盘主体133的热量减少。所以，第一堆焊层134A的层叠时生成的淬火层通过第二堆焊层134B的层 叠时施加的热而被回火。由此，对硬化后的盘主体133赋予韧性。

[0075] 另外，在层叠第三堆焊层134C时，LMD焊接产生的热也经由第二堆 焊层134B及第一堆焊层134A传递给盘主体133，因此传递给盘主体133 的热量进一步减少。所以，与上述同样，第一堆焊层134A的层叠时生成的 淬火层而被回火，由此进一步提高盘主体133的韧性。由以上得出，即使 在高速行驶时的制动环境下，盘主体133也难以产生裂纹或变形。

[0076] 再者，该盘主体133中生成的淬火层在开始使用制动盘13后，通过制 动时发生的热被进一步回火，因此盘主体133的耐裂纹性进一步提高。

[0077] 接着，参照图4A及图4B，对用于在盘主体133的表面层叠堆焊层134 所用的LMD焊接装置20进行说明。

[0078] 再者，图4A是本实施方式中的LMD焊接装置20的正剖视图。图4B 是作为比较例示出的PTA焊接装置30的正剖视图。

[0079] 如图4A所示，本实施方式中的LMD焊接装置20具备：熔接炬21； 形成于熔接炬21的中心部且使从激光振荡器(图示略)供给的激光L通过 的中心孔22；在各个中心孔22的周围以同心圆状形成的冷却水供给路23； 保护气体供给路24及焊接材料供给路25。

[0080] 冷却水供给路23配置在中心孔22的外侧，是供给冷却水RW的流路。

[0081] 保护气体供给路24及焊接材料供给路25以相互邻接的方式配置在冷 却水供给路23的外侧。将保护气体SG供给至保护气体供给路24。将焊接 材料26(金属粉末)供给至焊接材料供给路25。在保护气体供给路24的 前端设有喷嘴27，从该喷嘴27朝盘主体133的表面喷射保护气体SG。在 焊接材料供给路25的前端设有喷嘴28，从该喷嘴28朝盘主体133的表面 喷射焊接材料26。

[0082] 尽管详细情况后述，但在形成第一堆焊层134A时，使用基质136的粒 子即第1金属粉末作为焊接材料26。此外，在形成第二堆焊层134B及第 三堆焊层134C时，使用基质136的粒子、高熔点金属粒子137与硬质陶瓷 粒子138的混合粉末即第2金属粉末作为焊接材料26。

[0083] 上述那样的焊接材料26可通过流过焊接材料供给路25的输送气体CG 来输送。

[0084] 此外，作为输送气体CG，可使用氩气、氦气等不活泼气体。此外，通 过供给至保护气体供给路24的保护气体SG，可防止盘主体133及堆焊层 134的氧化。

[0085] 在按以上构成的LMD焊接装置20中，激光L从熔接炬21向盘主体 133的表面照射，同时通过焊接材料供给路25，利用输送气体CG向激光照 射部位(图4A中，用符号P表示的部位)供给焊接材料26(第1金属粉 末或第2金属粉末)。

[0086] 供给至激光照射部位P的焊接材料26通过由激光L施加大的热能而熔 融。在熔融的焊接材料26凝固而形成堆焊层134。与激光L的照射及焊接 材料26的供给同时，使熔接炬21沿着盘主体133的表面以一定速度移动， 由此能够在盘主体133的表面形成具有一定厚度的堆焊层134。如此，通过 使熔接炬21多次往复移动，能够在盘主体133的表面上层叠具有多层结构 的堆焊层134。

[0087] 再者，在LMD焊接装置20中，相对于盘主体133的线能量小，通过 对盘主体133照射从激光振荡器(图示略)供给的激光L而发生热。为了 通过该热而得到必要的熔深量，需要适当设定激光L的激光直径及激光L 的移动速度。

[0088] 这里，参照图5对LMD焊接装置20的焊接条件进行说明。

[0089] 如图5所示，作为激光照射条件，将激光L的焦点直径设定在5.4[mm]， 将调整激光L的焦点距离的设备即MFO(Manual Focusing Optics)的设定 电压值设定在0.45[V]，此外，将激光L的功率设定在2700[W]。作为焊接 材料供给条件，将保护气体SG的流量设定在15[L/min]，将熔接炬21的转 速设定在10[rpm]，此外将输送气体CG的流量设定在4[L/min]。作为其它 条件，将焊接速度(熔接炬21的移动速度)设定在500[mm/min]，将间距 宽度设定在2.3[mm]。

[0090] 另一方面，如图4B所示，作为比较例列举出的PTA焊接装置30具备：熔接炬31、插入到熔接炬31中心部的钨电极32、与钨电极32及盘主体133 连接的主电源33、与钨电极32及熔接炬31连接的先导(pilot)电源34。

[0091] 如图4B所示，在熔接炬31的中心部形成电极孔311，同时以该电极孔 311为中心，以同心圆状形成第一流路312、第二流路313及第三流路314。 在电极孔311中插入钨电极32，同时供给先导气体PG。向第一流路312供 给冷却水RW。向第二流路313供给焊接材料35及输送气体CG。向第三 流路314供给保护气体SG。再者，焊接材料35为由基质粒子和高熔点金 属粒子的混合粉末。

