



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 105585326 A

(43) 申请公布日 2016. 05. 18

(21) 申请号 201510983420. 0

(22) 申请日 2015. 12. 24

(71) 申请人 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院

地址 100095 北京市海淀区北京 81 信箱

(72) 发明人 熊华平 陈波 李文文

(74) 专利代理机构 中国航空专利中心 11008

代理人 杜永保

(51) Int. Cl.

C04B 37/00(2006. 01)

权利要求书1页 说明书3页

(54) 发明名称

一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺

(57) 摘要

本发明涉及一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺,属于焊接制造技术领域。由于陶瓷及陶瓷基复合材料的加工性能较差、耐热冲击能力弱,国内外在陶瓷或陶瓷基复合材料的连接中,普遍使用传统的 Ag-Cu-Ti、Cu-Ti 系活性钎料进行钎焊连接,但相应的接头耐热温度很难超过 500℃。本发明提供一种可用于 SiC 陶瓷基复合材料的低温活化连接、接头耐高温的连接方法,通过采用纳米级厚度的 Ti 和 Al 金属层交替叠加的箔带作为焊料,经过热压烧结方法,实现碳化硅陶瓷基复合材料的连接,获得的连接接头不仅室温强度高,而且室温接头强度的 75% 以上可以稳定至 1100℃ 的高温。

1. 一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺,其特征在于,该工艺包括以下步骤:首先,制备纳米级厚度的Ti和Al金属层交替叠加的箔带;其次,以所述纳米箔带作为焊料,将其置于被焊接的SiC陶瓷基复合材料之间,采用真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结方法,温度为1000℃~1250℃,压力为10MPa~30MPa,实现碳化硅陶瓷基复合材料的连接。

2. 根据权利要求1所述的工艺,其特征在于:所述纳米箔带中每个金属层的厚度为15nm~100nm,总厚度为30μm~100μm。

3. 根据权利要求1所述的工艺,其特征在于:所述的热压烧结为热压放电等离子烧结。

4. 根据权利要求1中任一项所述的工艺,其特征在于:真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结,高温反应连接时间为3~60分钟。

5. 根据权利要求3所述的工艺,其特征在于,采用热压放电等离子烧结方法的反应时间为3~10分钟。

6. 根据权利要求1所述的工艺,其特征在于:该工艺还可以用于C-C复合材料之间的连接。

一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺

技术领域

[0001] 本发明涉及一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺,属于焊接制造技术领域。

背景技术

[0002] 陶瓷、陶瓷基复合材料是很有应用前途的高温结构陶瓷材料,近年来尤其以碳化硅陶瓷(SiC),碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料(C_f/SiC),和碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料(SiC_f/SiC),以及硅/碳化硅陶瓷基复合材料(Si/SiC)是高温结构陶瓷材料中比较典型的代表。

[0003] 但由于陶瓷及陶瓷基复合材料的加工性能较差、耐热冲击能力弱,以及制造尺寸大而且形状复杂的零件较为困难等缺点,通常需要通过陶瓷及陶瓷基复合材料自身的连接来实现复杂构件的制造,并且连接接头必须满足耐高温的使用要求。

[0004] 应当说,陶瓷材料属于难焊接材料,国内外在陶瓷或陶瓷基复合材料的连接中,普遍使用传统的Ag-Cu-Ti、Cu-Ti系活性钎料进行钎焊连接,但相应的接头耐热温度很难超过 $500^{\circ}C$ 。Cu-Pd-V、Au-Cu-Pd-V等活性钎料也可用于碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的连接,但接头的耐热温度也不超过 $800^{\circ}C$ 。陶瓷连接技术公开报道的还有使用Ni基钎料合金钎焊陶瓷基复合材料的研究结果,但自身接头室温弯曲强度只有58 MPa左右,远低于被焊母材。目前针对SiC陶瓷基复合材料尚缺乏适用的高温连接焊料和合适的耐高温连接工艺。

