

钎焊工艺对 Ni-14Cr-10P-xTi 钎料连接 C/C 复合材料组织和性能的影响

易振华, 冉丽萍, 易茂中

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 用真空熔炼、惰性气体雾化的方法制备 Ni-14Cr-10P 金属粉末, 再加入 Ti 粉和 高分子聚合物高速搅拌分散制备了 Ni-14Cr-10P-xTi 膏状活性钎料。用制备的焊膏在真空钎焊炉中钎焊 C/C 复合材料, 然后测试了钎焊接头的抗剪切强度, 采用 SEM、EDS、XRD 等方法对接头微观组织进行了分析。结果表明, 在钎焊温度 1000 °C, 保温时间 30 min 时, 接头获得了最高的抗剪切强度, 然后随着钎焊温度的上升、保温时间延长, 钎焊接头强度下降; 添加 Ti 元素加快了钎焊强度随温度和保温时间的增加而下降的速度, 结合微观组织结构, 对 Ti 元素加入后钎焊强度随温度和保温时间增加而下降更为迅速的原因进行了分析。

关键词: C/C 复合材料连接; 活性钎料; 焊膏; 剪切强度; 界面组织结构

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0361-09

C/C 复合材料具有密度低, 比强度高, 热传导性良好, 摩擦性能优异等突出优点^[1-4], 已广泛应用于航空、航天、化工、机械、冶金、核能、医疗等各个领域^[5-7]。为了扩展 C/C 复合材料的应用, 必须要考虑 C/C 复合材料自身以及与其他材料的连接问题, 然而 C/C 复合材料不熔化、只在 3500 °C 升华, 在高温空气条件下易氧化^[8], 所以不能用熔焊等方法实现连接。钎焊是实现炭材料连接的最有效的方法之一^[9,10], 研究和报导最多的是 AgCuTi、TiZrNiCu 等活性钎料连接 C/C 复合材料^[11-14]。

镍基活性钎料常用来焊接石墨和金刚石, 也是适合连接 C/C 复合材料的钎料之一^[15,16], 而且镍基钎料价格便宜、耐高温、耐腐蚀抗氧化性能良好, 可以在较低的温度下钎焊, 在较高的温度下使用。常用的镍基钎料为 Ni-Cr-P、Ni-Cr-Si-B 等, 其中 P、B 等元素可以降低钎料熔点, 但是也形成脆性相, Cr 元素是活性元素, 能发生界面反应促进润湿, 也能与 Ni 形成固溶体强化接头。Ni 基钎料连接 C/C 复合材料的主要问题是: 钎料与 C/C 复合材料相比热膨胀系数差异很大, 容易产生残余热应力; 降熔点元素 P、B 形成的脆性相以及活性元素在界面处与 C 反应生成的脆性相过多会影响接头强度^[11]。

本研究通过添加 Ti 元素制备 Ni-Cr-P-xTi 系列膏状活性钎料来增强接头强度, 对添加 Ti 前后接头的组织和性能进行对比分析。重点考察钎焊工艺与 Ti 元素对接头强度的影响, 为 C/C 复合材料钎焊连接的材料设计和工艺制定提供基础。

1 实验

本实验所用的 C/C 复合材料是以 T700 聚丙烯腈基碳纤维针刺整体毡作为预制体, 经化学气相沉积和树脂浸渍炭化工艺增密至 1.75 g/cm³ 左右。C/C 复合材料切割成尺寸规格为 15 mm×10 mm×5 mm 的坯体, 打磨后用无水乙醇超声清洗 1 h, 烘干备用。

膏状金属钎料是用 Ni-14Cr-10P 金属粉末分别混入 0%, 1%, 3%, 5%, 7%, 9% (质量分数) Ti 粉 (根据 Ti 粉的添加量, 其编号分别为 T0、T1、T3、T5、T7、T9), 再与高分子聚合物高速分散混合而成, 其中 Ni-14Cr-10P 金属粉末采用真空熔炼, 惰性气体雾化法制得。

将膏状钎料均匀涂抹在 C/C 复合材料坯体表面, 如图 1a 所示, 将两片 C/C 复合材料坯体有钎料的面相互叠合, 为保证焊接样品的一致性, 控制钎料层的厚度为 0.3 mm。叠合好的样品用特制的夹具固定, 放置在石墨坩埚中, 设置好温度和保温时间等工艺参数, 在真空钎焊炉中进行实验。升温过程中, 需要在 550 °C 保温 30 min 除气, 保证更稳定焊接效果。

焊接后的样品随炉冷却, 然后将试样放置在特制的剪切模具中 (如图 1b 所示) 测试焊缝剪切强度, 剪切强度测试采用 Inston-3369 电子万能试验机测定, 夹头的移动速度设定为 1 mm/s。用 JSM-6360LV 型场发射扫描电镜观察焊缝与剪切后焊缝处的断口形貌, 用

收稿日期: 2019-01-20

作者简介: 易振华, 男, 1977 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083, E-mail: yzhh7@163.com