[0092] 在如此构成的PTA焊接装置30中，通过利用先导电源34对钨电极32 与熔接炬31之间外加电压，在电极孔311内发生电弧放电，使先导气体PG 等离子体化。如果等离子体化后的先导气体PG(等离子体气体)被供给至 第一流路312中的冷却水RW冷却，就因所谓热收缩效应而被缩细。其结 果是，上述等离子体气体作为能量密度高的等离子体电弧PA从电极孔311 的前端孔朝盘主体133喷射。如果该等离子体电弧PA到达盘主体133，就 通过主电源33对钨电极32与盘主体133之间外加电压，由此在盘主体133 中流过电弧电流(图示略)。其结果是，在盘主体133的表面形成熔融池。 另一方面，将供给至第二流路313中的焊接材料35通过被输送气体CG压 送而送入等离子体电弧PA中，并使其熔融。以焊接材料35熔融的状态投 入盘主体133上的熔融池中，由此形成堆焊层134’。

[0093] 图6示出采用图4A所示的LMD焊接装置20而实现的LMD焊接、采 用图4B所示的PTA焊接装置30而实现的PTA焊接、作为另一个比较例例 示的等离子体喷镀的特性比较结果。

[0094] 如图6所示，在采用LMD焊接时，与PTA焊接相比，尽管堆焊厚度 及堆焊量小，但热负载低，所以碳从盘主体向堆焊层的熔深量小。此外， 在采用LMD焊接时，与等离子体喷镀相比，盘主体和堆焊层的密合力高。

[0095] 此外，在采用LMD焊接时，与等离子体喷镀相比，其成品率高。另外， 等离子体喷镀中的气孔率(焊接缺陷)为1～3％，但LMD焊接中的气孔率 为0％。

[0096] 接着，参照图7对距堆焊层的表层(表面)的距离[mm]和维氏硬度[Hv] 的关系进行说明。再者，图7中，使用宽50[mm]、长150[mm]、厚19[mm] 的试验片，进行维氏硬度的测定。

[0097] 图7是表示从堆焊层的表层的距离[mm]和维氏硬度[Hv]的关系的曲线 图。图7的横轴表示从堆焊层表层至厚度方向的距离，图7的纵轴表示维 氏硬度。

[0098] 再者，图7中的丸形的图示(○)表示采用LMD焊接在盘主体上层叠 第一堆焊层的情况。此外，四角形的图示(□)表示不对盘主体进行预热 而采用PTA焊接层叠第一堆焊层的比较例。菱形的图示(◇)表示在将盘 主体预热至250℃后，采用PTA焊接层叠第一堆焊层的比较例。

[0099] 此外，图7中，所谓“热影响区”意味着从盘主体的表面到大约2.8[mm] 的深度的焊接时的热的影响所波及的范围。此外，所谓“本体原质部”意 味着盘主体的厚度方向整体。

[0100] 如图7所示，通过对LMD焊接和PTA焊接进行比较，得知在热影响 区的区域中，PTA焊接形成的维氏硬度大于LMD焊接形成的维氏硬度。

[0101] 作为其原因，可列举在采用PTA焊接形成堆焊层时，因温度非常高的 热的影响而在盘主体生成淬火层，从而使盘主体的硬度提高。与此相对， 在采用LMD焊接形成堆焊层时，LMD焊接导致的热影响小，对盘主体仅 产生适度范围的热影响。所以，在采用LMD焊接形成堆焊层时，盘主体维 持高的韧性。

[0102] 此外，在采用LMD焊接形成堆焊层时，从堆焊层表层到2[mm]以上的 深度中的维氏硬度低于一般作为是否发生裂纹及裂纹扩展的大致标准的 350[Hv]。所以，在采用LMD焊接形成堆焊层时，难以在盘主体中发生裂 纹或变形。

[0103] 图8A示出从上方看通过LMD焊接装置20形成在盘主体133的表面 上的堆焊层134的外观照片。图8B示出堆焊层134的截面显微照片。图9A示出堆焊层134的表面的外观照片。图9B示出堆焊层134的渗透探伤 结果。

[0104] 特别是如图8B及图9B所示，在通过LMD焊接制造的制动盘13中， 堆焊层134的截面及表面中的金属组织，因通过LMD焊接而熔融结合，成 为无组织变化的均匀的一体化组织。

[0105] 接着，对本实施方式涉及的制动盘13的制造方法进行说明。

[0106] 图10是表示本实施方式涉及的制动盘13的制造工序的流程图。首先， 制作盘主体133(步骤S1)。在该步骤S1中，通过对具有规定组成的铸锭 进行锻造、轧制或铸造来制作盘主体133。

[0107] 接着，根据需要，实施盘主体133的热处理(步骤S2)。在该步骤S2 中，以步骤S1中制作的盘主体133的特性达到所希望的特性的方式，对盘 主体133进行热处理，从而调整盘主体133的组织。

[0108] 再者，在采用以往的PTA焊接时，在上述步骤S2后，实施盘主体133 的机械加工。也就是说，在采用PTA焊接时，由于对盘主体133的热影响 大，所以需要预想盘主体133中产生的变形量，并以将焊接后的堆焊层134 形成适当的状态的方式，将盘主体133的表面的一部

分切去，由此预先在 盘主体133上形成具有规定角度的坡口部。

[0109] 但是，在本实施方式中，与PTA焊接不同，由于采用对盘主体133的 热影响小的LMD焊接，所以不需要实施上述那样的对盘主体133的机械加 工。

[0110] 接着，通过LMD焊接装置20，在盘主体133的表面形成第一堆焊层 134A(步骤S3：相当于本发明中的堆焊层形成工序的第1工序)。在该步 骤S3中，通过LMD焊接装置20，对盘主体133的表面照射激光L，同时 向激光L的照射部位P供给焊接材料26(第1金属粉末)，使焊接材料26 熔融，由此在盘主体133的表面形成第1堆焊层134A。

