钎焊工艺对SiC/Kovar真空钎焊接头组织与性能的影响

杨保琳[1] 张 强[2] 任啟森[2] 刘 彤[2] 廖业宏[2] 陈国清[1*]
（1.大连理工大学材料科学与工程学院辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室 大连 116085；
2.中广核研究院有限公司 深圳 518000）

Influence of Brazing Process on Microstructure and Properties of SiC/Kovar Vacuum Brazed Joint

YANG Baolin[1], ZHANG Qiang[2], REN Qisen[2], LIU Tong[2], LIAO Yehong[2], CHEN Guoqing[1*]
(1. *Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116085, China; 2. China General Nuclear Power Research Institute Co., Ltd., Shenzhen* 518000, *China*)

Abstract SiC ceramic was brazed to Kovar alloy with Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu soft compound interlayer solder. The influence of the brazing temperature (810-900℃) and holding time (5-30 min) on the microstructure and mechanical properties of the joins were studied. The results demonstrated that with the increase of the brazing temperature, the thickness of the ceramic interface reaction layer would increase. The increase of the brittle compounds in the joint was not conducive to the release of residual stress. The shear strength of the brazed joints was reduced. With the increase of the holding time, the shear strength of brazed joints first increased and then decreased. When the brazing temperature was 810 ℃ and the holding time was 15 min, the maximum shear strength of the brazed joint was 33 MPa. The typical microstructure of SiC/Kovar joint was: SiC ceramic/TiC/Cu(s,s)+Ag(s,s)/Fe_2Ti+Fe_3Si /Kovar alloy.

Keywords SiC ceramic, Kovar alloy, Vacuum brazing, Connection mechanism

摘要 采用Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu软性复合中间层钎料，研究了钎焊温度(810℃-900℃)、保温时间(5 min-30 min)对SiC陶瓷和Kovar合金真空钎焊接头组织及力学性能的影响。结果表明，随着钎焊温度的升高，两侧母材溶解加剧，陶瓷侧界面反应层TiC变厚，焊缝中脆性相Fe_3Si、Ni_2Si含量增多，不利于残余应力的释放，其接头抗剪强度呈下降趋势。随着保温时间的延长，焊缝微观组织形貌变化不大，陶瓷侧界面反应层厚度先增加后保持不变；Cu(s,s)倾向于聚集在Kovar合金周围，其接头抗剪强度呈先升后降的趋势。当钎焊温度为810℃，保温时间为15 min时，钎焊接头抗剪强度最大，为33 MPa，其接头组织为：SiC陶瓷/TiC/Cu(s,s)+Ag(s,s)/Fe_2Ti+Fe_3Si/Kovar合金。

关键词 SiC陶瓷 Kovar合金 真空钎焊 连接机理
中图分类号：TG454 **文献标识码**：A **doi**：10.13922/j.cnki.cjvst.202101003

耐事故容错燃料ATF是为提高核能安全性而研发的新一代燃料系统[1-2]。ATF包壳是核电站的第二道安全屏障，主要作用为阻止冷却剂与核燃料接触并防止裂变产物逸散[3-4]。SiC陶瓷具有辐照稳定性好、高温蒸汽腐蚀动力低、抗蠕变性好等优势，是一种理想的新型ATF包壳材料[5-6]。然而由于SiC陶瓷的脆性和硬度较大，难以成形复杂形状零部件，限制了其使用范围。Kovar合金属于定膨胀合金，具有较高居里点温度和优良加工性，其热膨胀系数在低温下与SiC陶瓷相近[7-8]。SiC陶瓷与Kovar

收稿日期：2021-01-04
基金项目：中央高校基本科研业务费资助(DUT20GF115)
* **联系人**：E-mail：gqchen@dlut.edu.cn

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

合金经连接后形成的复合构件在核领域以及其他高新技术领域具有广泛的应用前景,而实现两者的高性能连接是复合构件制造的关键技术。

在陶瓷与金属的诸多连接方法中,钎焊和扩散焊较为普遍[9-10]。扩散焊需要施加高温高压,难以获得复杂部件[11-12]。钎焊具备适应性好、生产率高等优点。陶瓷与金属钎焊的难点在于:(1)异种材料连接存在键型匹配问题;(2)母材热膨胀系数差异,导致钎焊接头中存在较大残余应力;(3)钎料要对陶瓷母材具备良好的润湿性,在陶瓷侧形成厚度适中的致密脆性界面反应层[13-15]。因此,选择合适的钎焊工艺以及钎料对于获得高性能的接头至关重要。