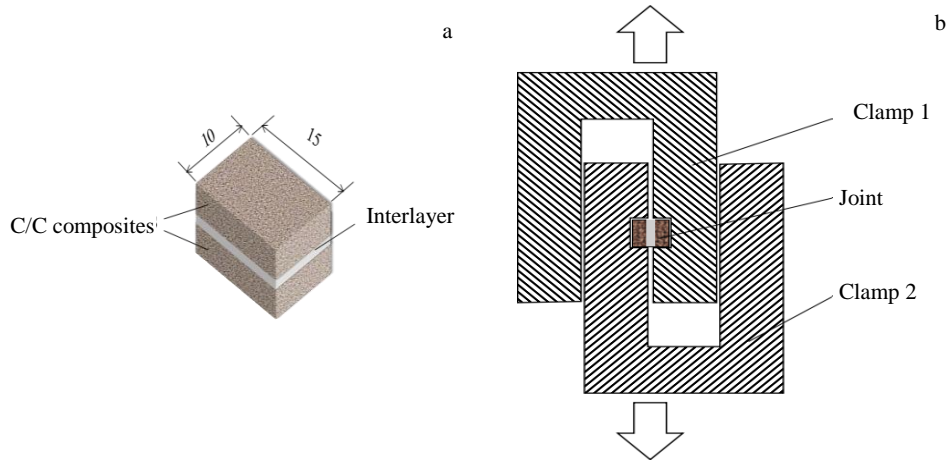


图 1 C/C 复合材料坯体装配示意图与剪切测试用模具示意图
Fig.1 Assembly diagram of C/C composites (a) and schematic diagram of shear test (b)

EDS 能谱分析仪对焊缝的元素含量和分布进行测定与分析。用 D/max2550 转靶型 X 射线衍射仪对焊缝进行物相分析。

2 结果与讨论

2.1 T0 与 T1 钎料连接 C/C 接头强度随温度和保温时间的变化

图 2 是钎焊温度 1000 °C、保温 0.5 h 的钎焊条件下 Ni-14Cr-10P-xTi 钎料焊后接头剪切强度，可以看出，T0 钎料连接的 C/C 接头获得了 28.6 MPa 的抗剪切强度，T1 钎料连接后的接头抗剪切强度达到 34.02 MPa，Ti 含量继续增加，接头的抗剪切强度下降，T3 钎料焊接 C/C 材料的接头抗剪切强度已经下降到 10 MPa 以下。由于 T3、T5 等 Ti 含量相对高的钎料在钎焊温度较低时接头抗剪切强度已经低于 10 MPa，所以重点比较了 T0 和 T1 钎料连接的接头性能随温度和时间变化的变化规律如图 3 所示。

由图 3 可知，随着钎焊温度增加或保温时间延长，T0、T1 钎料连接的接头抗剪切强度都是先上升再下降。但是两种钎料连接的接头抗剪切强度在达到最高点后随钎焊温度增加和保温时间延长的下降趋势却有很大差异。T0 钎料接头焊接强度在 1100 °C 后下降速度变缓；T1 钎料正好相反，1100 °C 后强度下降速度急剧增加。保持钎焊温度不变，增加保温时间，也有同样的变化趋势。当保温时间超过 1 h 后 T0 钎料强度下降速度变缓，T1 钎料抗剪切强度下降速度增加。当钎焊温度达到 1200 °C 或保温时间达到 2 h，T1 接头抗剪切强度已经比同样条件下的 T0 接头的小很多。接下来，通过对比接头微观组织结构和剪切断裂形貌来分析以上规律产生的原因。

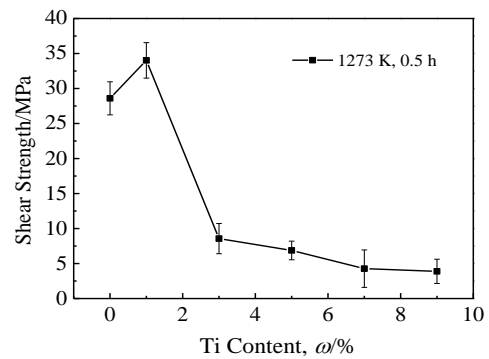


图 2 Ni-14Cr-10P-xTi 钎料焊后接头抗剪切强度
Fig.2 Shear strength of Ni-Cr-P-xTi solder after welding (1000 °C, holding time 0.5 h)

2.2 微观组织结构分析

2.2.1 T0 钎料连接 C/C 材料接头组织结构

图 4 是在 1000 °C，保温 0.5 h 的条件下，用 T0 钎料连接 C/C 复合材料接头的微观组织形貌和 EDS 线扫描分析，根据 EDS 线扫描分析结果可以推断，聚集在界面处的灰色相是 Cr 的碳化物相，从表 1 区域 3 的 EDS 分析结果来看，灰色区域的平均成分为 Cr (62.11 at%)、C (35.34 at%)，Cr 与 C 原子比接近 3:2，结合图 5a 的 XRD 图谱，可以判断沿界面分布的灰色相是活性元素 Cr 在界面处与 C 发生反应生成的 Cr₃C₂；区域 2 (浅灰色区域) 的平均成分为 Ni (64.64 at%)、P (18.73 at%)，Ni 原子和 P 原子比约为 3:1，结合图 5 的 XRD 图谱可以推断浅灰色区域的组分为 Ni₃P；区域 1 (白色区域) 的 EDS 结果显示平均成分为 Ni (84.05 at%)、Cr (7.74 at%)，结合 XRD 图谱可以确定区域 1 的物相为 Ni(s,s)