[0111] 该步骤S3中的焊接材料26(第1金属粉末)为例如由镍基合金构成的 基质136的粒子(粉末)。

[0112] 接着，通过LMD焊接装置20，在第一堆焊层134A的表面形成第二堆 焊层134B(步骤S4：相当于本发明中的堆焊层形成工序的第2工序)。在 该步骤S4中，通过LMD焊接装置20，对第1堆焊层134A的表面照射激 光L，同时向激光L的照射部位P供给焊接材料26(第2金属粉末)，使焊 接材料26熔融，由此在第1堆焊层134A的表面形成第2堆焊层134B。

[0113] 该步骤S4中的焊接材料26(第2金属粉末)为基质136(例如镍基合 金)的粒子、高熔点金属粒子137(例如钼)与硬质陶瓷粒子138(例如氧 化铝)的混合粉末。

[0114] 上述焊接材料26(第2金属粉末)中的硬质陶瓷粒子138的含量以质 量％计为超过0％且50％以下。因采用这样的焊接材料26，第2堆焊层134B 中的硬质陶瓷粒子138的含量以质量％计也为超过0％且50％以下。

[0115] 接着，通过LMD焊接装置20，在第二堆焊层134B的表面形成第三堆 焊层134C(步骤S5：相当于本发明中的堆焊层形成工序的第2工序)。在 该步骤S5中，通过LMD焊接装置20，对先前形成的第2堆焊层134B的 表面照射激光L，同时向激光L的照射部位P供给与上述同样的由第2金 属粉末构成的焊接材料26，使焊接材料26熔融，由此在第2堆焊层134B 的表面形成第3堆焊层134C。由于第2堆焊层134B和第3堆焊层134C彼 此熔融结合，所以在第2堆焊层134B及第3堆焊层134C的整体中金属组 织可均匀化(参照图3)。

[0116] 再者，在通过LMD焊接在第2堆焊层134B的表面形成第3堆焊层134C 时，也可以提高焊接材料26(第2金属粉末)中的高熔点金属粒子137的 比例。由此，能够进一步提高第3堆焊层134C的表面(即制动块14直接 接触的摩擦面135)的耐热性。

[0117] 接着，实施通过在盘主体133的表面形成堆焊层134而得到的制动盘 13的机械加工(步骤S6)。在该步骤S6中，通过切削加工等将制动盘13 的外形调整成所希望的外形。

[0118] 最后，实施制动盘13的精加工(步骤S7)。在该步骤S7中，为了使制 动盘13的摩擦面135(第3堆焊层134C的表面)形成平滑的面，对摩擦 面135进行研磨。通过实施以上那样的各工序(步骤S1～S7)，完成制动盘 13，制动盘13的制造工序结束。

[0119] 如以上所述，在本实施方式中，由于采用热影响比以往的PTA焊接小 的LMD焊接，在盘主体133上层叠堆焊层134，所以不需要在以往的PTA 焊接中必需的预热，且可抑制焊接时发生的热变形，所以能够抑制盘主体 133的应变变形。其结果是，根据本实施方式，能够实现盘主体133的薄壁 化。

[0120] 此外，在本实施方式中，通过采用热影响比PTA焊接小的LMD焊接，还能够防止盘主体133向堆焊层134内溶出。其结果是，根据本实施方式，能够防止堆焊层134的强度及功能性的下降。此外，由于能够抑制在堆焊 层134中发生具有不定形状的焊道、气孔或凹坑等

焊接不良，所以可进一 步防止堆焊层134的强度下降。

[0121] 此外，在本实施方式中，由于采用热影响比PTA焊接小的LMD焊接，在盘主体133上层叠堆焊层134，所以作为分散在堆焊层134内的粒子，可 使用熔点比较低的陶瓷粒子(例如氧化铝)。

[0122] 此外，在本实施方式中，由于最初形成在盘主体133的表面上的第1 堆焊层134A是不含高熔点金属粒子137的镍基合金层，所以能够提高堆焊 层134和盘主体133的密合性。此外，第2堆焊层134B及第3堆焊层134C 中含有的高熔点金属粒子137由于具有高的熔点，所以在焊接后还作为金 属粒子残存在第2堆焊层134B及第3堆焊层134C内。由此，能够对盘主 体133赋予高的耐热性，能够防止在焊接后的堆焊层134中发生裂纹。

[0123] 另外，在本实施方式中，在安装于与车轴一体地旋转的车轮11(旋转 体)上的盘主体133的表面上，通过LMD焊接层叠分散有熔点比该盘主体 133高的高熔点金属粒子137的焊接材料26。根据这样的本实施方式，通 过采用LMD焊接而形成于盘主体133上的堆焊层134，能够抑制行驶时的 制动时的摩擦热给盘主体133带来的淬火，能够抑制在盘主体133的表面 发生裂纹或变形，能够对制动盘13赋予耐热性和耐热裂纹性这两者。

