

TiAl合金与ZrB₂-SiC陶瓷非晶钎焊接头组织与力学性能

王微¹ 王刚² 吴鹏² 徐海涛² 朱冬冬³

(1 安徽机电职业技术学院航空与材料学院, 芜湖 241002)

(2 安徽工程大学机械与汽车工程学院, 芜湖 241000)

(3 衢州学院机械工程学院, 衢州 324000)

文 摘 采用Cu_{41.83}Ti_{30.21}Zr_{19.76}Ni_{8.19}(at.%)非晶钎料对Ti48Al2Cr2Nb合金与ZrB₂-SiC陶瓷进行真空钎焊连接,通过扫描电镜、能谱分析、X射线衍射以及万能试验机对接头的微观组织和力学性能进行研究。结果表明:TiAl合金与ZrB₂-SiC陶瓷钎焊接头的界面结构为TiAl/Ti₂Al/AlCuTi/(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+TiB+TiCu/Ti₅Si₃/ZS。当钎焊温度为910℃,随着保温时间的延长,靠近ZrB₂-SiC一侧反应层宽度逐渐增大,接头中弥散分部的TiB和TiCu聚集长大。接头剪切强度随着保温时间的延长先上升后降低,当钎焊温度为910℃,保温20min时,接头剪切强度最大,为187MPa,通过对各工艺的接头断口分析,发现接头均断裂在陶瓷侧,断裂方式为脆性断裂。

关键词 Ti48Al2Cr2Nb,ZrB₂-SiC陶瓷,非晶钎料,钎焊

中图分类号: TG454

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2020.03.009

Microstructure and Mechanical Properties of Brazed Joints of TiAl Alloy and ZrB₂-SiC Ceramics Using Amorphous Alloy Filler

WANG Wei¹ WANG Gang² WU Peng² XU Haitao² ZHU Dongdong³

(1 School of Aviation and Materials, Anhui Machine and Electricity College, Wuhu 241002)

(2 School of Mechanical and Automotive Engineering, Anhui Polytechnic University, Wuhu 241000)

(3 School of Mechanical Engineering, Quzhou University, Quzhou 324000)

Abstract Ti48Al2Cr2Nb alloys and ZrB₂-SiC ceramics were brazed with Cu_{41.83}Ti_{30.21}Zr_{19.76}Ni_{8.19}(at.%) amorphous alloy filler. The microstructure and mechanical properties of the joint were analyzed by scanning electron microscopy, energy spectrometer, X-ray diffraction and testing machine. The results show that the typical joint interface structure of TiAl alloy and ZrB₂-SiC ceramic brazed joint is: TiAl/Ti₂Al/AlCuTi/(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+TiB+TiCu/Ti₅Si₃/ZS. When the brazing temperature is 910℃, the width of the reaction layer near the ZrB₂-SiC side increases gradually with the increase of the holding time, and the TiB and TiCu aggregates in the diffused part of the joint grow. The joint shear strength increases first and then decreases with the increase of holding time. When the brazing temperature is 910℃ with holding time of 20min, the joint shear strength reaches the maximum value of 187MPa. Through the fracture analysis of each process, it is found that the joints are all broken on the ceramic side, and the fracture mode is brittle fracture.

Key words Ti48Al2Cr2Nb alloy, ZrB₂-SiC ceramics, Amorphous alloy filler, Brazing

0 引言

TiAl合金作为一种能够替代镍基合金的轻质高温合金,拥有高强度、良好的抗腐蚀性和高弹性模量等优点,这些优异的性能使得其在飞机涡轮叶片上得到广泛的应用^[1-3]。但TiAl合金由于室温塑性较

差无法直接加工成复杂的结构件,阻碍了其发展与应用。为了更好的将TiAl合金运用到实际生产中,各国学者们针对TiAl合金的连接进行了相应的研究。一般来说,能够有效地连接TiAl合金的方式有扩散焊^[4]、激光焊^[5]和钎焊等^[6-11],相较之下,采用钎

收稿日期:2019-08-29

基金项目:国家自然科学基金项目(51704001);安徽省领军骨干人才项目(Z175050020001);安徽省高校自然科学基金重点项目(KJ2018A0860);安徽工程大学中青年拔尖人才项目(ZQNB001)

