

蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头组织演变与力学性能

刘全明¹, 肖俊峰¹, 唐文书¹, 高松¹, 孙华为², 秦建², 程亚芳², 翟春华³,
黄庆³, 牛晨晖⁴

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054)

(2. 郑州机械研究所有限公司, 河南 郑州 450001)

(3. 华能南京燃机发电有限公司, 江苏 南京 210034)

(4. 华能国际电力江苏能源开发有限公司, 江苏 南京 210015)

摘要: 针对蓝宝石/金属钎焊连接面临钎料对蓝宝石表面润湿性差难题, 研究了蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头界面结构特征、钎焊温度及保温时间对钎焊接头剪切性能影响及钎焊界面连接机理。结果表明: 蓝宝石与钎料形成致密冶金反应层, 钎料反应层生成Ag基固溶体、Cu基固溶体和复杂晶体相等, TC4合金侧形成脆化层和晶间渗入区。随钎焊温度升高, 钎焊接头抗剪切强度明显减小; 随保温时间延长, 接头抗剪切强度先增大后减小。钎焊接头断口呈蓝宝石脆性断裂和钎料“胶贴式”混合断裂形貌, 钎焊连接仅靠少部分Ag-Cu-3Ti钎料与蓝宝石的界面冶金结合力。钎焊过程中Ti、Cu向蓝宝石侧扩散并富集到Al₂O₃表面, 界面处发生充分固-液相作用形成稳定金属间化合物, TC4合金侧晶粒不断向基体生长, 两者致使钎焊接头抗剪切强度明显提升。

关键词: 蓝宝石; TC4合金; Ag-Cu-3Ti钎料; 微观组织; 剪切性能

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0474-07

第4代空空导弹普遍采用红外/紫外双模制导、红外/毫米波复合制导技术, 为确保靶向信号有效传输和探测精密组件安全可靠, 需在头部安装透红外整流罩, 使其与金属弹体密封连接。连接结构经受导弹高速飞行时产生的热冲击力, 必须具有一定刚度、强度及气密性, 连接可靠性成为制约导弹性能提升的技术瓶颈。针对该连接结构, 国内导弹多采用胶接工艺和机械连接, 胶接接头粘接剂极易软化且存在长期放置老化问题, 机械连接承载能力低且与高马赫导弹减重发展背道而驰。国外导弹已采用钎焊连接, 构件服役性能大幅提升, 但关键钎焊技术对我国实行严密封锁。钎焊技术是实现陶瓷/金属连接的重要手段^[1-5], 甚至是某些关键部件唯一的连接方法。活性钎焊通过在钎料中添加适量活性元素使其与陶瓷表面发生冶金反应, 实现陶瓷/金属直接连接^[6-11]。蓝宝石(99.99% α -Al₂O₃陶瓷)凭借0.2~5.0 μ m波段良好透光性及优异物理、化学、机械性能成为制造红外整流罩的理想材料。蓝宝石红外整流罩和金属弹体钎焊连接面临钎料

对蓝宝石表面润湿性差、接头残余应力难缓释等难题。前期研究人员在活性钎料制备、钎焊工艺优化、辅助连接方法、接头连接机理及残余应力分布等方面开展了部分工作^[12-17]。当前蓝宝石/金属钎焊用活性钎料多为银基钎料, 如Ag-Cu-Ti^[18-19]、Ag-Cu-Ti-Zr^[20]。Ag-Cu-Ti钎料依靠活性元素Ti与陶瓷中非金属元素(O、N、C、Si等)反应, 润湿蓝宝石表面并形成可靠连接。但至今蓝宝石钎焊仍存在钎料对蓝宝石表面润湿性差难题, 基于Ag-Cu-Ti活性钎料成分优化, 构建蓝宝石侧界面相容性并揭示钎焊接头连接机理仍缺乏深入研究。高活性钎料及其精密钎焊技术成为推进新型陶瓷/金属构件工程应用的必要前提。本研究拟用自制Ag-Cu-3Ti钎料钎焊蓝宝石/TC4合金(常用金属弹体材料), 分析钎焊温度、保温时间对钎焊接头力学性能的影响规律, 揭示钎焊接头界面结构特征及连接机理, 为推进新型陶瓷/金属构件工程化应用提供理论和技术基础。

收稿日期: 2024-07-05

基金项目: 国家自然科学基金(52304385); 陕西省重点研发计划(2024GX-YBXM-214); 陕西省自然科学基金基础研究计划(2023-JC-QN-0478); 中国华能集团科技项目(HNKJ22-H16)

作者简介: 刘全明, 男, 1988年生, 博士, 高级工程师, 西安热工研究院有限公司燃气轮机技术部, 陕西 西安 710054, 电话: 029-82102346, E-mail: liuquanming1988@126.com