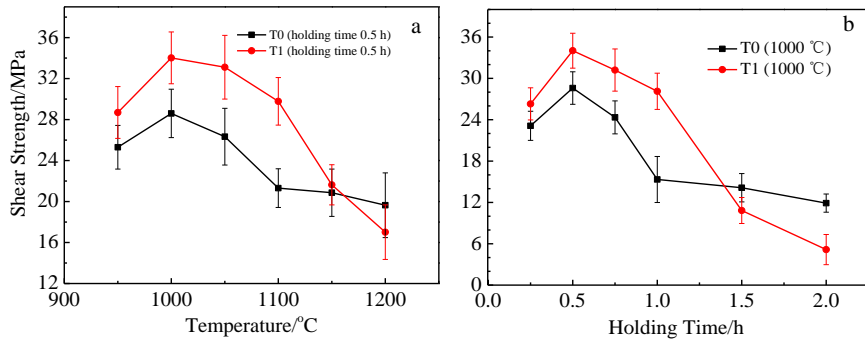


图 3 T0、T1 钎料焊后接头抗剪切强度随焊接温度和保温时间变化

Fig.3 Variation of shear strength with welding temperature (a) and holding time (b) for joints after welded with T0 and T1 solders

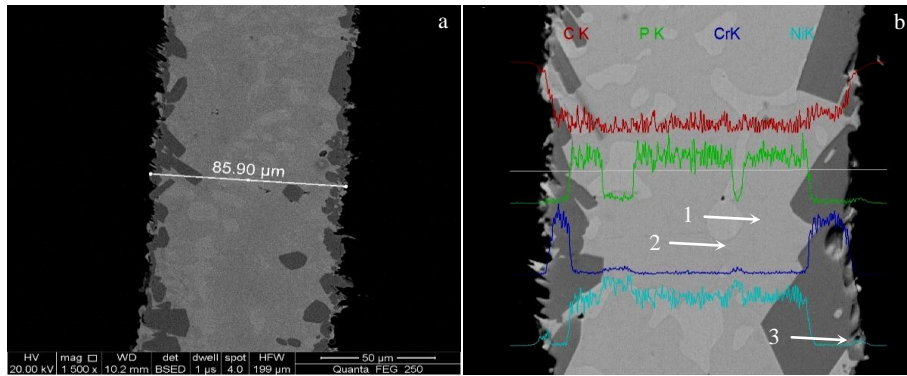


图 4 T0 钎料 1000 °C 保温 0.5 h 焊后接头 SEM 形貌及 EDS 线扫描

Fig.4 SEM image (a) and EDS line scan analysis (b) of T0 solder joint welded at 1000 °C and held for 0.5 h

表 1 图 4b 中 T0 接头组织的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis result in phase regions of T0 joint in Fig.4b (at%)

Region	Ni	Cr	P	C
1	84.05	7.74	0.88	7.32
2	64.64	1.59	18.73	15.03
3	1.25	62.11	0.30	35.34

是以 Ni 为基的 Ni-Cr 固溶体。综合分析 T0 钎料连接 C/C 复合材料的接头界面组织结构为：C/C/Cr₃C₂ + Ni₃P+ Ni(s,s)。Cr₃C₂ 富集在界面处呈块状或条状交错分布，由于 Cr₃C₂ 的热膨胀系数介于 C/C 复合材料与钎料层金属之间（如表 2 所示），所以在界面处形成了从 C/C 到钎料层热膨胀系数的梯度分布，热膨胀系数差值降低，有利于缓解残余热应力；另外，Cr₃C₂ 交错分布在界面处，Cr₃C₂ 相钉扎在 C/C 坯体的孔洞内对界面起到了强化作用，同时 Cr₃C₂ 相也阻塞孔洞避免大量钎料熔渗进入 C/C 坯体内，综合上述因素，接头获得较好的钎焊强度，平均剪切强度达到 28.6 MPa。

表 2 接头各物质的热膨胀系数

Table 2 Coefficients of thermal expansion of phases in brazed joint (×10⁻⁶ K⁻¹)

Materials	Cr ₃ C ₂	Ni ₃ P	Ni(s,s)	C/C
CTE	9.7	16	12~16	2.0

图 6 是保温时间 0.5 h，钎焊温度分别升高到 1100，1200 °C 时 T0 接头的微观组织形貌，由图 6a 可知，当钎焊温度升高到 1100 °C，活性元素 Cr 与 C 的反应加剧，原子的扩散速度增加，界面处的 Cr₃C₂ 相增厚，变成连续层状，连续分布的脆性相使得界面处力学性能变差，钎焊接头抗剪切强度降低到 21.31 MPa；由

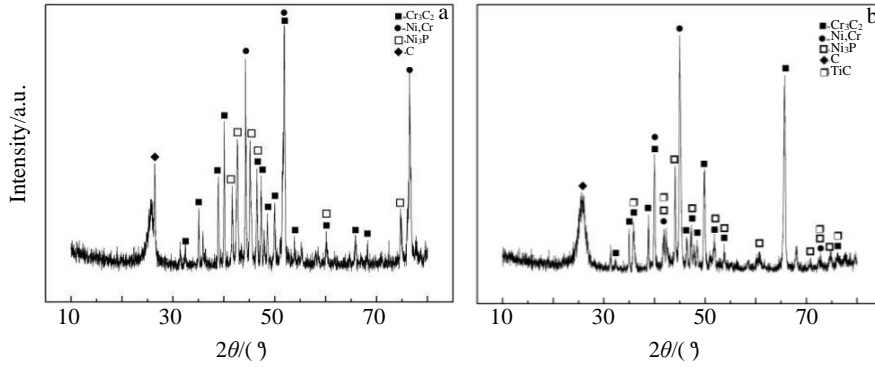


图 5 T0 和 T5 接头 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of interfacial reaction layer on joint T0 (a) and T5 (b)