第一作者简介:王微,1984出生,硕士,讲师,主要从事先进材料连接工作。E-mail:ahjdw@163.com

焊方式连接 TiAl 合金成本较低且接头有着较高的力学性能。近年来,国内外学者们对 TiAl 钎焊连接进行了相应的研究。

LIU^[12]等人采用 AgCuTi 钎料对 TiAl 合金与 Al₂O₃ 进行了钎焊连接。结果表明,当钎焊温度增大或保温时间延长接头中 AlCu₂Ti 相会聚集成大块脆性化合物,影响接头力学性能。当钎焊温度为 900 ℃,保温 5 min 时,接头力学性能达最大值为 49 MPa。REN^[13]等人采用 Ti 基钎料对 TiAl 合金与 Ti₃Al 合金进行真空钎焊连接,焊后接头发现了微观裂纹,降低接头力学性能。FENG^[14]等人使用 AgCu 钎料对 TiAl 合金与 ZrO₂ 陶瓷钎焊连接。结果表明过高的钎焊温度会导致接头中脆性相大量生成,从而降低了接头力学性能。从上述研究可以看出,TiAl 合金钎焊获得的接头往往会因为过高的残余应力导致接头出现裂纹,从而影响接头力学性能。

ZrB₂-SiC 复合陶瓷(为了叙述方便简称为 ZS)作为一种高温材料广泛地应用在航空航天中,ZrB₂ 陶瓷自身具有良好的导电性,高硬度以及耐高温性,SiC 的加入提高了 ZrB₂ 陶瓷的韧性^[15-17]。但由于 ZS 陶瓷自身脆性大,难以满足实际生产需求。非晶钎料能够降低钎焊温度,从而减小残余应力提高接头力学性能^[18]。目前,国内外已有学者采用非晶钎料连接金属与陶瓷^[19-21]。因此,实现 TiAl 合金与 ZS 陶瓷的连接对航空航天有着极大的意义。针对上述钎焊后接头出现裂纹等问题,本文拟采用 CuTiZrNi 系非晶钎料对 TiAl 合金与 ZS 陶瓷进行钎焊连接。

1 实验

1.1 材料的制备

所选用的 TiAl 合金名义成分为 Ti48Al2Cr2Nb (原子分数),通过用高纯度 Ti, Al 和 Cr 金属以及 Nb-Al 中间合金进行电弧熔炼来制备。为了确保成分的均匀性,将合金锭重复熔融至少四次。随后,在 Ar 气氛中,在 1 380 ℃ 下热处理 30 min,以消除残余应力和降低收缩孔隙率^[22]。ZS 陶瓷是采用热压烧结法制备而成,整个烧结过程中压力保持在 30 MPa,温度恒定在 1 950 ℃,持续 1 h。CuTiZrNi 系非晶钎料 (Cu41.83Ti30.21Zr19.76Ni8.19) 是采用快速凝固的方法制备,用纯度为 99.99% 的 Cu、Ti、Zr 和 Ni 按照质量配比,在真空熔炼炉中熔炼得到合金,将合金放入单辊熔体快淬机的石英玻璃管内,采用高频感应加热,待合金完全熔融后,在 Ar 气氛中以 40 m/s 的速度通过喷嘴喷射到高速旋转的冷却铜辊表面,液态金属由于受到急冷形成箔带^[23]。

1.2 实验方法

采用电火花线切割技术将 TiAl 合金切割成尺寸

为 4 mm 见方和 10 mm×10 mm×4 mm 的样品,将 ZS 陶瓷切割成尺寸为 4 mm 见方的样品。钎焊前使用 SiC 砂纸将待焊母材打磨至光滑,再将待焊样品置于存有无水乙醇的超声波清洗机中清洗 3 min,随后将母材与钎料装配成三明治结构,将两个 4 mm 见方的母材按照图 1(a) 所示装配,用于组织结构观察。将 10 mm×10 mm×4 mm 和 4 mm 见方的母材按照图 1(b) 结构放置,用于剪切测试。所用钎焊温度为 910 ℃,保温时间分别为 10、20 和 30 min。钎焊工艺如图 2 所示,先以 10 ℃/min 的速率升至 300 ℃,保温 30 min 后继续以 10 ℃/min 的速率加热到 910 ℃,保温相应时间后以 5 ℃/min 降至 300 ℃,随炉冷却至室温。焊后对所获得的接头进行打磨抛光处理,将处理好的样品置于 SEM (扫描电子显微镜) 上观察界面组织形貌,使用 EDS (能谱分析) 分析元素含量和元素扩散现象,结合 XRD (X 射线衍射) 确定接头中组织,使用万能剪切试验机测试接头力学性能。