1 实验

本试验选用钛合金为西北有色金属研究院提供的热轧态TC4合金,经金相法获得 β 相变温度为998℃,名义成分为Ti-6Al-4V。合金板原始尺寸为200 mm×200 mm×10 mm,采用激光切割将板沿纵向切成数块尺寸为10 mm×10 mm×10 mm正方块。陶瓷母材为蓝宝石,由东海县晶纳晶体科技有限公司生产,尺寸为6 mm×6 mm×4 mm正方块,连接面为 $c(0001)$,图1为蓝宝石微观形貌,蓝宝石上下表面抛光处理为光滑镜面,表面粗糙度约为6 nm。TC4合金和蓝宝石正方块供钎焊接头剪切性能测试用。钎料选用自调Ag-Cu-3Ti钎料膏,由质量分数85%~90% Ag72-Cu28球形粉末、TiH₂粉末和10%~15%粘结剂两部分混合调制而成,粘结剂最佳配方为61%溶剂(松油醇:二乙二醇丁醚=3:2)、12%聚乙二醇600、5%硬脂酸、6%聚酰胺蜡、11%乙二酸和5%石蜡油^[21]。待钎焊试样装配具体如下:蓝宝石块和TC4合金块上下叠放,中间填入(0.05±0.001) g Ag-Cu-3Ti钎料,将待钎焊试样移至高温真空钎焊炉加热。钎焊工艺流程如下:以15℃/min升温至300℃,保温30 min,确保粘结剂充分挥发;以10℃/min升温至750℃后再以5℃/min升温至钎焊温度850~950℃,保温5~35 min;待钎焊完成后以5℃/min降温至300℃,随炉冷至室温取样。采用扫描电镜及配带的能谱仪(EDS)观察钎焊接头界面结构及分析组织微区成分。按照GB/T 11363-2008^[22]相关要求完成钎焊接头的剪切试验,压头移动速度为0.5 mm/s,接头抗剪切强度结果为3个有效试验值的平均值。

2 实验结果

2.1 钎焊界面微观组织分析

Ag-Cu-3Ti钎料钎焊蓝宝石/TC4合金时,蓝宝石与界面化合物层、钎料层的热膨胀系数、弹性模量等参数存在较大差异,接头受剪切力作用时易产生应力集中而发生失效。研究蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊界面结构及组织特征有其必要性。图2为870℃/20 min钎焊工艺下蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头微观结构及组织

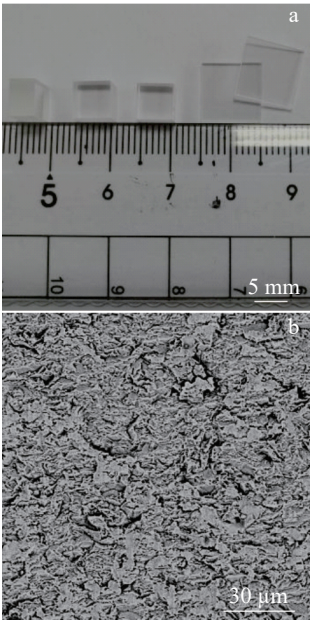


图1 蓝宝石形貌
Fig.1 Morphology of the sapphire

形貌。如图2a所示,钎焊接头微观结构共分为3个部分:I区为蓝宝石侧界面,II区为钎料反应层,III区为TC4合金侧界面。如图2b所示,蓝宝石侧界面组织为连续反应层,蓝宝石与钎料形成良好的致密冶金反应层。如图2c和图3所示,钎料反应层中各组分在钎焊热循环作用下各元素发生重新再分布,形成Ag基固溶体、Cu基固溶体、多种晶体相等,晶体相主要包括CuTi、Cu₂Ti、Cu₃Ti、CuO、TiO、Cu₂O、Ti₂O、TiAg等。如图2d所示,TC4合金侧界面微观组织演变与Ag-Cu-3Ti钎料中元素互扩散行为密切相关,钎料中浓度较大的Cu、Ag快速向TC4合金基体中扩散,基体中浓度较大的Ti、Al、V也快速向钎料中扩散,直至钎料侧各元素浓度与基体中基本相近。TC4合金侧界面组织中晶粒在温度梯度作用下不断向基体侧成长,在基体侧界面形成明显脆化层和晶间渗入区,基体不断被元素扩展“侵蚀”,钎缝宽度逐步移向基体侧。钎焊接头整体组织均匀,钎焊界面无明显裂纹、气孔等缺陷。