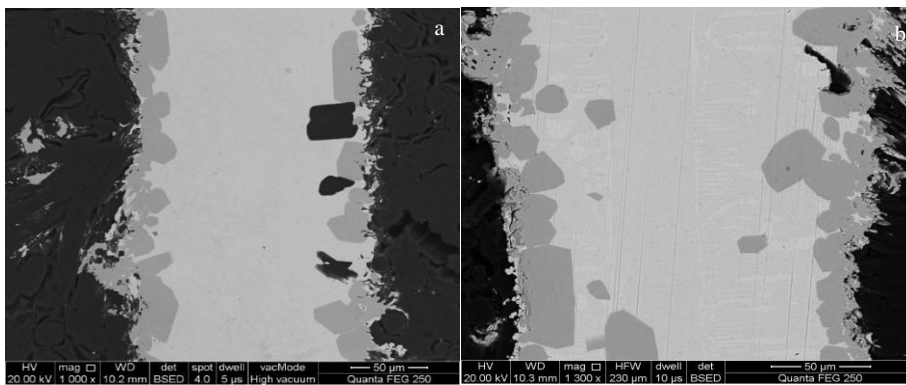


图 6 T0 钎料 1100 °C、1200 °C 焊后接头 SEM 照片

Fig.6 SEM images of T0 solder joint after welding at 1100 °C (a) and 1200 °C (b)

图 6b 可知，钎焊温度增加到 1200 °C 时， Cr_3C_2 层继续增厚但仍然富集在界面处，接头抗剪切强度降低到 19.64 MPa。所以对于 T0 钎料连接的 C/C 接头，钎焊温度升高时 Cr_3C_2 相仍能聚集在界面处，保持界面处热膨胀系数梯度增加的物相分布，接头抗剪切强度随钎焊温度升高而减小的趋势变缓。

对于 T0 钎料，增加钎焊保温时间和提高钎焊温度，接头抗剪切强度有一样的变化趋势，由图 7 可知，保温时间从 0.5 h 增加到 1 h，在界面处已经形成连续分布的 Cr_3C_2 相；随着保温时间增加到 2 h 时， Cr_3C_2 层仍然沿着界面分布，形成更厚的 Cr_3C_2 脆性相，界面处物质的热膨胀系数继续保持梯度增加，钎焊强度减小的趋势和提高钎焊温度时是一致的。

2.2.2 T1 钎料焊接 C/C 材料接头组织结构

图 8 是 T1 钎料连接 C/C 材料接头的 EDS 线扫描分析和界面处微观组织形貌，由图可知界面物相与 T0 接头比较没有太大改变，只是在界面处和钎料层中间有 Ti 元素分布，由图 5bT5 钎料连接 C/C 接头的 XRD 图谱提出，在加入 Ti 后，有 TiC 相形成，图 8b 是 T1

接头界面处局部的 SEM 形貌，可以看出有颗粒状相沿着灰色 Cr_3C_2 相的边缘分布，结合表 3 的 EDS 分析，可以判断这些沿着 Cr_3C_2 相的边缘分布的颗粒相就是 TiC。综合分析 T1 钎料连接 C/C 复合材料的接头界面组织结构为： $C/C/Cr_3C_2/TiC + Ni_3P + Ni(s,s)$ 。 Cr_3C_2 富集在界面处呈块状或条状交错分布并且使得界面处物相的热膨胀系数呈梯度分布，能有效缓解残余热应力；TiC 沿着 Cr_3C_2 边缘或在金属相中弥散分布，有颗粒强化作用^[17,18]，所以在 1000 °C、保温时间 0.5 h 条件下，T1 钎料连接的 C/C 材料接头获得了比 T0 钎料更高的抗剪切强度。

图 9 是 T1 钎料连接 C/C 材料接头的微观组织形貌，可以看出，当 T1 钎料钎焊温度提高到 1100 °C 时， Cr_3C_2 富集在界面处增厚长大，形成连续层状分布，接头抗剪切强度降低。当钎焊温度继续上升到 1200 °C 时 Cr_3C_2 物相的数量减少，不再沿着界面分布，而是呈条状或大块状分布在钎料层中间，界面处物相热膨胀系数不再呈现梯度增加分布，热膨胀系数差增大，在焊后冷却时，会产生更多的残余热应力； Cr_3C_2 在 C/C

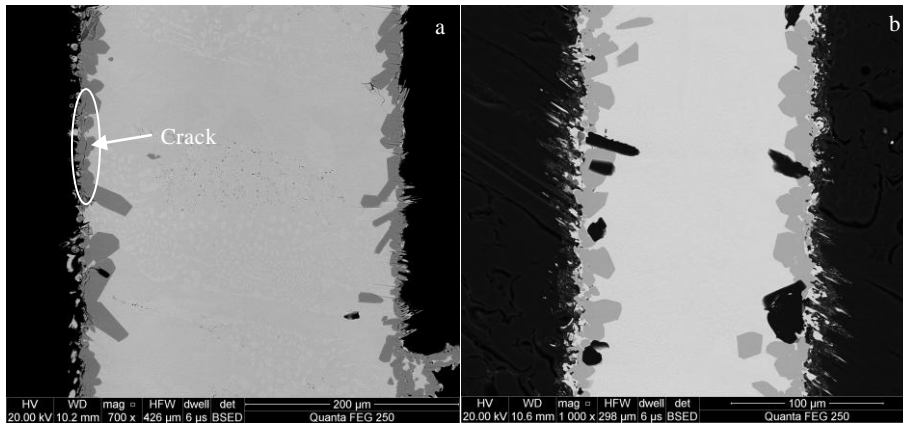


图 7 T0 钎料 1200 °C 焊后保温 1, 2 h 接头 SEM 照片

Fig.7 SEM images of T0 solder joint welded at 1200 °C and hold for 1 h (a) and 2 h (b)