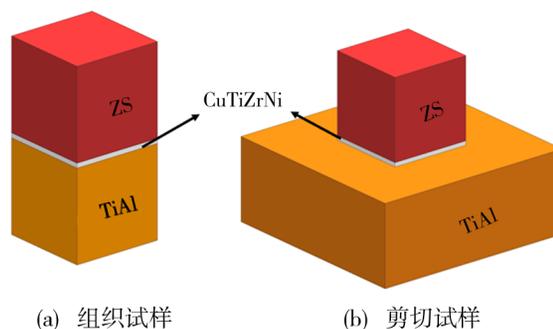


图 1 TiAl/CuTiZrNi/ZS 钎焊接头示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the TiAl/CuTiZrNi/ZS brazed joint

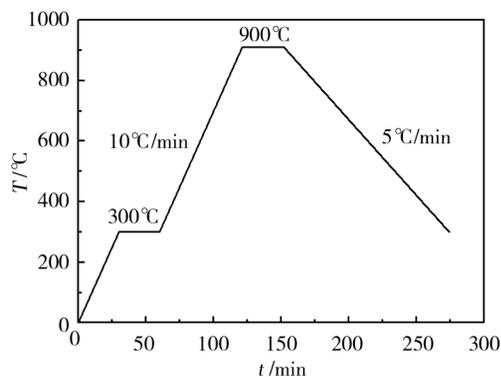


图 2 TiAl/CuTiZrNi/ZS 钎焊工艺示意图

Fig. 2 Brazing process of TiAl/CuTiZrNi/ZS brazed joint

2 结果与分析

2.1 接头界面微观结构与组织成分

图 3 是采用 CuTiZrNi 非晶钎料在钎焊温度 910 ℃、保温 10 min 获得的 TiAl/ZS 接头界面微观形貌。从图 3(a) 可以看到接头结合良好,并未发现孔洞和裂纹等缺陷。钎缝宽度约为 58 μm,整个接头可

以划分为三个不相同的连续反应区,分别为 I 区(靠近 TiAl 一侧的反应区)、II 区(中心反应区)、III 区(靠近 ZS 一侧的反应区)。I 区主要是由黑色 A 相和灰色

B 相交替形成的层状结构, II 区为三相混合区域,由黑色相 C,白色基体相 D 以及灰色相 E 组成, III 区主要含有灰色长条状 F,如图 3(b)、3(c)所示。