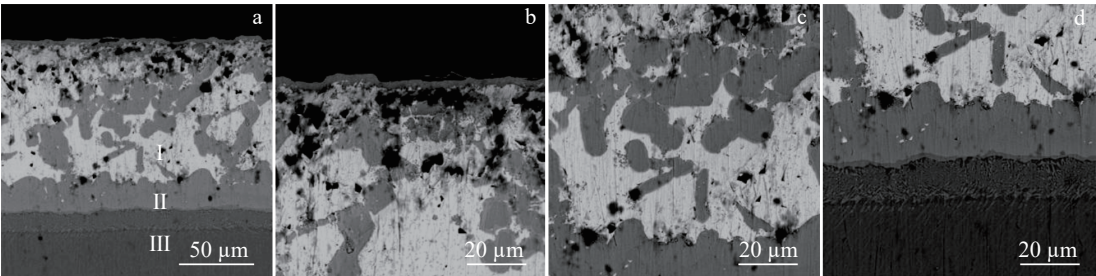


图2 Ag-Cu-3Ti钎料钎焊蓝宝石/TC4合金接头微观组织

Fig.2 Microstructures of the sapphire/TC4 alloy brazed joint with Ag-Cu-3Ti filler metal: (a) brazing seam, (b) sapphire side, (c) reaction layer of filler metal, and (d) TC4 alloy side

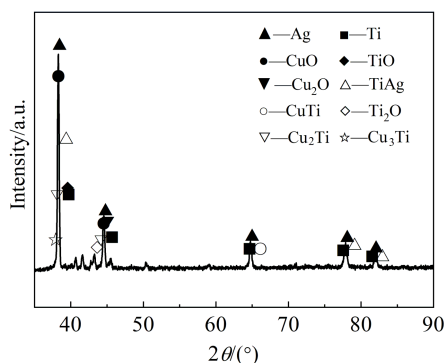


图3 Ag-Cu-3Ti 钎料熔化后的XRD图谱
Fig.3 XRD pattern of Ag-Cu-3Ti brazing metal after melting

图4及表1为蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头界面组织SEM+EDS测试结果。蓝宝石与钎料形成致密冶金反应层。点1 EDS分析表明蓝宝石中Al、O原子比接近2:3,为典型 Al_2O_3 相。点2 EDS分析表明进入蓝宝石的物相为活性高、扩散力强的Ti及其形成的 TiO 、 Ti_2O 等氧化物相,此外还包括由Ti携带少量Ag形成的TiAg

相。点3 EDS分析表明Cu、Ti在致密冶金反应层中分布均匀,且原子比接近1:1,推测其为CuTi相。前期研究^[23]表明: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TC4}$ 合金钎焊接头界面产物主要为 Ti_2O 和CuTi混合物,基于Cu与O亲和力强,结合Ag-Cu-3Ti钎料反应层相变特点,推测致密冶金反应层中还存在CuO、 Cu_2O 相等。点4、5、6 EDS分析表明钎料反应层主要包括Ag基固溶体、Cu基固溶体、多种晶体相等,晶体相包括 TiO 、CuO、 Ti_2O 、 Cu_2O 、TiAg相等。钎料反应层主要由类椭圆形灰色组织和白色基体组织构成,点5、6 EDS分析表明白色基体(点5)主要元素为Ag,类椭圆形灰色组织(点6)主要元素为Cu,推测分别为Ag基固溶体、Cu基固溶体。如上述图2c和2d所示,近TC4合金侧灰色组织互相联结,形成致密反应层,近蓝宝石侧灰色组织仍呈独立且尺寸较小的类椭圆状,上述结果与蓝宝石和TC4合金的材料导热系数密切相关,蓝宝石和钛合金导热系数分别为33.611、7.6 W/(m·K)^[24-25],蓝宝石侧导热系数高,微观组织降温速度快,导致晶粒无法充分长大。点7 EDS分析表明钎料膏配制过程引入的粘结剂致使钎焊后接头微观组织中残留高碳相。

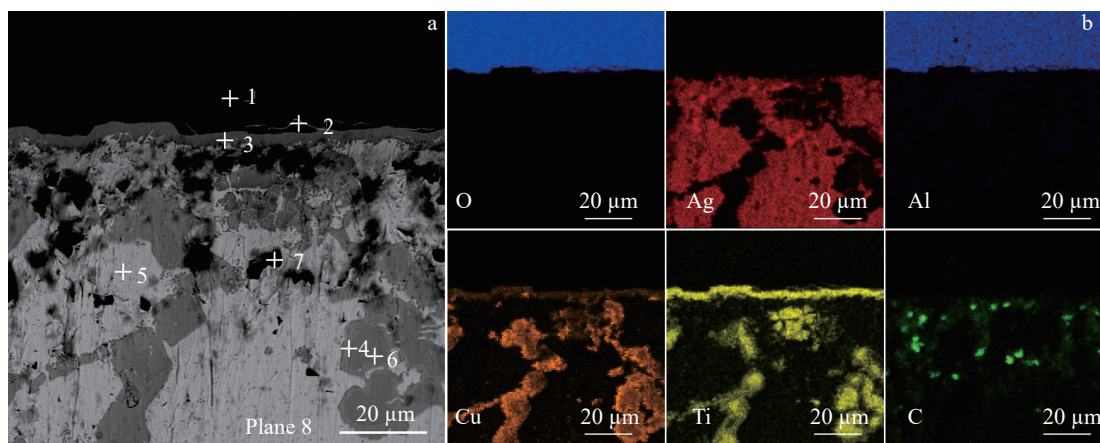


图4 蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头界面组织SEM照片及元素面分布
Fig.4 SEM image (a) and element mappings (b) of interface structure of the sapphire/Ag-Cu-3Ti/TC4 alloy brazed joint