研究表明,采用单一钎料钎焊时其接头内部存在较大残余应力,连接效果不佳[16]。采用复合型钎料钎焊时其接头强度受多种因素影响,不易控制,贺艳明[17]指出制备复合型钎料时的球磨时间对于钎焊接头性能具有重要影响。李淳等[18]将Ag-Cu钎料与SiC混合,研究发现若钎料中SiC含量较多时,反应物会出现团聚现象。Sun[19]和Yang[20]采用了复合中间层钎料钎焊,有效缓解了焊缝残余应力,相比于仅使用单一钎料其接头抗剪强度分别提高1.75倍和2.07倍。因此,设计复合中间层钎料可以增加连接体系物理性能匹配性,有效提升钎焊接头连接强度且更具实用性,本文设计了Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu软性复合中间层钎料对SiC陶瓷和Kovar合金进行钎焊连接,研究其焊缝微观组织及室温力学性能。

1　试验材料及方法

试验所用SiC陶瓷为6 H高温稳定相,其规格为5 mm×5 mm×4 mm。Kovar合金试样规格为5 mm×5 mm×4 mm和10 mm×10 mm×4 mm,分别用于制备金相试样和剪切试样。Ag-27.4Cu-2Ti(质量比%)粉钎料颗粒度为3000目,Cu箔片和Ag-Cu箔片(Ag-Cu共晶配比为72∶28)厚度为50μm。试验前对母材进行打磨,去除其表面氧化膜,之后进行超声波清洗。对钎焊试样进行装配如图1所示,放入模具中,SiC陶瓷上方放置100 g压力块,以保证母材与钎料紧密接触,将模具置于真空热压烧结炉中,其钎焊工艺如图2所示,整个试验阶段,真空度保持在(3-6)×10^{-3} Pa之间。

对于钎焊后的金相试样,采用线切割机沿垂直焊缝方向切开,依次对其进行冷镶嵌、砂纸打磨、抛光处理;采用Zeiss-Supra55扫描电镜(SEM)观察其焊缝微观组织,利用自带能谱分析仪(EDS)进行成分测定;采用XRD-6000确定物相成分;在DNS100电子力能测试仪上测量试样抗剪强度,其加载速率为0.5 mm/min,每种工艺下测量5个试样,取其平均值作为最终结果。

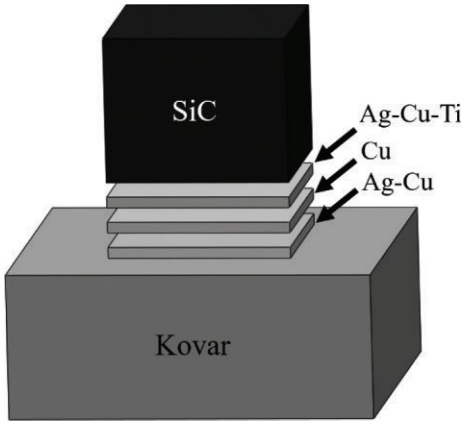

图1　SiC/Kovar钎焊试样装配示意图

Fig.1　Schematic diagram of SiC/Kovar brazed sample assembly

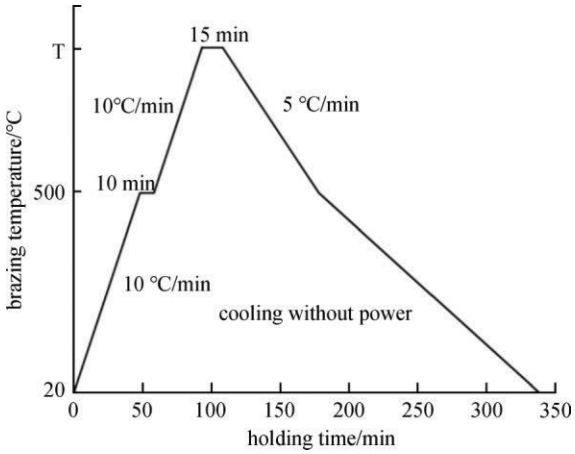

图2　SiC/Kovar钎焊工艺示意图

Fig.2　Schematic diagram of SiC/Kovar brazing process

2　试验结果及分析

2.1　接头微观组织

图3为钎焊温度810℃、保温时间15 min、采用Ag-Cu-Ti/Cu/Ag Cu多层钎料钎焊的接头微观组织。可以看出,钎焊接头整体可划分为三部分:陶瓷侧界面反应层Ⅰ、焊缝中部白色基体和灰色块状及条状物Ⅱ、Kovar合金侧黑色连续链状物Ⅲ。焊缝中各相成分能谱分析结果如表1所示。陶瓷侧界面反应层由少量浅灰色物质a和连续黑色链状物b构成,