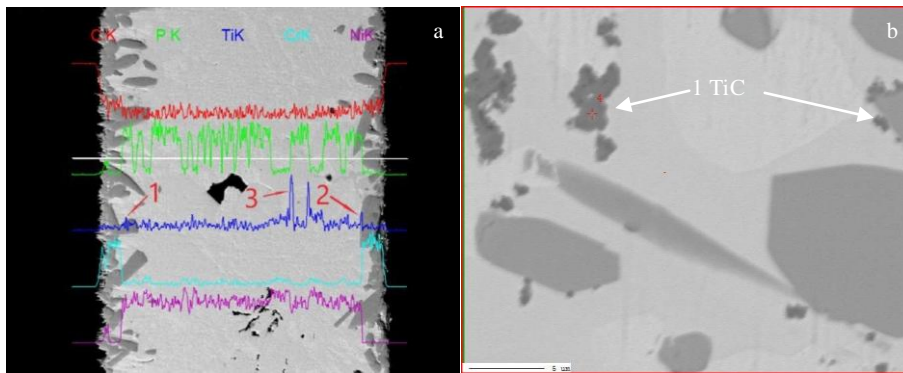


图 8 T1 钎料 1000 °C, 0.5 h 焊后接头 EDS 线扫描及界面处形貌 SEM 照片

Fig.8 EDS line scan (a) and SEM morphology (b) of the interface for T1 solder joint welded at 1000 °C and held for 0.5 h

表 3 图 8b 界面附近颗粒状组织 EDS 分析结果

Table 3 EDS results of granular tissue near the interface in Fig.8b (at%)

Region	Ni	Cr	P	Ti	C
1	8.5429	11.8194	2.8805	37.0366	39.7205

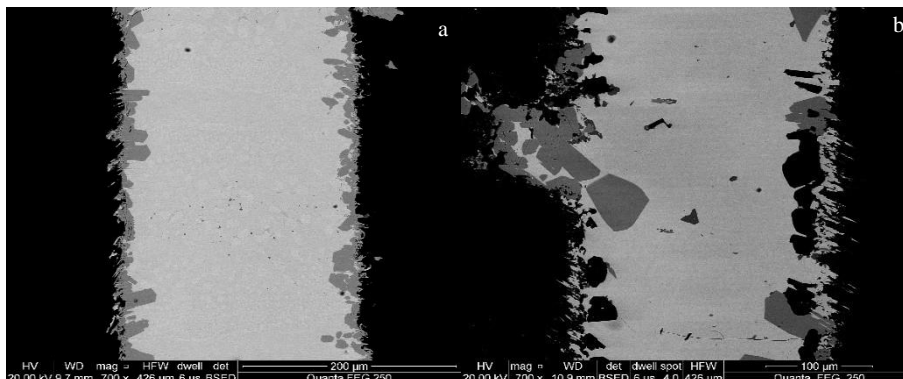


图 9 T1 钎料在 1100, 1200 °C 保温 0.5 h 焊后接头 SEM 形貌

Fig.9 SEM images of T1 brazing filler metal after welding at 1100 °C (a), 1200 °C (b) and holding for 0.5 h

表面的堵塞作用消失,钎料层金属往 C/C 坯体内渗透,在钎料层留下一些空隙和空洞;由于以上这些原因,导致接头强度快速下降。对于 T1 钎料连接接头,延长保温时间,接头抗剪切强度改变的趋势和升高钎焊温度是一致的。

2.2.3 剪切断裂形貌

在钎焊温度升高或保温时间延长时, T0 与 T1 钎料连接的 C/C 接头抗剪切强度有不同的变化趋势。而且,因为组织结构和断裂方式不同,剪切断裂面形貌也有差异。图 10 是 1200 °C 保温 0.5 h 时, T0 钎料连接的 C/C 材料接头剪切断口形貌,断裂面较为平整,且有碎屑分布,呈现脆性断裂特征。对断裂面上的碎屑做 EDS 分析(表 4 的 B 区域),可以判断碎屑的主要成分是 Cr₃C₂。由图 10b, 10c 可知,断裂处有碳纤维的断裂和拔出,断裂面在 C/C 复合材料层内,断裂的裂纹扩展路径如图 10d 所示。

图 11 是 1200 °C 保温 0.5 h 时, T1 钎料连接的 C/C 材料接头剪切断口形貌,断裂面穿过 C/C 复合材料表

层与钎料层,由表 5 的 EDS 分析,结合 XRD 图谱可以判断 A 区域主要是 Cr₃C₂ 相, B 区域主要是 Ni₃P 相,可以看出在钎料层的断裂路径主要是沿着脆性相进行。

综合分析 T0、T1 钎料在 1200 °C 时的断裂形貌,发现断裂方式与接头组织结构密切相关。T0 钎料在 1200 °C 保温 0.5 h 时,沿着界面分布的 Cr₃C₂ 增厚呈层状连续分布,由于 Cr₃C₂ 的钉扎和阻塞作用,没有发生大量渗透的情况, Cr₃C₂ 仍然沿着界面分布,界面处热膨胀系数梯度分布的结构没有改变,但是,连续的 Cr₃C₂ 脆性相使得接头在剪切作用力下沿着脆性相断裂,断裂位置在 C/C 复合材料表层内,断裂面平整。在 1200 °C 保温 0.5 h 条件下, T1 钎料接头中的 Cr₃C₂ 不再沿着界面分布,而是在中间层呈长条状或大块状集中分布,界面的热膨胀系数梯度结构消失;而且没有了 Cr₃C₂ 在界面的钉扎和阻塞作用,钎料层金属向 C/C 材料内大量渗透,在界面附近留下一些孔洞。断裂容易在 C/C 材料表层和钎料层之间发生,断裂路径通过 C/C 材料表层、接头界面和钎料层。因为残余热