表1 图4中各点EDS分析结果
Table 1 EDS analysis results of site in Fig.4a (at%)

Site	O	Ag	Al	Cu	Ti	C
Point 1	65.29	-	34.41	-	-	-
Point 2	73.50	5.65	15.37	-	4.39	-
Point 3	31.36	0.67	5.70	26.84	34.24	-
Point 4	29.54	-	4.82	28.79	35.60	-
Point 5	26.47	64.91	-	6.01	-	-
Point 6	19.29	1.49	-	43.97	33.81	-
Point 7	-	18.50	-	-	-	81.5
Plane 8	60.96	8.23	17.22	6.93	3.33	3.33

图5为蓝宝石侧界面元素EDS线扫描测试结果,Ti、Cu主要分布于钎料反应层,Cu、Ti含量及分布基本一致,表明存在CuTi或Cu₂Ti相。Ag与Cu、Ti含量及分布基本互补,Cu、Ti含量高区域Ag含量相对较低。Cu、Ti及微量Ag向蓝宝石侧扩散,扩散能力较强的活性元素Ti携带少量Ag形成TiAg相。O含量及分布表明Cu、Ti与O结合形成TiO、CuO、Ti₂O、Cu₂O相等。Al含量及分布表明少量Al向钎料反应层扩散。如图4所示,蓝宝石侧形成的致密冶金反应层呈Ti、Cu富集现象,即Cu、Ti通过自身反应和与蓝宝石侧O反应,形成CuTi或Cu₂Ti相和TiO、CuO、Ti₂O、Cu₂O相等金属间化合物,促使蓝宝石与TC4合金界面实现冶金连接。

2.2 钎焊温度对钎焊接头剪切性能的影响

在850、870、900℃下各保温20 min和870℃下分别保温10、20、30 min钎焊工艺下钎焊蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金试样并完成室温剪切试验。图6为钎焊接头抗剪切强度与钎焊温度的关系,随钎焊温度升高,接头抗剪切强度明显减小。温度由850℃升至870℃时,接头抗剪切强度由28.44 MPa小幅减至26.99 MPa,温度升至900℃时,接头抗剪切强度大幅减至9.38 MPa,减幅最高达19.06 MPa。钎焊温度升高,钎料与基体界面冶金反应剧烈,生成某一些脆、硬化相,脆化相占据主导地位,导致接头抗剪切强度略有减小;随温度持续升高,钎焊界面冶金反应越发加剧,脆化相类型、含量明显增加,导致接头抗剪切强度迅速减小。此外,随钎焊温度不断升高,活性元素Ti与Al₂O₃陶瓷界面反应越发充分,更多界面元素参与反应,多种脆性相富集在界面处,一旦界面冶金反应层过厚,必然导致接头抗剪切强度显著恶化。

2.3 保温时间对钎焊接头剪切性能的影响

在870℃下分别保温10、20、30 min钎焊蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金试样并完成室温剪切试验。图7为钎焊接头抗剪切强度与保温时间的关系,随保温时间延长,接头抗剪切强度先增大后减小。保温时间由10 min延至20 min时,接头抗剪切强度由2.02 MPa大幅增至26.99 MPa,增幅最高达24.97 MPa,保温时间延至30 min时,接头抗剪切强度大幅减至7.47 MPa,减幅最高达19.52 MPa。随保温时间延长,钎料与基体界面冶金反应充分,生成硬、脆化相,硬化相占据主导时,接头抗剪切强度明显增大;随保温时间继续延长,界面冶金反应持续加剧,脆化相类型、含量明显增加,接头强度快速减小。此外,保温时间短,活性元素Ti与Al₂O₃陶瓷界面反应不充分,无法形成连续界面反应层,导致接头抗剪切强度偏小;随保温时间延长,Ti加速扩散并与Al₂O₃陶瓷界面充分反应,形成理想界面反应层,接头抗剪切强度增大;保温时间继续延长,更多元素参与界面反应,脆性相在界面处富集,界面反应层过厚致接头抗剪切强度显著恶化。