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

分析可知，少量的Cu元素在浓度梯度作用下扩散至陶瓷界面以固溶体a的形式存在，链状物b含有大量Ti元素，易与陶瓷母材溶解的C原子相结合，反应式如式(1)所示，其相应为TiC。焊缝中弥散分布的浅灰色块状物及条状物富含Cu元素，其成分为Cu(s，s)；白色基体相d富含Ag元素，其成分为Ag(s，s)[21]。Kovar合金侧黑色链状物富含Fe、Si、Ti、Ni、Co元素，结合相图、元素原子比例以及反应相热力学生成可行性可知，其反应式如式(2)和式(3)所示[22]，其所含相为Fe_3Si+Fe_2Ti。Fe和Co属于同族元素，物化性质相近，二者在钎焊温度下，可实现无限互溶[23]；Duarte L I[24]研究表明Ni元素在高温下，可优先溶于Fe_2Ti相中，而不参与反应，故e物质中含有Co元素和Ni元素。

为进一步确定钎焊接头微观组织成分，对于金相试样从Kovar合金一侧逐层打磨，采用XRD对两侧母材界面Ⅰ、Ⅲ区域分别进行物相分析，如图4所示。陶瓷侧界面主要成分为TiC；Kovar合金界面主要成分为Fe_3Si和Fe_2Ti，与理论分析结果一致。可知，采用Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu软性复合中间层钎料钎焊SiC/Kovar接头显微组织为：SiC陶瓷/TiC/Cu(s，s)+Ag(s，s)/Fe_2Ti+Fe_3Si/Kovar合金。

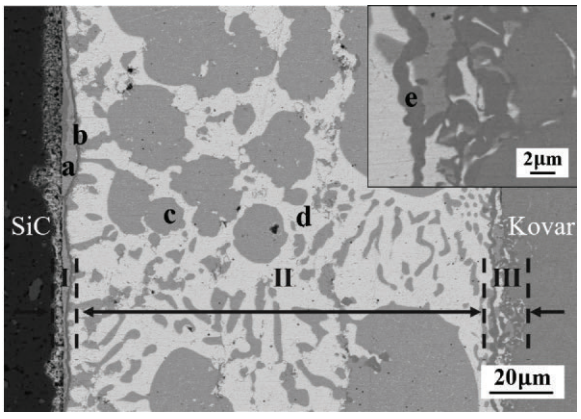

图3 SiC陶瓷/复合中间层钎料/Kovar钎焊接头背散射图

Fig.3 Backscatter diagram of SiC ceramic/composite interlayer solder/Kovar solder joint

$$Ti+C=TiC\ \Delta G_{1083K}=-177.07\ kJ/mol \quad (1)$$

$$3Fe+Si=Fe_3Si\ \Delta G_{1083K}=-100.60\ kJ/mol \quad (2)$$

$$2Fe+Ti=Fe_2Ti\ \Delta G_{1083K}=-110.70\ kJ/mol \quad (3)$$

2.2 钎焊温度的影响

固定保温时间为15 min，温度分别为810℃、840℃、870℃、900℃进行钎焊，其接头微观组织如图5所示。随着钎焊温度的升高，陶瓷侧界面反应层

表1 复合钎料钎焊接头能谱分析结果(原子分数/%)

Tab.1 Energy spectrum analysis of brazed joints of composite solder

	Si	C	Ag	Cu	Ti	Fe	Co	Ni
a	0.29	67.18	0.57	31.00	0.12	0.40	0.35	0.10
b	9.54	57.67	1.78	1.15	7.01	5.28	13.75	3.81
c	0.08	33.19	3.27	62.04	0.08	0.68	–	0.67
d	0.04	37.19	58.79	3.60	0.05	0.34	–	–
e	10.14	50.27	0.10	0.74	9.86	10.37	12.92	5.61