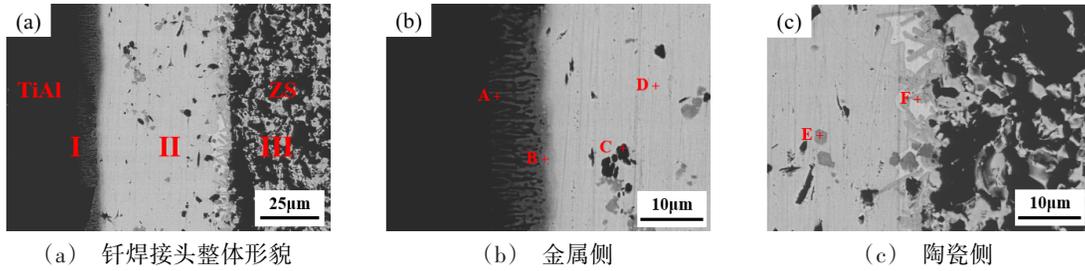


图3 钎焊温度 910 °C、保温 10 min 接头微观组织形貌

Fig. 3 Microstructure of joint brazed at 910 °C for 10 min

对析出相进行 EDS 分析,结果如表 1 所示,同时对剪切断口样品进行 XRD 扫描(由于接头断裂在陶瓷侧,使用 2000#砂纸将断口打磨至钎焊焊缝处),如图 4 所示。基于 EDS 和 XRD 分析结果,可以判断 A 点主要含有 Ti、Al 元素且原子分数比为 2:1, B 点主要含有 Al、Cu、Ti 元素,故 A 点为 Ti_2Al 相, B 点为 $AlCuTi$ 相^[24]。C 点主要由 Ti 元素和 B 元素组成,且原子分数比为 1:1, C 点为 TiB 相。D 中含有大量的 Ti、Zr、Cu、Ni 元素且 Ti+Zr 和 Cu+Ni 的原子计量比约为

2:1,且由 XRD 可以看出主要生成物为 Zr_2Ni 、 Zr_2Cu 、 Ti_2Cu 、 Ti_2Ni ,由于这四种元素可以无限互溶,故统称为 $(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$ 相。E 点主要含有 Ti 和 Cu 元素且二者原子分数比 Ti:Cu 为 1:1,为 $TiCu$ 相。F 主要由 Ti 与 Si 组成,由于 Ti 与 Si 极易形成 Ti_5Si_3 相^[25-26],结合 XRD 结果可知其为 Ti_5Si_3 相。由于 $AlCuTi$ 含量较少,未被设备检测到。综上,界面反应层主要组成相由 TiAl 金属侧至 ZS 陶瓷一侧为 $Ti_2Al/AlCuTi/(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)+TiB+TiCu/Ti_5Si_3$ 。

表 1 钎焊温度 910 °C、保温 10 min 析出相 EDS 分析

Tab. 1 EDS analysis of composition of joint brazed at 910 °C for 10 min

点	原子分数/%										可能的相
	Ti	Zr	Cu	Ni	Al	B	Si	Nb	Cr	C	
A	58.58	0.50	7.59	2.14	27.90	-	-	1.70	1.59	-	Ti_2Al
B	31.68	1.23	29.24	2.75	31.66	-	-	1.33	2.11	-	$AlCuTi$
C	41.34	1.88	3.31	1.28	1.79	42.51	0.24	0.89	0.61	9.35	TiB
D	43.59	9.82	20.67	7.71	9.40	1.48	0.97	1.18	1.09	4.09	$(Ti,Zr)_2(Cu,Ni)$
E	34.97	5.36	32.18	6.71	3.02	4.79	0.66	0.67	0.67	7.77	$TiCu$
F	33.36	9.33	11.71	1.96	4.09	10.30	22.86	-	-	8.27	Ti_5Si_3

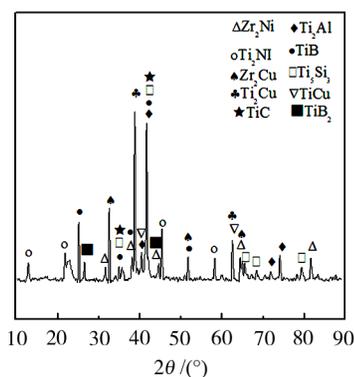


图4 钎焊温度 910 °C、保温 10 min 钎缝 XRD 分析

Fig. 4 XRD patterns of fracture of joint brazed at 910 °C for 10 min

2.2 钎焊保温时间对接头显微结构的影响

图 5 是钎焊温度 910 °C、不同保温时间下 TiAl/ZS 接头微观形貌。从图中可以看出在各工艺参数下接头均结合良好并形成了连续反应层。当保温时间为 10 min 时,接头形貌如图 5(a)、(b)所示,可以明显的看到接头各区域特征,靠近 TiAl 一侧的反应区较平直,中心反应区中析出相含量较少,尺寸较小。在 ZS 一侧的反应区中 Ti_5Si_3 尺寸较小且不连续。这是由于保温时间过短, Ti、Al 等元素扩散受到时间限制,析出相没有足够的时间生长。随着保温时间延长至 20 min,接头形貌如图 5(c)、(d)所示, TiAl 一侧反应区宽度明显增大,表明 $AlCuTi$ 和 Ti_2Al 含量增多。中心反应区宽度减小,这是