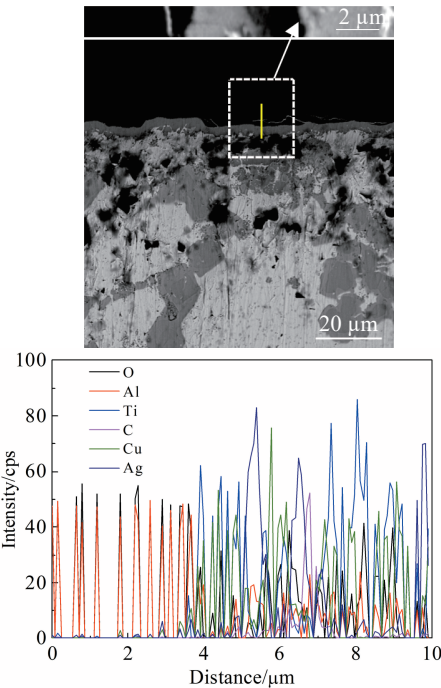


图5 钎焊界面微观组织及元素EDS线扫描

Fig.5 Interface microstructure and EDS line scanning of elements at brazing interface

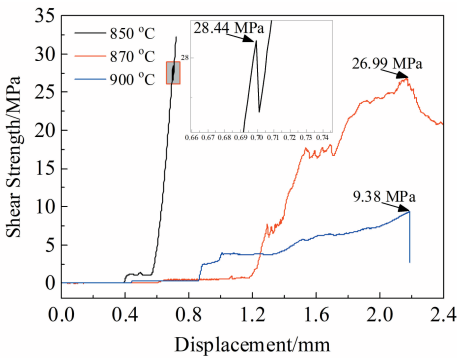


图6 不同温度下钎焊接头抗剪切强度曲线

Fig.6 Changes of shear strength of brazed joints with brazing temperature

2.4 钎焊温度和保温时间对钎焊接头微观组织的影响

图8为不同钎焊工艺下蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头微观组织。如图8a所示,870℃/20 min钎焊工艺下钎焊蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金时,蓝宝石侧界面为灰色连续反应层,蓝宝石与钎料形成良好冶金反应层,钎料反应层为Ag基、Cu基固溶体及晶体相等,Ag基、Cu基固溶体呈现粗大棒状,均匀分布于钎料反应层中。如图8b所示,随钎焊温度升高至900℃(保温20 min),蓝宝石侧界面灰色连续反应层与蓝宝石基体局部呈现明显断裂带,且灰色连续反应层近钎料反应层侧呈现凹凸不平现象。钎料反应层中未见Ag基、Cu基固溶体析出,且

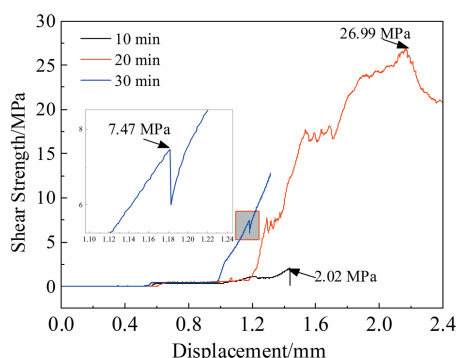


图7 不同保温时间钎焊接头抗剪切强度曲线

Fig.7 Changes of shear strength of brazed joints with holding time

存在明显裂纹及气孔,这也是接头抗剪切强度大幅减至 9.38 MPa 的直观证据。如图 8c 所示,870 °C/30 min 钎焊工艺下钎焊蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4 合金时,随保温时间延长,界面反应越发剧烈,蓝宝石侧界面的灰色连续反应层析出明显黑色脆化相,致接头抗剪切强度大幅减至 7.47 MPa。

2.5 钎焊接头室温剪切的断口形貌

图 9 为 870 °C/20 min 钎焊工艺下蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4 合金钎焊接头剪切断口形貌,断裂位置处于钎焊接头搭接界面。如图 9a 所示,断口分为蓝宝石、致密冶金

反应层和钎料 3 个断裂区,断口形貌为典型蓝宝石脆性断裂和钎料“胶贴式”断裂混合形貌。如图 9b 所示,蓝宝石断裂呈典型脆性断裂特征,断口整体平整,各脆断面之间存在小台阶。脆断面有贯穿式二次裂纹。如图 9c 和 9d 所示,致密冶金反应层和钎料断裂区的断口形貌基本一致,断口以“胶贴式”断裂为主,表明蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4 合金钎焊接头抗剪切强度不高,即钎焊连接仅靠少部分 Ag-Cu-3Ti 钎料与蓝宝石之间的界面冶金结合力,可由图 9d 中少部分蓝宝石被钎料“抓下来”获得直接证据。

2.6 蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4 合金钎焊连接机理

钎焊陶瓷可靠性主要取决于陶瓷与钎料的元素扩散、反应和机械作用^[26-27]。元素扩散有陶瓷元素向液态钎料的溶解,也有钎料成分向陶瓷基体的扩散。钎料中活性元素与陶瓷表面发生冶金反应进而实现钎焊连接,Ag-Cu-3Ti 钎料中活性元素 Ti 与 O 亲和力较大,在陶瓷界面易形成稳定氧化物,即蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4 合金钎焊界面发生的冶金反应具体如下:

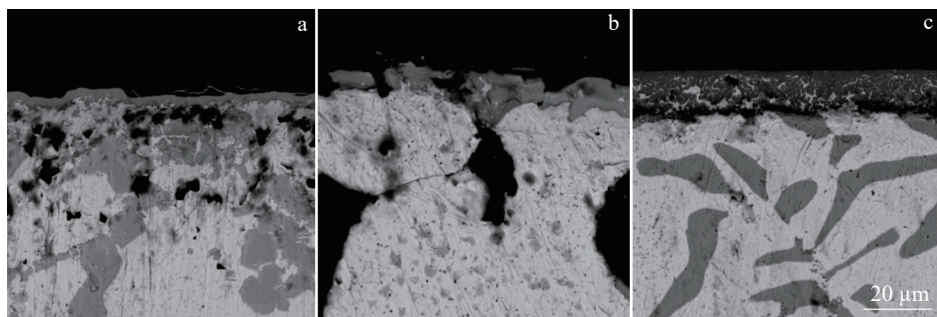


图8 不同钎焊工艺 Ag-Cu-3Ti 钎料钎焊蓝宝石/TC4 合金接头微观组织

Fig.8 Microstructures of the sapphire/TC4 alloy brazed joint with Ag-Cu-3Ti filler metal at different conditions: (a) 870 °C/20 min, (b) 900 °C/20 min, and (c) 870 °C/30 min

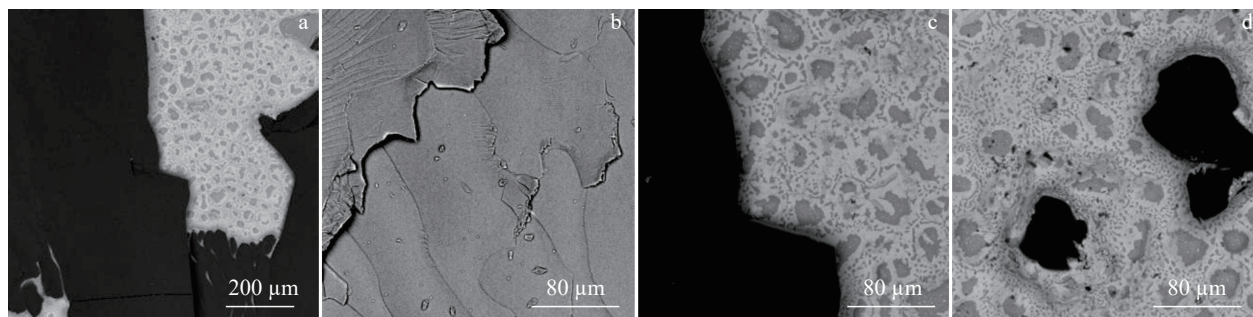
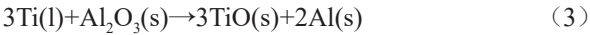


图9 钎焊接头室温剪切断口形貌

Fig.9 Room temperature shear fracture morphologies of brazed joint: (a) macroscopic fracture, (b) sapphire fracture, (c) reaction layer fracture, and (d) filler metal fracture



钎焊过程蓝宝石侧 Al_2O_3 通过元素扩散失去部分 O，O 原子快速被与其亲和力较强的 Ti 原子捕获，钎焊界面处形成稳定 TiO 相。分解获得的 Al 原子被固溶于致密冶金反应层的 Cu 基固溶体中或继续向钎料反应层中扩散，未形成金属化合物，上述同 Ti、Cu 在蓝宝石侧形成的界面反应层富集(如图4所示)和少量 Al 向钎料反应层扩散(如图5所示)现象一致。此外 Ti、Cu 原子相遇形成稳定的 CuTi 、 Cu_2Ti 、 Cu_3Ti 相等，游离 Ti、Cu 原子与 O 原子结合形成稳定的 TiO、CuO 相等。Ag-Cu-3Ti 钎料与 Al_2O_3 陶瓷发生充分固-液相作用可显著提升钎焊接头强度，但 Al_2O_3 与 Ti 冶金反应形成的多数金属间化合物为脆性相，过多脆性相又导致钎焊接头强度显著降低。

图10为蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头界面冶金反应过程示意图。如图10a所示，加热温度至钎料熔点时，钎料开始熔化，Ti、Cu向蓝宝石侧扩散并在 Al_2O_3 陶瓷表面富集，同时 TC4 合金中的 Ti、Al、V 向 Ag-