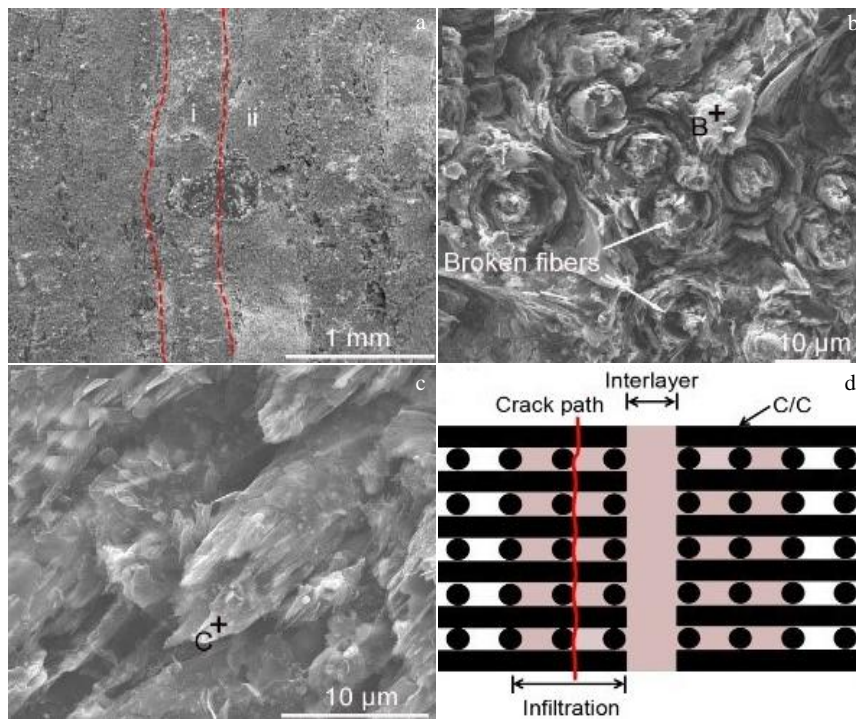


图 10 T0 钎料 1200 °C、0.5 h 焊后接头的剪切断口形貌和裂纹扩展路径

Fig.10 Shear fracture morphologies and crack path of T0 joints brazed at 1200 °C for 0.5 h: (a) fracture morphology, (b) magnified image of region i, (c) magnified image of region ii, and (d) crack path

表 4 图 10 中 1200 °C 下 T0 接头断口的能谱结果

Table 4 EDS result in marked regions of T0 joints brazed at 1200 °C in Fig.10

Region	Ni	Cr	P	C
B	4.58	35.81	1.25	58.36
C	15.41	1.26	4.23	79.09

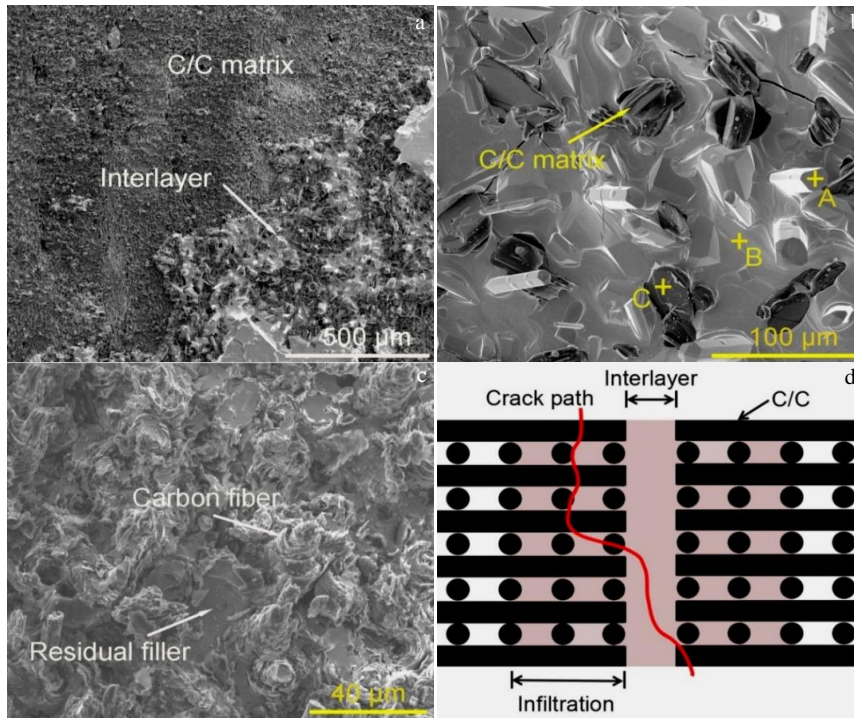


图 11 1200 °C、0.5 h 钎焊条件下 T1 接头的剪切断裂形貌和裂纹扩展路径

Fig.11 Shear fracture morphologies and crack path of T1 joint brazed at 1200 °C for 0.5 h: (a) fracture morphology, (b) magnified image of interlayer, (c) magnified image of C/C matrix, and (d) crack path