因为液态钎料与扩散元素反应时间充足,导致在冷却阶段残余钎料共析分解形成的基相 $(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 含量降低。区域中 TiCu 和 TiB 含量增多且尺寸增大,呈弥散状分布在接头中。Ⅲ区中由于 Ti_3Si_3 含量增多呈现连续层状。这是因为保温时间的延长, TiAl 母材溶解度增大,钎缝中 Ti 、 Al 元素充足且元素扩散充分^[26],使得母材与熔融钎料有着足够的时间进行扩散反应,同时,为钎缝中析出相的生长提供了条件。继续延长保温时间至30 min,接头形貌如图5(e)、(f), I区和Ⅲ

区宽度继续增加,Ⅱ区宽度继续减小。钎缝中 TiB 和 TiCu 随着保温时间的延长继续生长,仍弥散分布在钎缝中。保温时间的延长,界面产物的生成量也会增加,Ⅲ区中 Ti_3Si_3 相已发生团聚形成大块化合物。综上所述,随着保温时间的延长, TiAl/ZS 接头微观形貌发生了改变,界面反应层厚度增加,接头中 TiB 与 TiCu 相尺寸增大含量增多。钎缝中并未出现新的析出相,接头界面结构仍为: $\text{TiAl/Ti}_2\text{Al/AlCuTi}/(\text{Ti}, \text{Zr})_2(\text{Cu}, \text{Ni})+\text{TiB}+\text{TiCu}/\text{Ti}_3\text{Si}_3/\text{ZS}$ 。

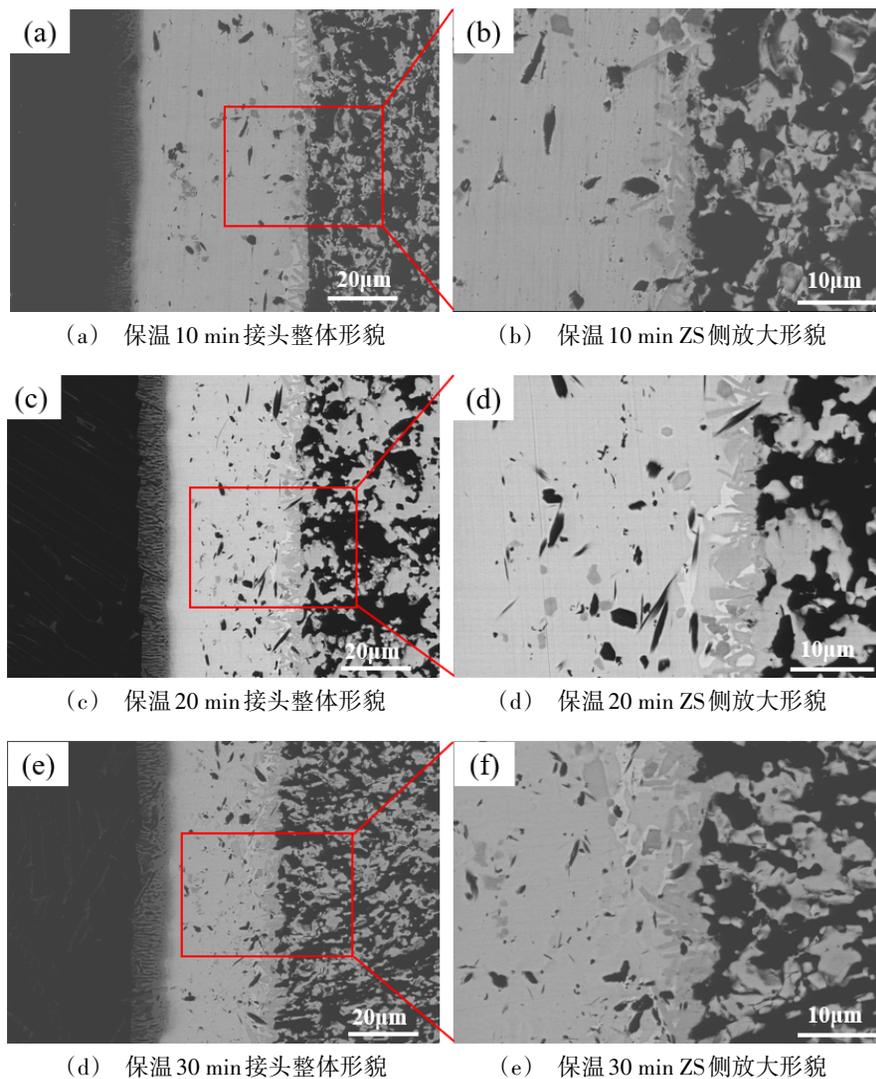


图5 钎焊温度910 °C、不同保温时间下接头界面微观形貌

Fig. 5 Microstructure of joints at different holding time and temperature of 910 °C