Cu-3Ti 钎料中快速扩散，Cu 向 TC4 合金中快速扩散。随加热温度持续升高，如图10b所示， Al_2O_3 陶瓷/Ag-Cu-3Ti 钎料界面处发生公式(1)~(5)化学反应，形成 TiO、CuTi、CuO 相等多种稳定金属间化合物。钎料反应层中各元素之间在钎焊热循环作用下，除形成 Ag 基固溶体、Cu 基固溶体外，还形成 CuO 、TiO、 Cu_2O 、TiAg 等多种稳定金属间化合物。而在 TC4 合金侧，钎料中浓度相对较大的 Ag、Cu 快速向基体中扩散，基体中 Ti、Al、V 也快速向钎料中扩散，形成 TiAg、CuO、TiAl、CuTi 相等多种稳定金属间化合物；TC4 合金侧界面组织中晶粒在温度梯度作用下不断向基体侧成长，在基体侧界面形成明显脆化层和晶间渗入区，基体不断被元素扩展“侵蚀”。

3 结论

1) 蓝宝石表面与钎料反应形成了致密反应层，冶金产物主要包括 TiO、 Ti_2O 、TiAg、CuTi、CuO、 Cu_2O 等。钎料反应层 Ag 基、Cu 基固溶体及晶体相等，晶体相主要包括 CuTi 、 Cu_2Ti 、 Cu_3Ti 、CuO、TiO、 Cu_2O 、 Ti_2O 、TiAg 等。TC4 合金侧形成脆化层和晶间渗入区。

2) 钎焊温度为 850、870、900 °C 且保温 20 min，接头抗剪切强度分别为 28.44、26.99、9.38 MPa，剪切强度随钎焊温度升高而减小。保温 10、20、30 min 且钎焊温度为 870 °C，接头抗剪切强度分别为 2.02、26.99、7.47 MPa，抗剪切强度随保温时间延长先增大后减小。

3) 870 °C/20 min 钎焊蓝宝石，蓝宝石侧界面为良好连续反应层，随温度升至 900 °C，连续反应层与基体局部呈现断裂，钎料反应层中有裂纹及气孔，随保温时间延至 30 min，连续反应层析出黑色脆化相。

4) 接头拉伸断口呈蓝宝石脆性断裂和钎料“胶贴式”混合断裂形貌，钎焊连接仅靠少部分 Ag-Cu-3Ti 活性钎料与蓝宝石表面发生界面冶金结合。

5) Ti、Cu 向蓝宝石侧扩散并富集到 Al_2O_3 表面，Ti、Al、V 向钎料中快速扩散，界面处发生公式(1)~(5)的冶金反应，形成多种金属间化合物，导致蓝宝石与钎料形成致密冶金反应层。

参考文献

References

- [1] Wang Xingxing(王星星), Wu Gang(吴 港), He Peng(何 鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2689
- [2] Long Weimin, Liu Dashuang, Dong Xian *et al.* *Surface Engineering*[J], 2020, 36(12): 1315
- [3] Zhang Lei, Long Weimin, Du Dong *et al.* *Diamond and Related Materials*[J], 2022, 125: 109032
- [4] Sivaprahasam D, Sujitha T, Gowtham U *et al.* *Ceramics International*[J], 2021, 47(11): 16133
- [5] Wu Qilong, Long Weimin, Zhang Lei *et al.* *Welding in the World* [J], 2024, 68: 1685
- [6] Long Weimin(龙伟民), Hao Qingle(郝庆乐), Fu Yucan(傅玉灿)

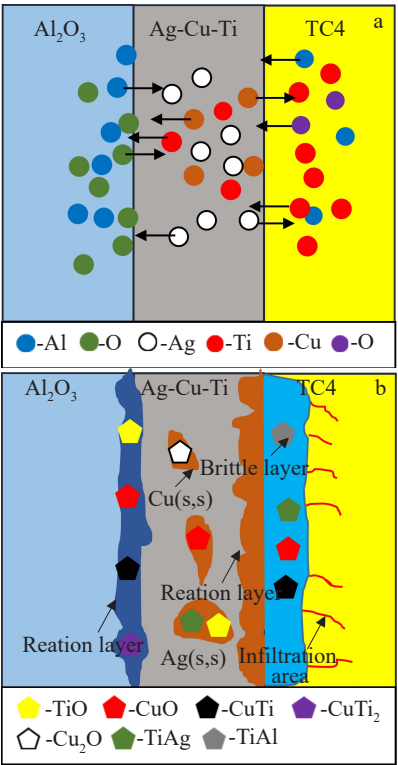


图10 蓝宝石/Ag-Cu-3Ti/TC4合金钎焊接头界面冶金反应示意图
Fig.10 Schematic of metallurgical reaction process at the interface of sapphire/Ag-Cu-3Ti/TC4 alloy brazed joints: (a) premetallurgical reaction and (b) after metallurgical reaction