[0005] 近年来也有采用在含有碳的坯体中熔渗入硅的反应方法进行碳化硅陶瓷的连接报道,但是焊料的前期处理过程以及连接工艺复杂,连接温度高达 $1400^{\circ}C$ 以上,一方面焊接过程能源消耗大,另一方面接头中渗入硅未完全反应的残留量不可控,因此连接接头性能不稳定。此外,上述方法因为连接温度太高,无法适用于SiC陶瓷与金属的连接。而且,对于碳化硅陶瓷基复合材料,比如 C_f/SiC 陶瓷基复合材料, SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料,或者 Si/SiC 陶瓷基复合材料,因为复合材料的组分更加复杂,它们的连接技术比起SiC陶瓷更为复杂,目前没有简易、实用并且质量可控的耐高温连接的工艺方法。

发明内容

[0006] 本发明所要解决的技术问题是:针对上述技术需求和现有技术的不足,提供一种可用于碳化硅陶瓷基复合材料的SiC陶瓷基复合材料的低温活化连接、接头耐高温的连接方法。

[0007] 这里SiC陶瓷基复合材料包括SiC陶瓷、 C_f/SiC 陶瓷基复合材料、 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料或者 Si/SiC 陶瓷基复合材料。

[0008] 本发明的技术解决方案是,一种纳米箔带扩散连接碳化硅陶瓷基复合材料的工艺,该工艺包括以下步骤:首先,制备纳米级厚度的Ti和Al金属层交替叠加的箔带;其次,以所述纳米箔带作为焊料,将其置于被焊接的SiC陶瓷基复合材料之间,采用真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结方法,温度为 $1000^{\circ}C\sim 1250^{\circ}C$,压力为10MPa~30MPa,实现碳

化硅陶瓷基复合材料的连接。

[0009] 所述纳米箔带中每个金属层的厚度为15nm~100nm,总厚度为30 μ m~100 μ m。

[0010] 所述的热压烧结为热压放电等离子烧结。

[0011] 真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结,高温反应连接时间为3~60分钟。

[0012] 采用热压放电等离子烧结方法的反应时间为3~10分钟。

[0013] 该工艺还可以用于C-C复合材料之间的连接。

[0014] 本发明可以为SiC陶瓷基复合材料提供质量稳定的耐高温材料连接的工艺方法。相对于其他连接方法,本发明具有如下优点:

[0015] 1.使用的焊料由纳米级厚度的Ti/Al双金属层交替变化的箔带组成,它具有极高的活性,比如在室温下点燃总厚度30 μ m~100 μ m的Ti/Al纳米箔带,它在大气条件下的燃烧速度达到10m/s,因此高活性导致可以比常规连接方法低150 $^{\circ}$ C~300 $^{\circ}$ C的温度下实现SiC陶瓷,或者SiC陶瓷基复合材料的连接,因此焊接工艺大幅度节约能源;

[0016] 2.由于纳米级厚度Ti/Al双金属层交替变化的箔带的极高活性,因此通过加热条件下的活化扩散反应,在与SiC陶瓷的连接界面能够生成TiC,Ti-Si-C,Ti-Al-C等高熔点化合物相或陶瓷相,获得的SiC陶瓷接头,或者SiC陶瓷基复合材料连接接头不仅室温强度高,即室温弯曲强度达到220MPa~350MPa,而且室温接头强度的75%以上可以稳定至1100 $^{\circ}$ C的高温;

[0017] 3.本发明中的技术方案,不仅适合上述4类SiC陶瓷基复合材料,加上C/C复合材料共5类复合材料它们自身的连接,还可以用于这5类复合材料之间的两两互焊。