结合上述分析可以发现,当钎焊过程刚开始时,加热温度较低,钎料未融化,未发生元素扩散现象。随着加热过程继续进行,钎焊温度升高,当炉内温度达到钎料熔点时,钎料开始融化并润湿母材。由于浓度梯度的存在,母材中元素向熔融钎料扩散,同时,熔融钎料中的 Cu 、 Ti 、 Zr 、 Ni 元素也向母材扩散。随着钎焊温度的继续上升,钎料完全融化,原子扩散

速率加剧, TiAl 合金中的 Ti 、 Al 元素继续扩散,由文献^[27]可知, TiAl 合金中形成 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 相是需要 Ti 元素长程扩散,而 Ti 元素是可以沿着材料内部边界进行扩散的,当 Ti 元素降低到 $\gamma\text{-TiAl}$ 相和 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 相形成的临界含量时, $\gamma\text{-TiAl}$ 相和 $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 相会发生化学反应生成 Ti_2Al 相。此时, Ti 、 Al 元素浓度高于 Cu 元素,根据 Al-Cu-Ti 三元相图,液态钎料中 Cu 元素

会和TiAl合金中的 γ -TiAl相和 α_2 -Ti₃Al相发生反应,反应式为: $L+AlTi+AlTi_3 \leftrightarrow AlCuTi$ [28]。在保温过程中,根据Cu-Zr-Ni三元相图,液态钎料会发生分解形成(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)相,随着Ti元素更充分地扩散,扩散的Ti元素会与ZS中扩散的B元素结合形成TiB相,反应式为: $Ti+B \rightarrow TiB$ ($\Delta G = -158\ 034.3\ J/mol$),之后Ti元素会与Cu元素相结合形成TiCu相,反应式为: $Ti+Cu = TiCu$ ($\Delta G = -112\ 37.679\ J/mol$) [29],熔融钎料中活性高的Ti元素会在靠近ZS一侧形成Ti₅Si₃相,因为 $Ti+Si \rightarrow Ti_5Si_3$ 反应式所需吉布斯自由能低,Ti元素与Si元素易生成Ti₅Si₃ [25-26]。随着保温过程的进行,各析出相尺寸逐渐增大,在保温过程中,原本尺寸较小含量较少的TiCu和TiB相持续生长,Ti₅Si₃相也逐渐形成连续层状。在冷却阶段,熔融钎料自身发生共析分解生成(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)。

2.3 钎焊保温时间对接头剪切性能的影响及断口形貌分析

图6是钎焊温度910℃、不同保温时间下获得的TiAl/CuTiZrNi/ZS接头剪切强度。可以看出,在分别保温10、20、30 min的情况下,接头剪切强度先上升后下降,其中保温时间为20 min时,接头剪切强度最大,为187 MPa。从2.2分析可知界面反应层厚度随着保温时间的延长逐渐增大,据文献[30]报道,界面

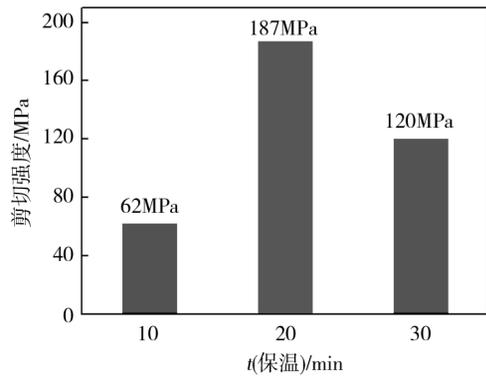


图6 钎焊910℃不同保温时间下获得的接头剪切强度
Fig. 6 Variation of room temperature shear strength with different holding time