表 5 图 11b 中 1200 °C、0.5 h 钎焊条件下 T1 接头标记区域的能谱分析结果

Table 5 EDS result in marked regions of T1 joint brazed in 1200 °C for 0.5 h (at%) in Fig.11b

Region	Ni	Cr	P	C	Ti
A	0.87	61.03	0.25	37.57	0.29
B	54.74	8.16	17.05	19.24	0.81
C	0.11	0.30	0.06	99.49	0.06

应力增加和脆性相集中等原因, 在保温时间相同、焊接温度 1200 °C 时, T1 钎料比 T0 钎料连接 C/C 材料的接头强度更低。

2.3 Ti 元素加入对组织性能影响的机理分析

对于用 T0、T1 钎料连接的 C/C 材料接头, 因为组织结构的差异, 钎焊工艺对强度的影响规律发生了变化, 下面讨论了引起组织结构差异的相关机理。

Ti 原子半径大于 Cr 原子半径, 并且 Cr 的原子半径 (0.185 nm) 比 Ti (0.2 nm) 更接近 Ni (0.162 nm), 因此 Cr 在 Ni 中的扩散能垒更低, 扩散速度高于 Ti 原子; Ti 元素的加入量也远小于 Cr 元素, 所以低温、保温时间短时扩散至界面的 Ti 原子较少, 形成 TiC 的几率较低, 当温度升高或保温时间延长后, 往界面处扩散的 Ti 原子大量增加, 形成更多量的 TiC (如图 12 所示)。由此, 可以推断当焊接温度较低, 保温时间不长的情况下, Cr 原子先在界面处富集并且与 C/C 复合材料中的 C 发生反应生成 Cr 的碳化物; 随着温度升高到一定程度, Ti 原

子也向界面处扩散, 在 Cr 的碳化物边缘与 Cr₃C₂ 中的 C 反应生成颗粒状 TiC, 弥散分布于界面处, 对焊接层有颗粒强化作用, 接头抗剪切强度上升; 温度继续升高或保温时间延长, TiC 增多, 在 Cr 的碳化物边缘聚集成层状 (图 12c), 这个过程中一直有如下的反应发生^[18,19]:



Cr 的碳化物被逐渐的“分解”, Cr 原子向中间层移动与 Ti 形成 (Ti, Cr), 或与 Ni 原子形成 (Ni, Cr)、(Ni, Cr, Ti)。上述过程在高温和保温时间足够长的条件下循环发生, 富集在界面处的 Cr 的碳化物逐渐消融, 形成零碎的大块状 Cr 碳化物伸向焊接层中间甚至贯穿整个焊接层 (如图 12d 所示)。所以在钎焊温度上升或保温时间延长时, T1 钎料连接的接头界面处膨胀系数梯度结构被破坏, 残余热应力增加; 而且没有 Cr 碳化物的钉扎和阻塞孔洞, 钎料层金属会熔渗进入 C/C 复合材料内部, 造成部分钎料层缺失; 钎料层形成的大块长条甚至贯穿分布的 Cr 碳化物相也会导致接头强度降低。

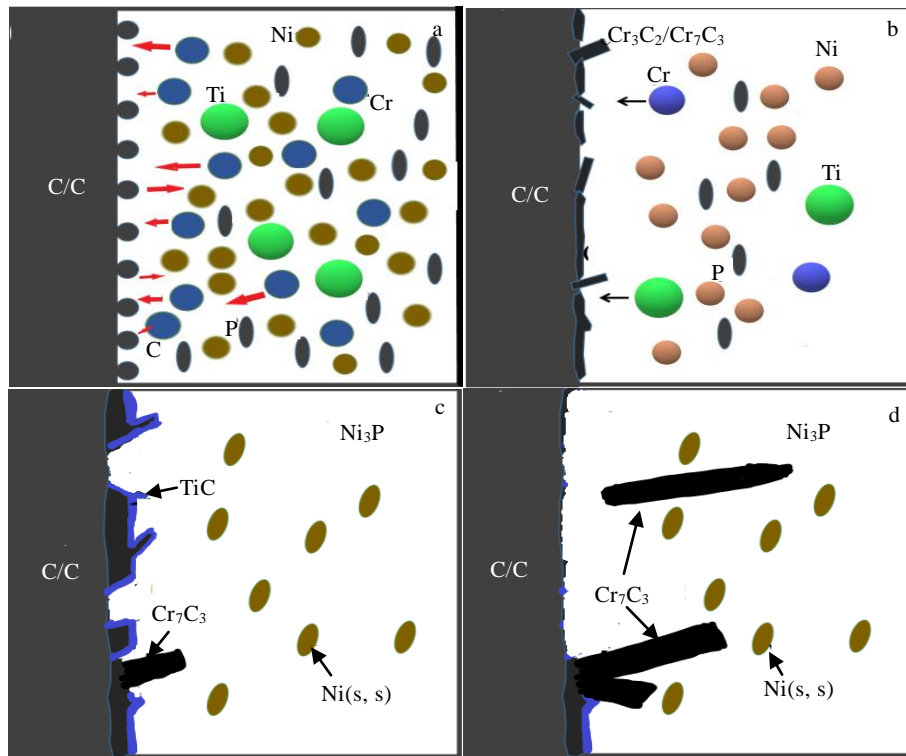


图 12 T1 钎料焊接 C/C 接头界面物相随焊接温度升高或保温时间延长的变化过程

Fig.12 Change process of the interface phase of T1 solder joint with the increase of welding temperature or the holding time: (a) step 1, (b) step 2, (c) step 3, and (d) step 4