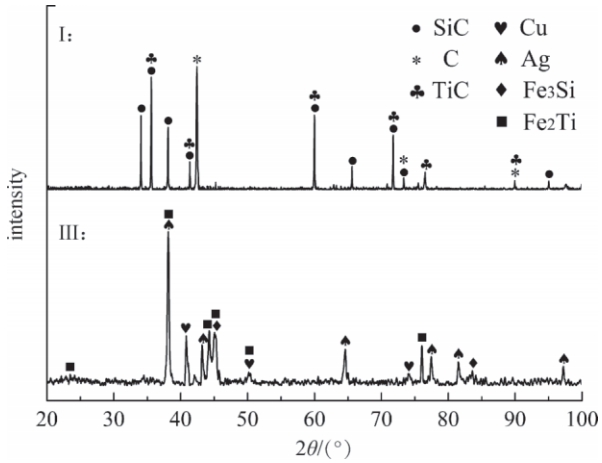

图4 SiC/Kovar钎焊接头界面XRD分析结果

Fig.4 XRD analysis of the interface of SiC/Kovar brazed joint

的厚度逐渐增加，母材溶解与扩散程度加剧，焊缝中脆性化合物的含量增加。由图4(a)、4可以看出，两侧母材界面反应层结合紧密，焊缝中含有大量的Cu基和Ag基固溶体，较好地缓解了钎焊接头中的残余应力，同时抑制了Kovar合金母材元素的过度溶解。当钎焊温度升至870℃时，陶瓷侧界面反应层的厚度急剧增加，Kovar合金中Fe、Ni元素过度溶解，并扩散至SiC界面形成较多脆性化合物。结合EDS、XRD分析可知，脆性化合物成分为Ni_2Si和Fe_3Si。在Kovar合金界面出现裂纹，其原因为该温度下脆性化合物含量增多，冷却接头残余应力较大，导致裂纹出现。当钎焊温度升至900℃，如图4(d)所示，焊缝中脆性化合物占比增加，在Kovar合金侧裂纹消失，在SiC母材侧存在微裂纹，其原因为高温下SiC陶瓷侧形成较厚的脆性界面反应层，而母材本身热膨胀系数较小，冷却接头残余应力较大且不易释放，造成SiC陶瓷侧存在裂纹；Kovar合金侧部分低熔点化合物发生了软化，修复了之前的微裂纹[25]。