反应层的厚度影响接头力学性能。当保温时间为10 min时,由于保温时间较短,Ti元素并未完全扩散至陶瓷侧,所以在Ⅲ区未形成连续的Ti₅Si₃反应层,导致接头强度仅为62 MPa,当温度延长到20 min,接头中各析出相尺寸增大,尤其是TiB和TiCu弥散分布在钎缝中起到弥散强化作用,且元素由于扩散时间充足,在Ⅲ区形成连续Ti₅Si₃反应层,接头力学性能上升。继续延长保温时间至30 min,Ⅲ区宽度继续增加,钎缝中TiB和TiCu相过分长大聚集,增加了钎缝脆性,降低接头力学性能。图7为钎焊温度910℃、不同保温时间下接头断口形貌。

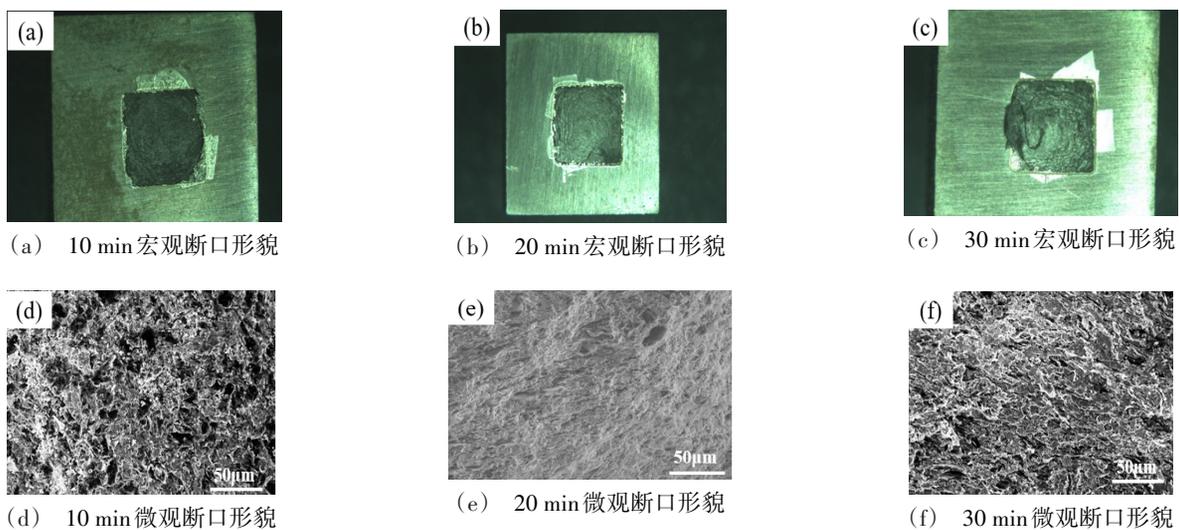


图7 钎焊温度910℃、不同保温时间接头断口形貌

Fig. 7 Appearance of joint fracture at different holding time of 910℃

从图中可以看到不同工艺条件下接头均断裂在陶瓷侧,在断口微观形貌中并未观察到韧窝等形貌,接头呈现典型的脆性断裂。裂纹一般是由脆性相萌生,随着外应力作用裂纹逐渐延伸至母材 [31],当外应力施加在TiAl/CuTiZrNi/ZS接头上,裂纹在钎缝中萌生,随着外应力的作用扩展延伸至母材,从图7(a)、

(b)、(c)不同钎焊保温时间的宏观断口形貌可以看出,断口平齐光亮,疲劳源产生于TiAl/ZS接头表面处,此后随外力增大裂纹扩展,在裂纹扩展路径中遇到ZS陶瓷中的增强相SiC时将发生偏转,最终在主裂纹尖端形成局部应力集中 [32],在母材中继续延伸直至断裂,其中在910℃、保温30 min时断口撕裂痕

最大。图7(d)、(e)、(f)分别为910℃、保温10、20、30 min的微观断口形貌,从图7(d)中可以看出保温10 min时剪切微观断口内存在很多显微孔洞,随着剪切应力的增大,显微空洞逐渐聚集长大并产生新的空洞,最终导致材料失效断裂;保温时间增加到20 min时,剪切断口显微形貌呈现准解理断裂形貌,大的显微空洞较少,大部分为极小的孔洞并伴随类似凹陷舌状花样特征如图7(e)所示;保温时间为30 min时,剪切断口显微形貌以凸出舌状花样和河流花样为主。