[0124] 以上，参照附图对本发明的一个实施方式详细地进行了说明，但本发 明并不限定于上述实施方式，也可以在不脱离本发明的主旨的范围内对实 施方式进行变更。

[0125] 工业上的可利用性

[0126] 本发明涉及在具有制动块被推压的摩擦面的制动盘中可防止在焊接时 发生热变形及由此导致的变形的制动盘及其制造方法。

[0127] 符号说明

[0128] 10:新干线用制动装置，11:车轮，12:车轴，13:制动盘，14:制 动块，20:LMD焊接装置，21:熔接炬，22:中心孔，23:冷却水供给路， 24:保护气体供给路，25:焊接材料供给路，26:焊接材料，133:盘主体， 134:堆焊层，134A:第一堆焊层(内层)，134B:第二堆焊层(外层)，134C: 第三堆焊层(外层)，135:摩擦面，136:基质，137:高熔点金属粒子， 138:硬质陶瓷粒子，L:激光。

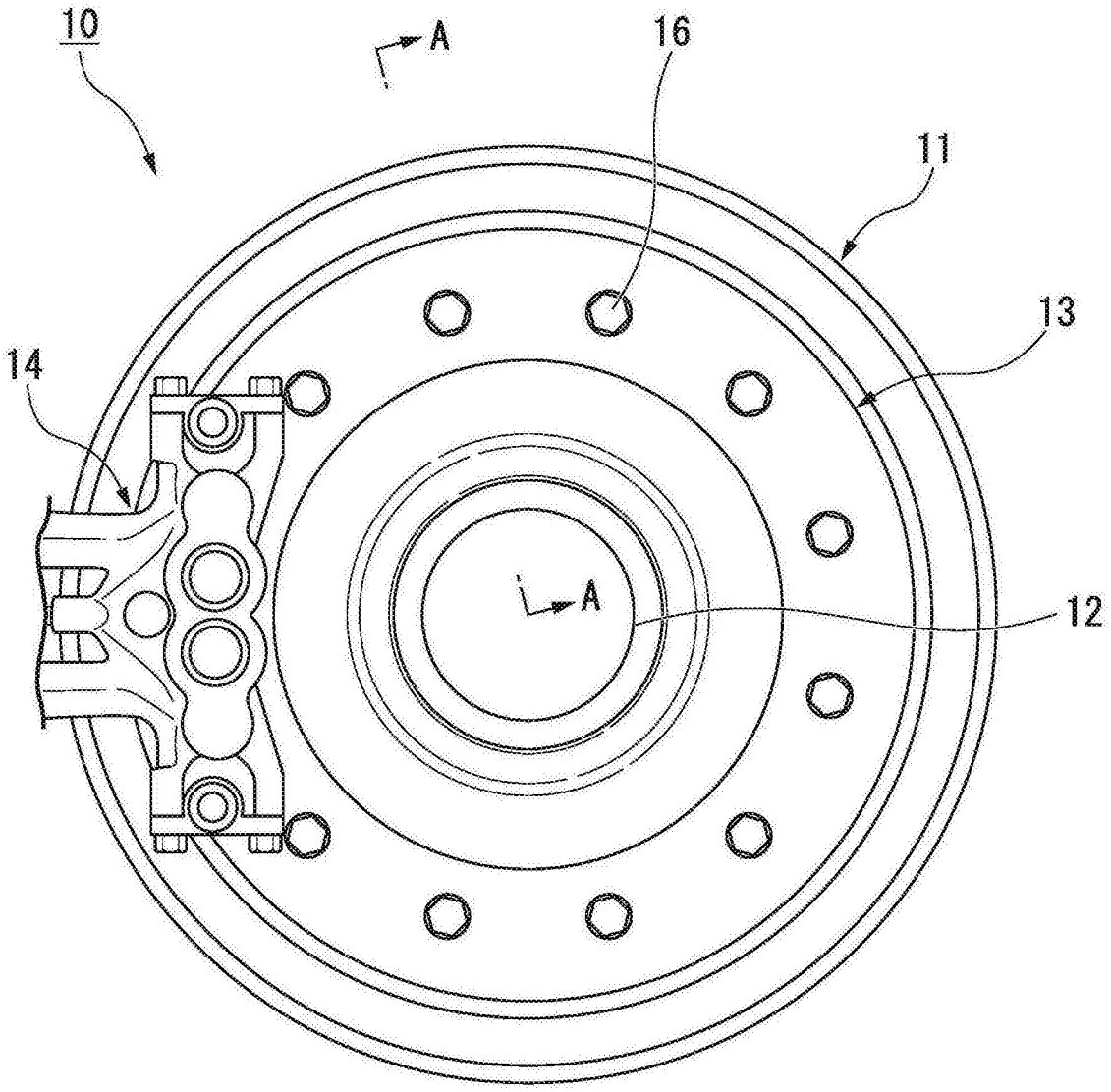


图1

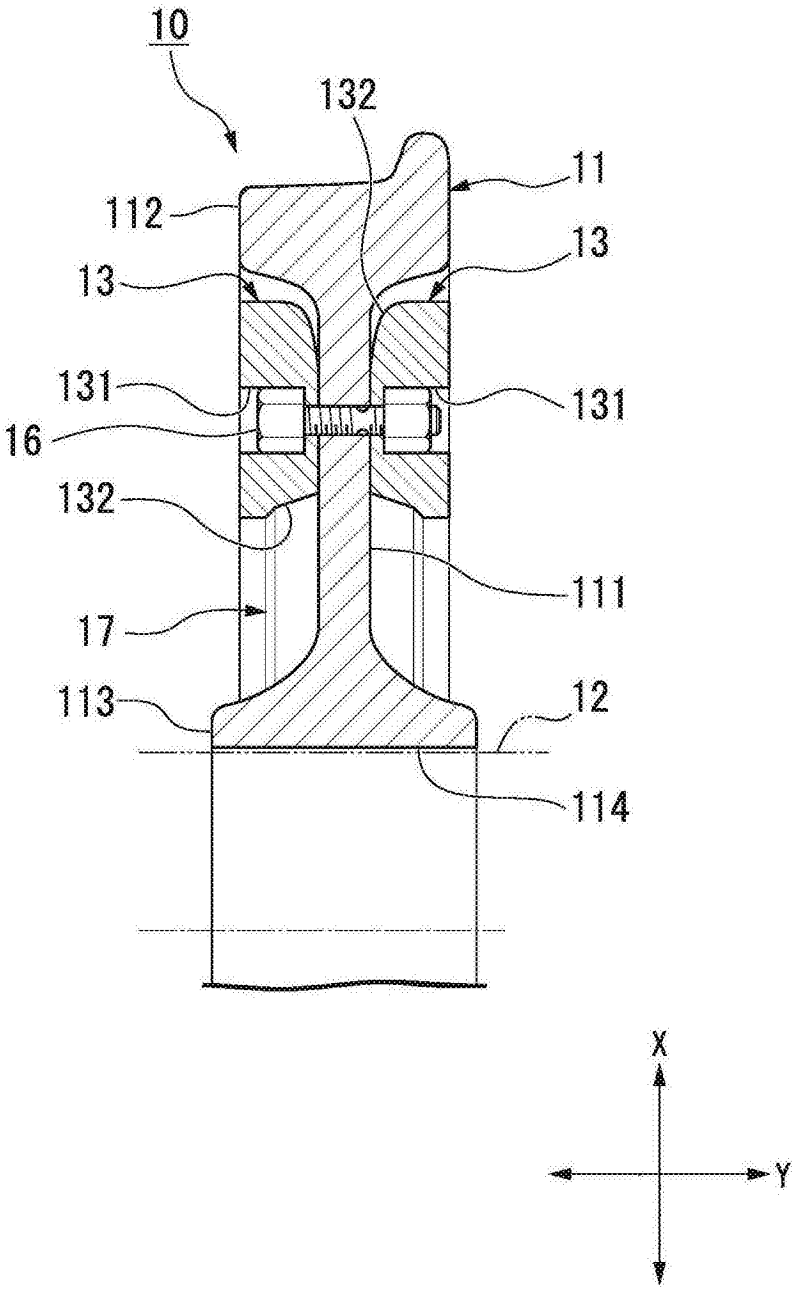


图2

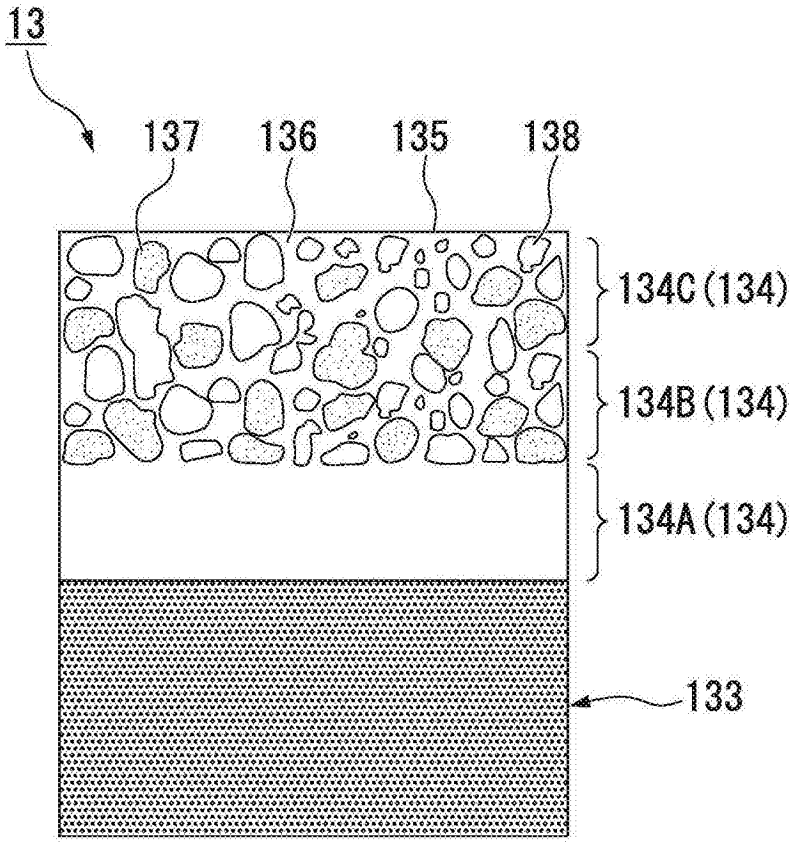


图3

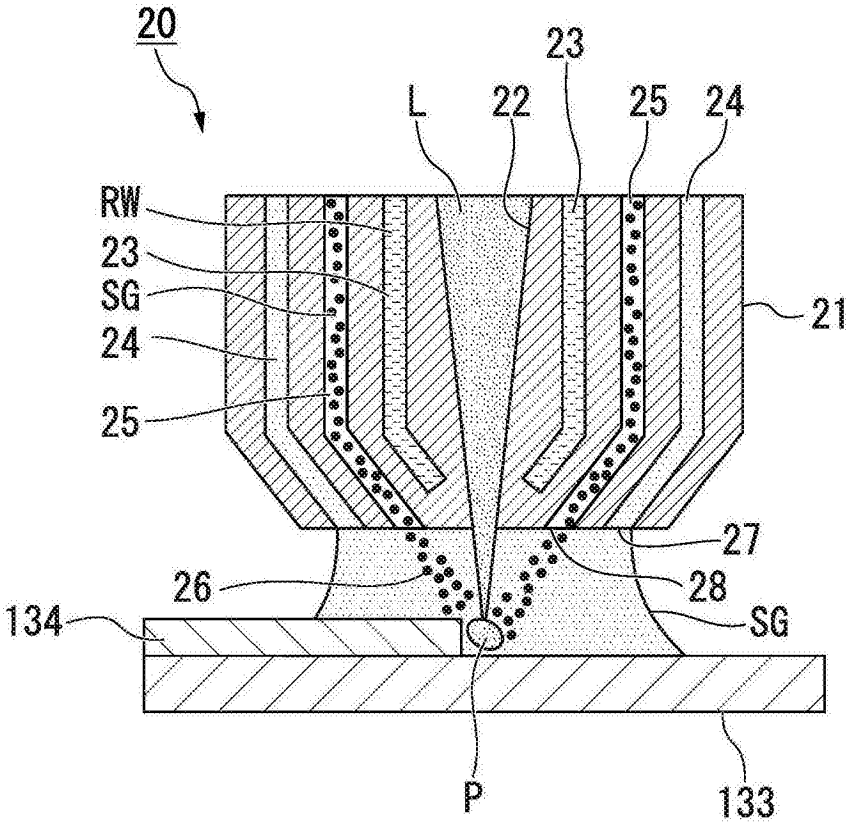


图4A

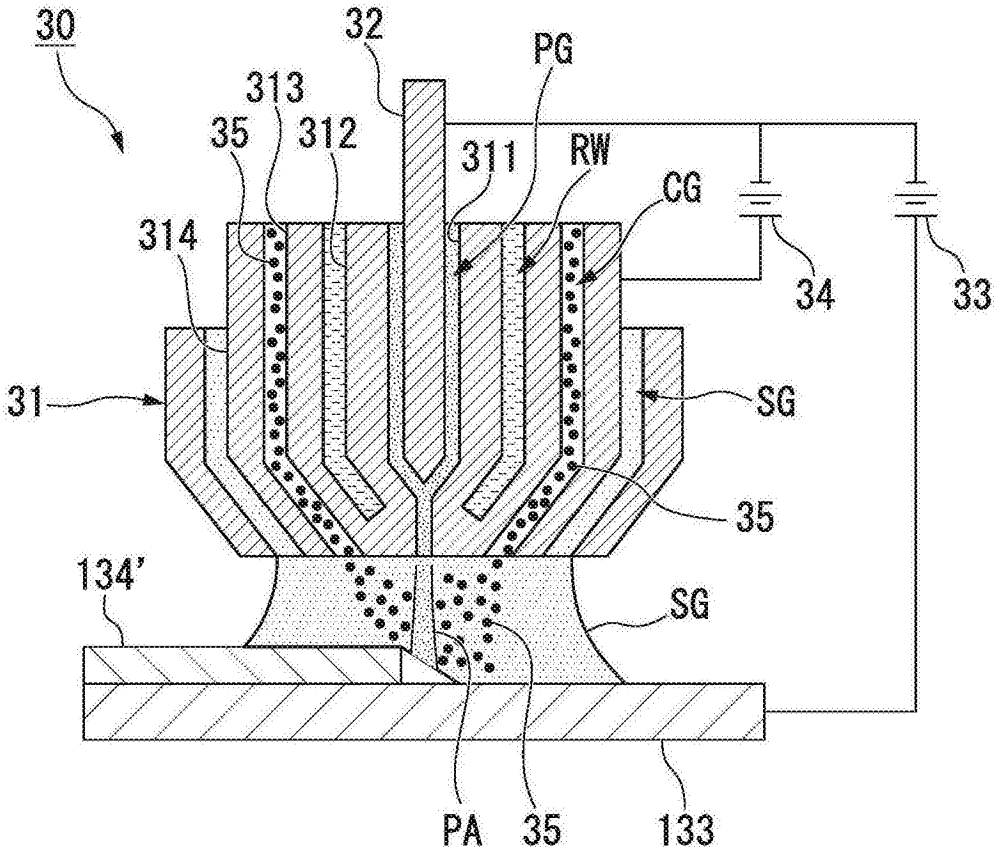


图4B

焊接条件

激光照射条件			焊接材料供给条件			其它条件	
焦点直径(mm)	MFO(V)	功率(W)	保护气体(L/min)	转速(rpm)	载气(L/min)	焊接速度(mm/ min)	间距宽度(mm)
5.4	0.45	2700	15	10	4	500	2.3

图5

根据焊接法的特性比较

	等离子体喷镀	LMD焊接	PTA焊接
堆焊厚度（mm）	0.05～0.5	0.1～2	0.5～3
堆焊量（kg/hr）	5～9	＜1	＜2
热负载	极低	低	高
熔深（%）	0	＜5	10～20
密合力（MPa）	80	800	800
成品率（%）	10～20	80～90	80～90
气孔率（%）	1～3	0	0