- et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(23): 23138
- [7] Long Fei(龙 飞), Zhang Guanxing(张冠星), He Peng(何 鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 385
- [8] Zhao Yixuan(赵一璇), Wang Meirong(王美荣), Song Xiaoguo(宋晓国) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 922
- [9] Zhang Lixia(张丽霞), Lei Min(雷 敏), Yang Zhiye(杨智烨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3410
- [10] Long Weimin, Zhang Guanxing, Zhang Qike *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 110: 41
- [11] Long F, He P, Sekulic D P. *Metals*[J], 2018, 8(5): 315
- [12] Zhang Guifeng, Su Wei, Guo Yang *et al. China Welding*[J], 2011, 20(2): 73
- [13] Fan Binbin, Xu Jingkun, Lei Huicong *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(13): 18551
- [14] Lv Jiale, Xiao Yong, Liu Bo *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(4): 20070
- [15] Xu Yan, Ma Xinran, Xiu Ziyang *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 288: 116893
- [16] Li Chun, Si Xiaoqing, Chen Lei *et al. Ceramics International*[J], 2019, 45(3): 3284
- [17] Long Weimin(龙伟民), Li Shengnan(李胜男), Du Dong(都 东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3781
- [18] Ali M, Knowles K M, Mallinson P M *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 103: 859
- [19] Liu Sen(刘 森), Wang Guan(王 冠), Fan Bingjun(樊竝君) *et al. Laser & Infrared*(激光与红外)[J], 2019, 49(10): 1212
- [20] Li Xiuxiu(李秀秀), Xiao Daihong(肖代红), Shen Tingting(申婷婷) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2013, 18(2): 191
- [21] Xiong Liyuan(熊丽媛). *Preparation and Characterization of Ag-Cu-Ti Active Paste for Brazing*(Ag-Cu-Ti 活性焊膏的制备与性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018
- [22] Standardization Administration of the People's Republic of China. *GB/T 11363-2008 Test Method of the Strength for Brazed and Soldered Joint*(GB/T 11363-2008 钎焊接头强度试验方法)[S]. Beijing: Standards Press of China, 2008
- [23] Wu Mingfang(吴铭方), Yu Zhishui(于治水), Wang Fengjiang(王凤江). *Journal of East China Shipbuilding Institute*(华东船舶工业学院学报)[J], 2000, 14(6): 83
- [24] Shi Chunjun(施纯俊), Zhang Lianhan(张连翰), Hong Jiaqi(洪佳琪) *et al. Journal of Synthetic Crystals*(人工晶体学报)[J], 2015, 44(10): 2652
- [25] Cao Congcong(曹聪聪), Li Wenya(李文亚), Yang Kang(杨 康) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(1): 277
- [26] Li Shengnan, Du Dong, Long Weimin *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31: 1277
- [27] Zhong Zhihong(钟志宏), Yuan Dongli(袁东立), Zhu Wenjing(朱文静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1086

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Sapphire/TC4 Alloy Joints Brazed by Ag-Cu-3Ti Filler Metal

Liu Quanming¹, Xiao Junfeng¹, Tang Wenshu¹, Gao Song¹, Sun Huawei², Qin Jian², Chen Yafang², Zhai Chunhua³, Huang Qing³, Niu Chenhui⁴

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710054, China)

(2. Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 450001, China)

(3. Huaneng Nanjing Gas Turbine Power Plant Co., Ltd, Nanjing 210034, China)

(4. Huanneng Jiangsu Energy Development Co., Ltd, Nanjing 210015, China)

Abstract: Sapphire/metal welding connection faces the challenge of poor wetting of sapphire surface by brazing materials. The interface structure of the sapphire/Ag-Cu-3Ti/TC4 alloy brazed joint, the effects of temperature and holding time on the shear properties, and the mechanism of interface connection were studied. The results show that the sapphire side forms a dense metallurgical reaction layer. The microstructure of the reaction layer is composed of Ag base solid solutions, Cu base solid solids and the crystal. TC4 alloy side forms a crispy layer and a crystal infiltration area. With the increase in brazing temperature, the shear strength of the brazed joint reduces significantly. As the holding time is prolonged, the shear strength of the brazed joint increases firstly and then decreases. The fracture surface of the brazed joint exhibits a mixed fracture morphology of the sapphire brittle fracture and filler metal "adhesive type" fracture. The brazing connection relies solely on the metallurgical bonding strength between a small portion of Ag-Cu-3Ti brazing metal and the sapphire. During the brazing process, Ti and Cu diffuse towards the sapphire side and accumulate on the surface of Al_2O_3 . Sufficient solid-liquid interaction occurs at the interface to form stable intermetallic compounds, and the TC4 alloy side grains continuously grow towards the matrix, resulting in a significant increase in the shear strength of the brazed joint.

Key words: sapphire; TC4 alloy; Ag-Cu-3Ti filler metal; microstructure; shear property

Corresponding author: Xiao Junfeng, Professor, Gas Turbine Technology Department, Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710054, P. R. China, E-mail: xiaojunfeng@tpri.com.cn