3 结 论

1) 用 Ni-Cr-P-xTi 系列膏状活性钎料连接 C/C 复合材料, 在 1000 °C, 保温时间 0.5 h 条件下, T1 钎料接头获得最高的抗剪切强度 34.02 MPa, 然后随着 Ti 含量增加接头抗剪切强度降低, T3 钎料接头的抗剪切强度已经下降到 10 MPa 以下。

2) 对于 T0、T1 钎料连接的接头, 随着钎焊温度增加或保温时间延长, 两者钎焊强度都是先上升再下降, 但是 T1 钎料连接的接头强度下降速度更快。

3) 随着钎焊温度上升和保温时间延长, T0 钎料接头界面处 Cr₃C₂ 层增厚, 但是仍集中分布在界面处, 起到屏障作用和维持热膨胀系数梯度结构; 加入 Ti 元素后, Ti 与 Cr 的碳化物中的 C 反应, 沿着 Cr 的碳化物相生成颗粒状 TiC, 弥散分布的 TiC 颗粒使得接头强度提高; 当温度和保温时间继续增加到 1100 °C 以上时, TiC 颗粒增多, 同时 Cr 的碳化物“分解”, 最后导致 Cr 的碳化物相减少并向钎料层中间聚集延伸, 一些长条状 Cr 碳化物相甚至贯穿钎料层, 接头界面处梯度结构被破坏, 钉扎和阻塞孔洞作用消失, 残余热应力增加, 钎焊强度迅速下降。

参考文献 References

[1] Han Wei(韩 伟), Liu Min(刘 敏), Deng Chunming(邓春明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1043

[2] Huang Boyun(黄伯云), Xiong Xiang(熊 翔). *Preparation Technology of High Performance Carbon/carbon Aviation Brake Material*(高性能炭/炭航空制动材料的制备技术)[M]. Changsha: Hunan Science and Technology Press, 2007

[3] Dai Jixiang(代吉祥), Sha Jianjun(沙建军), Wang Yongchang(王永昌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 742

[4] Chen B, Zhang L T, Cheng L F *et al. Carbon*[J], 2009, 47(3): 545

[5] Zhou Fan(周 帆), Cao Yingbing(曹英斌), Liu Rongjun(刘荣军) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2016, 30(8): 68

[6] Wu S, Liu Y, Ge Y *et al. Tribology International*[J], 2016, 102: 497

[7] Zheng Jinhua(郑金煌), Wang Yi(王 毅), Li Hejun(李贺军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3420

[8] Chen Yingbo(陈英博), Li Hong(李 红), Sun Le(孙 乐) *et al.*

- Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2014, 31(5): 1238
- [9] Yu Weiyuan(俞伟元), Yan Zehua(颜泽华), Liu Xinya(刘新亚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(9): 2881
- [10] Wang Yanyan(王艳艳), Li Shujie(李树杰), Yan Liansheng(闫联生). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(6): 970
- [11] Zhang Qiyun(张启运), Zhuang Hongshou(庄鸿寿). *Brazing Manual, 3rd Edition*(钎焊手册, 第3版)[M]. Beijing: China Machine Press, 2018
- [12] Zhou Yinghao, Liu Duo, Song Xiaoguo *et al. Ceramics International*[J], 2017, 43(18): 16 600
- [13] Shokati Ali Akbar, Zhou Norman Y, Wen John Z. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 72(25): 418
- [14] Ma Wenli(马文利), Mao Wei(毛唯), Li Xiaohong(李晓红) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2002(1): 9
- [15] Yang Mengyao(杨蒙瑶), Chen Huanwen(陈焕文), Guo Jianjun(郭建军) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(2): 120
- [16] Lu Jinbin(卢金斌), Xu Jiuhua(徐九华), Xu Hongjun(徐鸿钧) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2004, 25(1): 21
- [17] Zhang Song(张松), Zhang Chunhua(张春华), Wu Weitao(吴维弢) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(10): 1100
- [18] Zhang Song(张松), Zhang Chunhua(张春华), Wu Weitao(吴维弢) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(3): 315
- [19] Yao Shuang(姚爽), Liu Hongxi(刘洪喜), Zhang Xiaowei(张晓伟) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2014, 41(10): 1 003 004

Effect of Brazing Process on Microstructure and Properties of Ni-14Cr-10P-xTi Solder Jointed C/C Composites

Yi Zhenhua, Ran Liping, Yi Maozhong

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Ni-14Cr-10P metal powder was prepared by vacuum melting and inert gas atomization, and then Ti powder and polymer paste were added to prepare Ni-14Cr-10P-xTi paste active solder by stirring at high speed. The C/C composites were welded in a vacuum brazing furnace with the prepared active solder paste, and then the shear strength of the welded joint was tested. The microstructure and mechanical properties of the joints were investigated by SEM, EDS and XRD. The results show that the peak value of shear strength of the joint is obtained when the welding temperature is 1000 °C and the holding time 3 min, and then the strength of the welded joint decreases with the increase in welding temperature and the holding time. The addition of Ti accelerates the decrease in welding strength with temperature and holding time. Combined with the microstructure, the reason why the welding strength decreases with the increase in temperature and holding time after the addition of Ti element was analyzed.

Key words: C/C composite welding; active solder; solder paste; shear strength; interface microstructure

Corresponding author: Yi Maozhong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: yimaozhong@126.com