具体实施方式

[0018] 采用电子束-物理气相沉积(EB-PVD)等方法制备纳米级厚度双金属层Ti/Al交替变化的箔带,其中单层金属的厚度控制为15nm~100nm,纳米双金属箔带的总厚度控制为30 μ m~100 μ m,并使用这种纳米箔带作为焊料,置于被焊的SiC陶瓷,或者SiC陶瓷基复合材料,或者C/C复合材料之间,或者置于上述被焊的两种材料之间,采用真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结或者热压放电等离子烧结方法,通过1000 $^{\circ}$ C~1250 $^{\circ}$ C高温下纳米箔带中Ti/Al双元素之间的放热反应以及它们与被焊的SiC陶瓷,或者SiC陶瓷基复合材料之间的活化扩散反应实现连接。反应连接过程中施加压力10MPa~30MPa。采用真空扩散焊或者真空-氩气条件下的热压烧结方法,高温反应连接时间为3~60分钟。若采用热压放电等离子烧结方法扩散连接,则反应时间为3~10分钟。

[0019] 实施例一

[0020] 选用纳米级厚度双金属层Ti/Al交替变化的箔带作为焊料,其中单层金属的厚度为15nm~40nm,纳米双金属箔带的总厚度为30 μ m~50 μ m,采用真空-氩气条件下的热压烧结方法,加热过程中的升温速度为15 $^{\circ}$ C~20 $^{\circ}$ C/min,通过在1150 $^{\circ}$ C~1200 $^{\circ}$ C高温下的扩散反应,反应过程中施加压力10MPa~15MPa,反应时间3~60小时。连接后从高温降至室温的冷却速度为2 $^{\circ}$ C~6 $^{\circ}$ C/min。

[0021] 实施例二

[0022] 选用纳米级厚度双金属层Ti/Al交替变化的箔带作为焊料,其中单层金属的厚度为30nm~50nm,纳米双金属箔带的总厚度为40 μ m~70 μ m,采用真空-氩气条件下的热压放电

等离子烧结方法,加热过程中的升温速度为 $40^{\circ}\text{C}\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{min}$,通过在 $1100^{\circ}\text{C}\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 高温下Si和C元素原位反应,反应过程中施加压力 $15\text{MPa}\sim 30\text{MPa}$,反应时间 $4\sim 8$ 分钟。连接后从高温降至室温的冷却速度为 $30^{\circ}\text{C}\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

[0023] 实施例三

[0024] 选用纳米级厚度双金属层Ti/Al交替变化的箔带作为焊料,其中单层金属的厚度为 $40\text{nm}\sim 80\text{nm}$,纳米双金属箔带的总厚度为 $40\mu\text{m}\sim 100\mu\text{m}$,采用真空扩散焊方法,加热过程中的升温速度为 $15^{\circ}\text{C}\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{min}$,通过在 $1150^{\circ}\text{C}\sim 1250^{\circ}\text{C}$ 高温下的扩散反应,反应过程中施加压力 $15\text{MPa}\sim 25\text{MPa}$,反应时间 $3\sim 60$ 分钟。连接后从高温降至室温的冷却速度为 $2^{\circ}\text{C}\sim 6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

[0025] 上述三种实施例,均进行了SiC陶瓷, C_f/SiC 陶瓷基复合材料,和 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料,以及Si/SiC陶瓷基复合材料这四大类材料,加上C/C复合材料共5类复合材料它们自身的连接,以及这5类复合材料之间的两两互焊。

[0026] 获得的上述四类SiC陶瓷基复合材料它们自身连接接头的室温弯曲强度达到 $220\text{MPa}\sim 350\text{MPa}$,而且室温接头强度的75%以上可以稳定至 1100°C 的高温;获得的C/C复合材料自身连接接头的室温剪切强度达到 $30\text{MPa}\sim 45\text{MPa}$,而且该室温强度的75%以上可以稳定至 1100°C 的高温。获得的异种材料连接接头的室温弯曲强度达到被焊材料自身强度的70%~80%,而且该强度值的75%以上可以稳定至 1100°C 的高温。

[0027] 另需说明的是,凡本发明中所描述的具体实施例,其配方、工艺所用名称等可以不同。凡基于本发明专利构思所述的构造、特征及原理所做的等效或简单变化,均包括于本发明的专利保护范围内。