图6

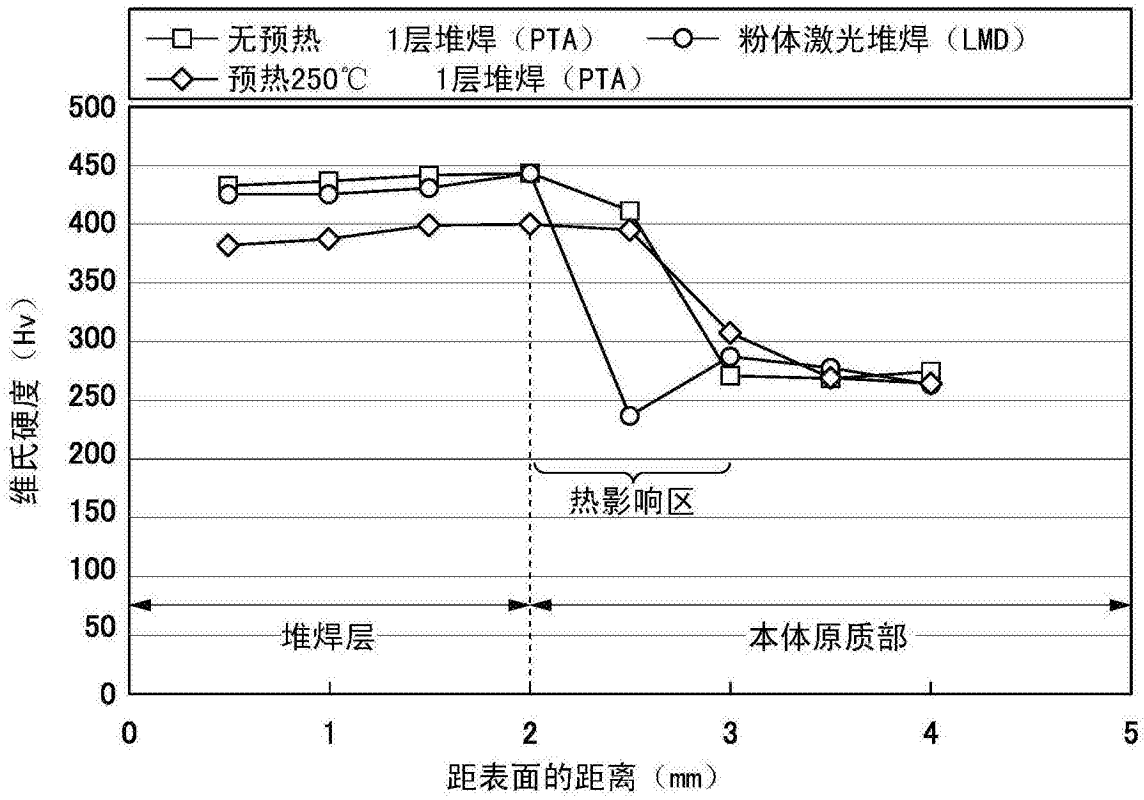


图7

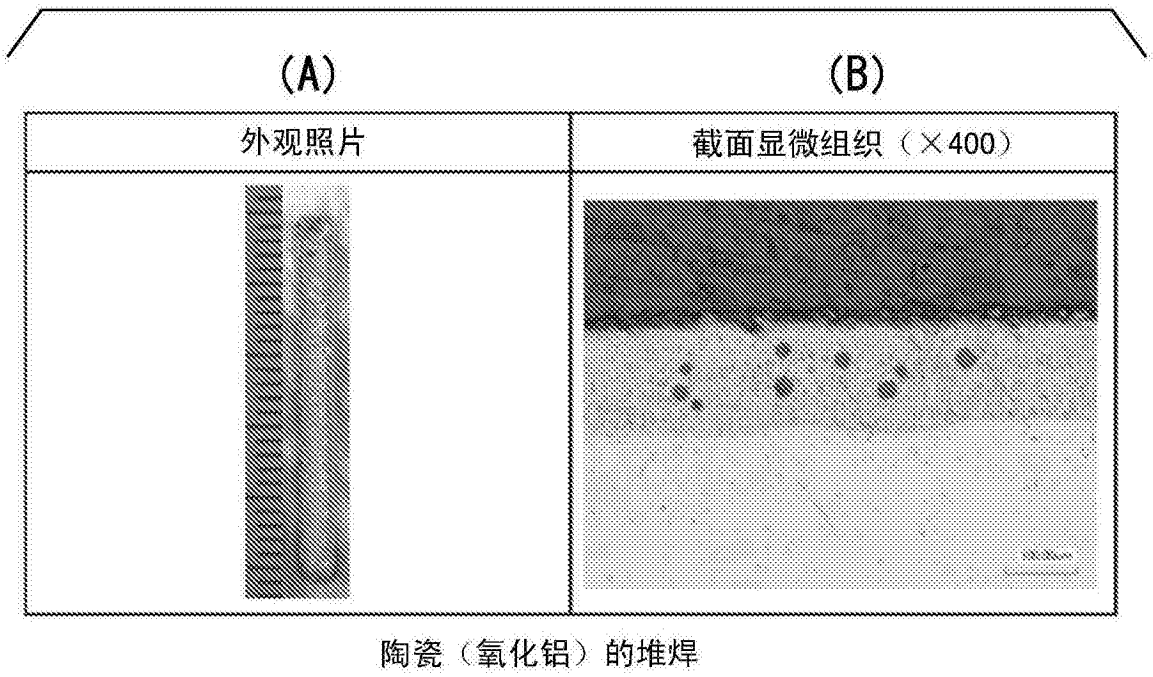
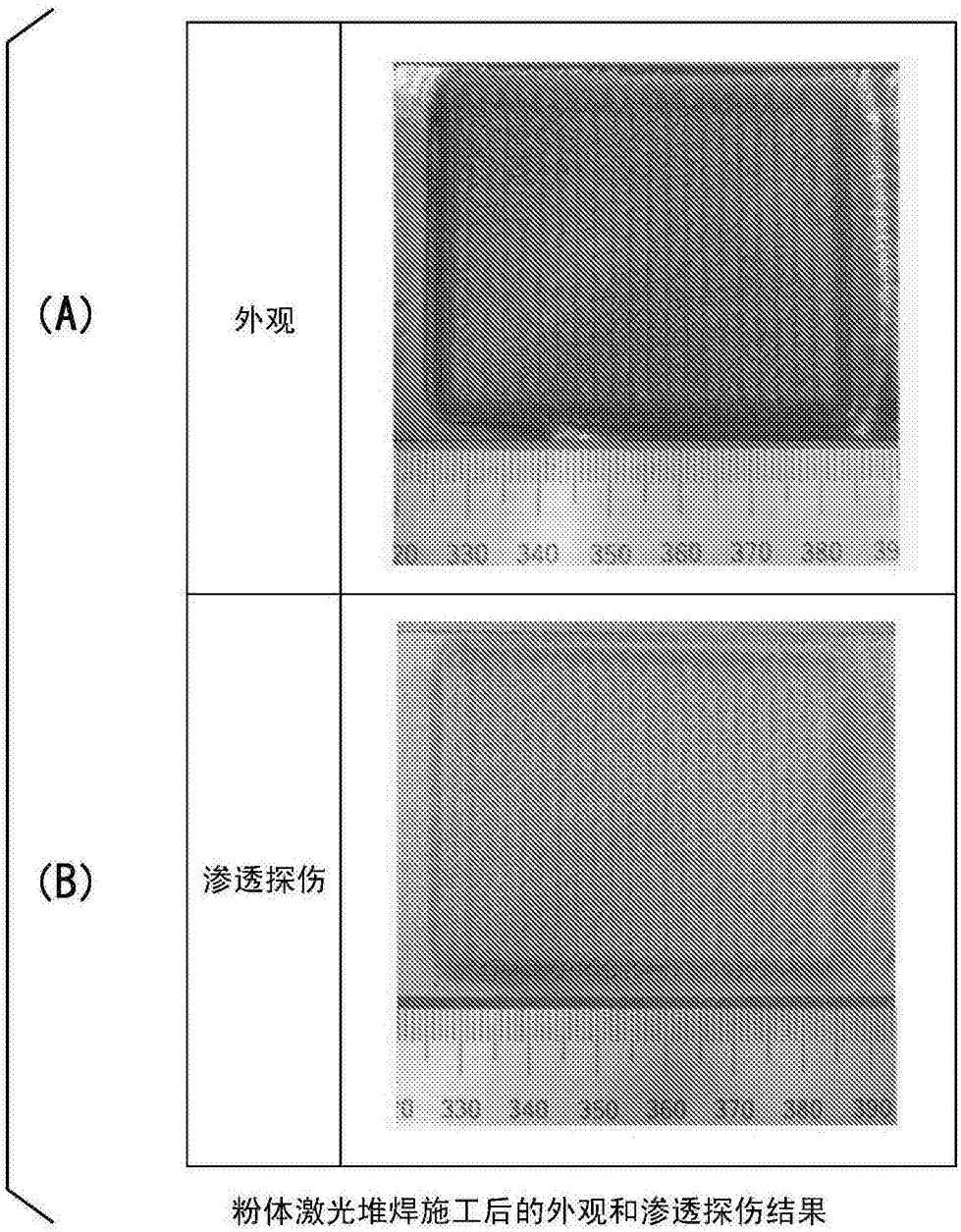


图8