图6为保温时间15 min时，不同钎焊温度下

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

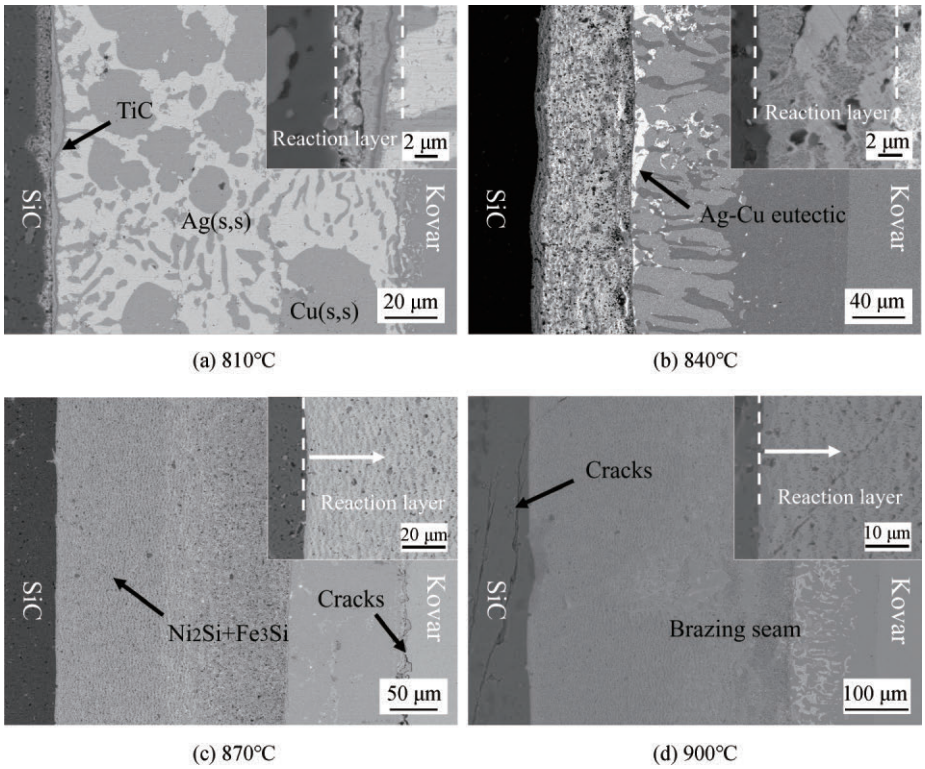

图5　不同钎焊温度下SiC/Kovar接头微观形貌

Fig.5　Microstructure of SiC/Kovar joint at different brazing temperatures

SiC/Kovar接头抗剪强度。当钎焊温度为810℃时，SiC/Kovar接头抗剪强度最大为33 MPa。Torvund[26]等人指出陶瓷界面反应层厚度对钎焊接头抗剪强度有重要影响。随着钎焊温度的升高，钎焊接头抗剪强度呈下降趋势。当钎焊温度较低时，陶瓷界面反应层的厚度适中，焊缝中含有大量的Cu基和Ag基固溶体，较好的缓解接头残余应力，故其接头抗剪强度较高。当钎焊温度为870℃和900℃时，陶瓷侧界面反应层厚度急剧增加，焊缝中脆性金属间化合物含量占比增多，不利于接头冷却过程中残余应力的释放，造成焊缝力学性能减弱。由于异种材料热膨胀系数差异较大(SiC与Kovar热膨胀系数分别为4.1×10^{-6}℃$^{-1}$与10.2×10^{-6}℃$^{-1}$)，钎焊接头抗剪强度普遍偏低，宋延宇[27]钎焊SiC/GH99抗剪强度为26 MPa；欧婷[28]钎焊SiC/316不锈钢抗剪强度为36 MPa。Yang,Z W[20]研究指出软性复合中间层的设计Cu的厚度较为关键，过薄无法有效抑制母材的溶解与扩散，过厚导致焊缝整体宽度增加，母材束缚作用减弱，本文复合中间层的设计实现了SiC/Kovar接头的有效连接。

2.3　保温时间的影响

采用在最佳钎焊温度810℃下，保温时间分别为5、15、30 min进行钎焊试验，其接头微观组织如图7所示。当保温时间为5 min时，由于保温时间过短，SiC陶瓷母材进行少量的溶解，并在其界面形成较薄的TiC致密反应层。钎料中部分Ti原子穿过Cu中间层富集在Kovar界面，与母材溶解的Fe原子相结合形成Fe_2Ti脆性化合物，并以链状形式存在其周围。焊缝中部靠近陶瓷侧Cu基和Ag基固溶体交叉弥散分布，其元素来源于Ag-Cu-Ti钎料。靠近金属母材侧，Cu固溶体以断续块状形式存在，其元素

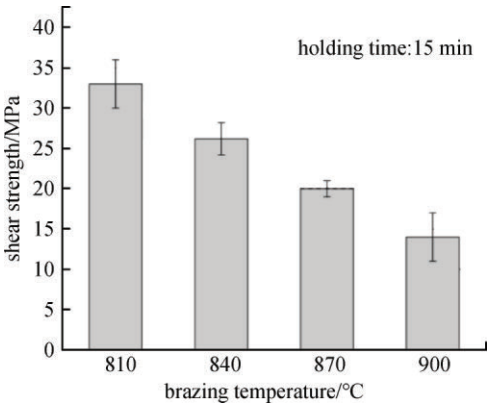

图6　SiC/Kovar接头抗剪强度

Fig.6　Shear strength of SiC/Kovar joint

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

来源于Cu箔片。当保温时间为15 min时，随着保温时间的延长，母材溶解扩散更加充分，SiC母材中的Si原子穿过中间层富集在Kovar合金界面，与Fe原子结合形成Fe_3Si化合物，并和Fe_2Ti一起以链状形式存在与母材界面周围，焊缝中部Cu固溶体以更加细小块状形式存在。当保温时间为30 min时，在Kovar合金界面周围形成了较厚层状Cu(s,s)，其原因有两点：(1)Cu的熔点高于Ag，在钎焊冷却过程中，Cu先行析出并以固溶体形式存在，在充裕的扩散时间和重力作用下，Cu更倾向于聚集在Kovar合金界面析出；(2)Cu和Ni都属于面心立方晶格，结合二者二元相图可知，在钎焊温度下，两种元素可实现互溶形成固溶体[29]，故Cu在引力作用下扩散至Kovar界面。

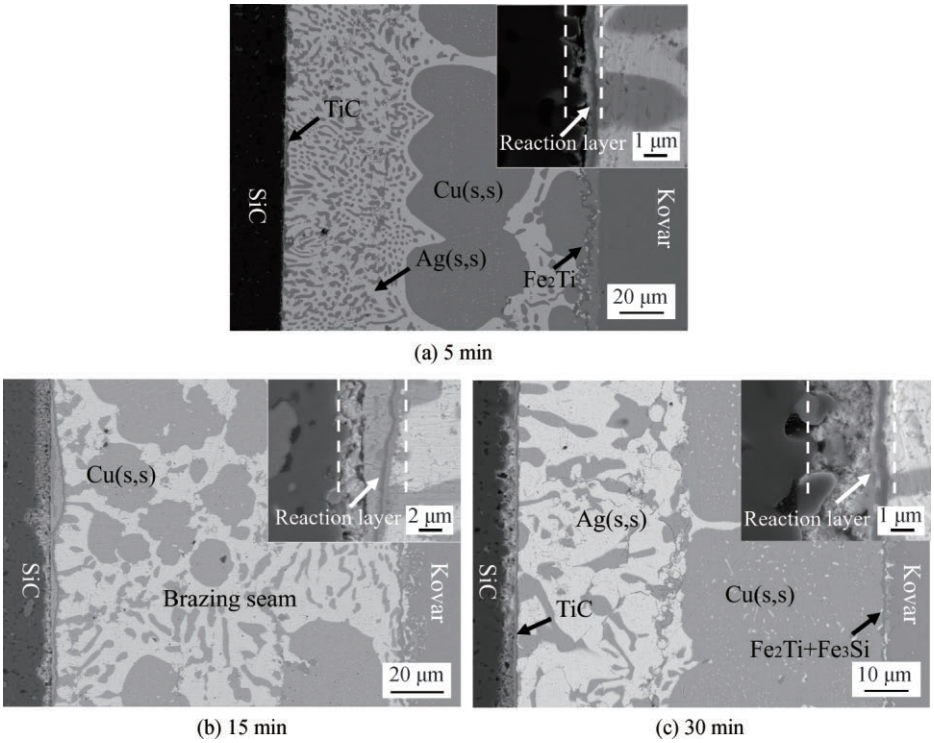

图7 不同保温时间下SiC/Kovar接头微观形貌

Fig.7 Microstructure of SiC/Kovar joint under different insulation time

图8为钎焊温度810℃，不同保温时间下SiC/Kovar钎焊接头抗剪强度。随着保温时间的延长，接头抗剪强度呈先升后降的趋势。当保温时间为5 min时，陶瓷界面反应层厚度为1 μm，陶瓷母材部分区域与钎料结合形式为机械咬合，焊缝中存在大块状Cu(s,s)，造成钎焊接头抗剪强度较低。当保温时间为15 min时，原子进行充分的扩散及反应，陶瓷界面反应层厚度为5 μm，焊缝中Cu(s,s)的弥散分布更加均匀，有利于提高接头力学性能。当保温时间为30 min时，陶瓷界面反应层厚度不变，其原因为钎料中含Ti量一定，但是在Kovar合金侧形成较厚层状Cu(s,s)，母材对于焊缝的束缚作用减弱，对接头力学性能造成不利影响。吴祖亮[22]采用NiCrSiTi钎料钎焊SiC/Invar抗剪强度为31.6 MPa，研究工艺参数对其接头影响，本文与之相比温度参数较为全面，钎焊成本低，适用范围略低。