粉体激光堆焊施工后的外观和渗透探伤结果

图9

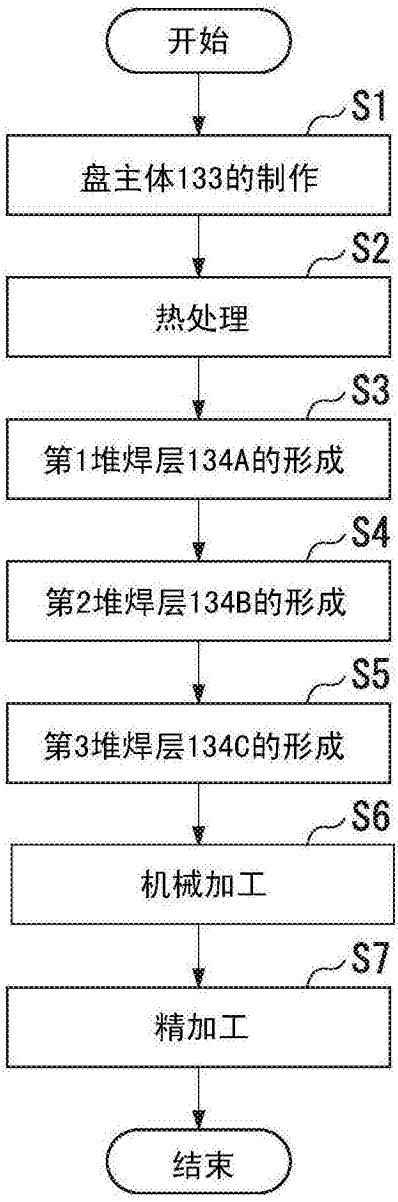

开始
S1
盘主体133的制作
S2
热处理
S3
第1堆焊层134A的形成
S4
第2堆焊层134B的形成
S5
第3堆焊层134C的形成
S6
机械加工
S7
精加工
结束

图10