2.4 钎焊接头形成机理

图9为采用Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu软性复合中间层

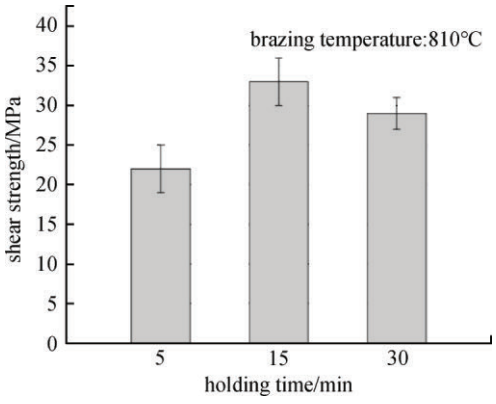

图8 SiC/Kovar接头抗剪强度

Fig.8 Shear strength of SiC/Kovar joint

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

钎料钎焊SiC/Kovar接头形成过程示意图。随着钎焊温度的升高,钎料与两侧母材在压力作用下紧密接触,并发生微观塑性变形。当钎焊温度达到780℃时,AgCu箔片开始融化,并均匀铺展至Kovar合金表面,大约1 min左右,钎焊温度达到AgCuTi钎料熔点,Cu箔片在钎焊过程中只进行溶解而不发生熔化,液态钎料中的Ti原子在化学势差动力作用下,向两侧母材进行迁移,在SiC陶瓷侧与母材溶解的C原子结合形成TiC。随着钎焊进入保温阶段,Cu箔片由层状结构在两侧液态钎料作用下,溶解破碎形成块状,Ti原子穿过中间层富集在Kovar合金界面形成链状Fe_2Ti。此外,在保温时间充足条件下,SiC陶瓷溶解于钎料中的Si原子,将富集在Kovar合金表面与Fe原子结合生成Fe_3Si;SiC陶瓷界面反应层相与钎焊温度有关,若钎焊温度较高时,Kovar合金将大量溶解于钎料中,Fe和Ni原子会扩散至SiC界面周围形成反应相Ni_2Si和Fe_3Si。随着温度的降低,焊缝进入冷却凝固阶段,由于Cu-Ni体系存在界面相互作用,液态钎料中Cu原子倾向于在Kovar合金周围析出以固溶体形式存在,最终形成的典型接头组织为:SiC陶瓷/TiC/Ag(s,s)+Cu(s,s)/Fe_2Ti+Fe_3Si/Kovar合金。

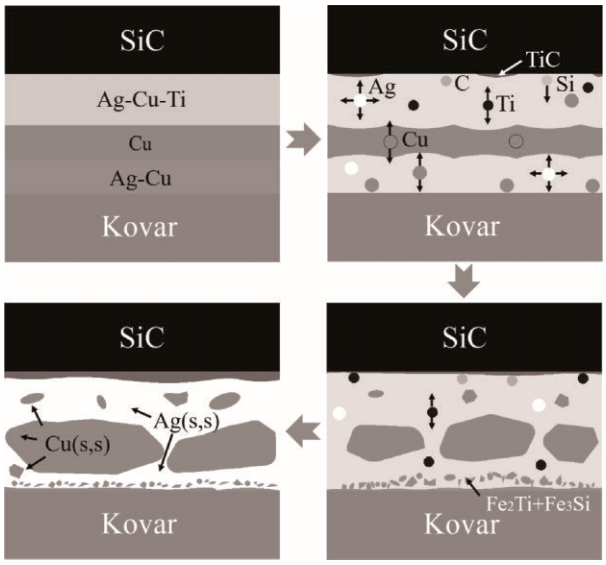

图9　SiC/Kovar接头组织演变过程图

Fig.9　SiC/Kovar joint structure evolution process diagram

3　结论

(1)采用Ag-Cu-Ti/Cu/Ag-Cu软性复合中间层钎料,实现了SiC陶瓷和Kovar合金的有效钎焊连接,其接头组织为:SiC陶瓷/TiC/Ag(s,s)+Cu(s,s)/Fe_2Ti+Fe_3Si/Kovar合金。

(2)随着钎焊温度的升高,陶瓷侧界面反应层增厚,脆性化合物含量增多,接头抗剪强度呈下降趋势;随着保温时间的延长,陶瓷侧界面反应层厚度先增加后保持不变,其接头抗剪强度呈先升后降趋势。在本研究的工艺范围中,钎焊温度810℃,保温时间15 min,其接头抗剪强度最大为33 MPa。

(3)SiC/Kovar钎焊接头界面组织与工艺参数有关,当钎焊温度较高时,Kovar合金大量溶解于钎料中,在SiC陶瓷界面形成Ni_2Si和Fe_3Si;当保温时间过短时,界面反应不完全,Kovar合金侧未生成Fe_3Si。

参　考　文　献

[1] Ott L J, Robb K R, Wang D. Preliminary Assessment of Accident-Tolerant Fuels on LWR Performance During Normal Operation and Under DB and BDB Accident Conditions[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 448(1-3): 520-533

[2] 张鹏卷. 耐事故燃料研究进展[J]. 中国核电, 2017, 10(3): 425-429

[3] Terrani K A. Accident Tolerant Fuel Cladding Development: Promise, Status, and Challenges[J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 501: 13-30

[4] Azevedo C R F. Selection of Fuel Cladding Material for Nuclear Fission Reactors[J]. Engineering Failure Analysis, 2011, 18(8): 1943-1962

[5] 刘俊凯, 张新虎, 恽　迪. 事故容错燃料包壳候选材料的研究现状及展望[J]. 材料导报, 2018, 32(11): 1757-1778

[6] Katoh Y, Snead L L, Henager C H, et al. Current Status and Recent Research Achievements in SiC/SiC Composites[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 455(1-3): 387-397

[7] Wang P, Xu D, Zhai Y, et al. The Dissimilar Brazing of Kovar Alloy to SiCp/Al Composites Using Silver-Based Filler Metal Foil[J]. Applied Physics A, 2017, 123(9)

[8] Liu G W, Valenza F, Muolo M L, et al. SiC/SiC and SiC/Kovar Joining by Ni-Si and Mo Interlayers[J]. Journal of Materials Science, 2010, 45(16): 4299-4307

[9] 范彬彬, 赵　林, 谢志鹏. 陶瓷与金属连接的研究及应用进展[J]. 陶瓷学报, 2020, 41(1): 9-21

[10] 逯春阳, 马志鹏, 姜海成, 等. 陶瓷与金属异种材料连接技术研究现状[J]. 焊接, 2018, 39(09): 15-20

[11] Li H X, Zhong Z H, Zhang H B, et al. Microstructure Characteristic and its Influence on the Strength of SiC Ce-

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

ramic Joints Diffusion Bonded by Spark Plasma Sintering [J]. Ceramics International, 2018, 44(4): 3937-3946

[12] Jia L, Guangmin S. Diffusion Bonding of TiC Cermet to Stainless Steel Using Impulse Pressuring with Ti-Nb Interlayer[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(4): 882-887

[13] Fernie J A, Drew R A L, Knowles K M. Joining of Engineering Ceramics[J]. International Materials Reviews, 2009, 54(5): 283-331

[14] Wang G, Cai Y, Xu Q, et al. Microstructural and Mechanical Properties of Inconel 600/ZrB_2-SiC Joints Brazed with AgCu/Cu-Foam/AgCu/Ti Multi-Layered Composite Filler[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 3430-3437

[15] Zhong Z, Hou G, Zhu Z, et al. Microstructure and Mechanical Strength of SiC Joints Brazed With Cr_3C_2 Particulate Reinforced Ag-Cu-Ti Brazing Alloy[J]. Ceramics International, 2018, 44(10): 11862-11868

[16] Yang Z W, Zhang L X, Xue Q, et al. Interfacial Microstructure and Mechanical Property of SiO_2-BN Ceramics and Invar Joint Brazed with Ag-Cu-Ti Active Filler Metal [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 534: 309-313

[17] 贺艳明. Ag-Cu-Ti基复合钎料钎焊氮化硅陶瓷的连接工艺和机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学材料学, 2012

[18] 李 淳, 郑祖金, 亓钧雷, 等. AgCu+SiC复合钎料中SiC含量对Al_2O_3/TC_4接头组织和性能的影响[J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 11-16

[19] Sun Z, Zhang L X, Chang Q, et al. Active Brazed Invar-SiO_{2f}/SiO_2 Joint Using a Low-Expansion Composite Interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 8-16

[20] Yang Z W, Zhang L X, Chen Y C, et al. Interlayer Design to Control Interfacial Microstructure and Improve Mechanical Properties of Active Brazed Invar/SiO_2-BN Joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 575: 199-205

[21] 朱成俊, 李成思, 董雪花. 采用两种银基活性钎料钎焊AlN陶瓷与可伐合金的接头组织与性能[J]. 焊接学报, 2018, 39(10): 16-19

[22] 吴祖亮. SiC基复合陶瓷与Invar合金钎焊工艺及连接机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学材料工程, 2016

[23] 王 颖. Al_2O_3陶瓷与Kovar合金钎焊工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006

[24] Duarte L I, Klotz U E, Leinenbach C, et al. Experimental study of the Fe-Ni-Ti System[J]. Intermetallics, 2010, 18(3): 374-384

[25] 张志豪. Ti/Ni为中间层的SiC陶瓷扩散连接接头高温力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016

[26] Torvund T, Grong Ø, Akselsen O M, et al. A Process Model for Active Brazing of Ceramics: Part II Optimization of Brazing Conditions and Joint Properties[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(16): 4437-4442

[27] 宋延宇. GNPs增强复合钎料钎焊SiC陶瓷与GH99的工艺及机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018

[28] 欧 婷, 张德库, 王 康, 等. SiC陶瓷与316L不锈钢真空活性钎焊[J]. 真空科学与技术学报, 2018, 38(10): 846-851

[29] Mary J A, Manikandan A, Kennedy L J, et al. Structure and Magnetic Properties of Cu-Ni alloy Nanoparticles Prepared by Rapid Microwave Combustion Method[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(5): 1467-1473

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net