3 结论

(1)采用Cu41.83Ti30.21Zr19.76Ni8.19非晶钎料成功实现了TiAl/ZS真空钎焊连接,接头结合良好,并未发现孔洞和裂纹等缺陷。典型的接头界面结构为:TiAl/Ti₂Al/AlCuTi/(Ti,Zr)₂(Cu,Ni)+TiB+TiCu/Ti₅Si₃/ZS。

(2)钎焊工艺影响接头微观结构和力学性能,随着保温时间的延长,I区和Ⅲ区宽度逐渐增大,Ⅱ区宽度逐渐较小,中心反应区中TiCu和TiB相尺寸增大,接头力学性能先上升后下降。当钎焊温度910℃、保温20 min接头力学性能达到最大值为187 MPa。对各工艺参数下TiAl/ZS接头断口进行分析,发现断口均断裂在陶瓷侧,属于脆性断裂。

参考文献

[1] YE X C, XIAO K Q, CAO R X, et al. Microstructure evolution and microhardness of TiAl based alloy blade by vacuum suction casting[J]. Vacuum, 2019, 163: 186-193.

[2] 寇宏超,程亮,唐斌,等.高温TiAl合金热成形技术研究进展[J].航空制造技术,2016,21:24-31.

KOU Hongchao, CHENG Liang, TANG Bin, et al. Progress on hot-forming techniques of high temperature TiAl alloys [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 21: 24-31.

[3] WU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14: 1114-1122.

[4] DU Z H, ZHANG K F, LU Z, et al. Microstructure and mechanical properties of vacuum diffusion bonding joints for gamma-TiAl based alloy[J]. Vacuum, 2018, 150: 96-104.

[5] BURKHARDT I, VENTZKE V, RIEHEHR S, et al. Laser welding and microstructural characterization of dissimilar gamma-TiAl-Ti6242 joints[J]. Intermetallics, 2019, 104: 74-83.

[6] 尚泳来,任海水,熊华平,等.γ-TiAl合金自身及其与高温合金的钎焊技术研究进展与趋势[J].焊接,2018(12): 12-20.

SHANG Yonglai, REN Haishui, XIONG Huaping, et al. Research progress and trend on brazing technology of γ-TiAl alloy[J]. Welding and Joining, 2018(12): 12-20.

[7] CAO J, QI J L, SONG X G, et al. Welding and joining of titanium aluminides[J]. Materials, 2014, 7(7): 4930-4960.

[8] 陈源,王少刚,王子伊,等. TiAl合金及其焊接技术研究进展[J].材料开发与应用,2018,33(1):105-114.

CHEN Yuan, WANG Shaogang, WANG Ziyi, et al. Research progress in TiAl alloy and its welding technology [J]. Development and Application of Materials, 2018, 33 (1) : 105-114.

[9] SIMOES S, TAVARES C J, GUEDES A, et al. Joining of γ-TiAl alloy to Ni-based superalloy using Ag-Cu sputtered coated Ti brazing filler foil[J]. Metals, 2018, 8(9): 723.

[10] QIU Q W, WANG Y, YANG Z W, et al. Microstructure and mechanical properties of TiAl alloy joints vacuum brazed with Ti-Zr-Ni-Cu brazing powder without and with Mo additive [J]. Mater. Des., 2016, 90: 650-659.

[11] SONG X G, SI X Q, CAO J, et al. Microstructure and joining properties of high Nb-containing TiAl alloy brazed joints [J]. Rare Metal Mat. Eng., 2018, 47(1): 52-58.

[12] LIU X P, ZHANG L X, SUN J, et al. Microstructure and mechanical properties of transparent alumina and TiAl alloy joints brazed using Ag-Cu-Ti filler metal [J]. Vacuum, 2018, 151: 80-89.

[13] REN H S, XIONG H P, CHEN B, et al. Vacuum brazing of Ti₃Al-based alloy to TiAl using TiZrCuNi(Co) fillers [J]. J Mater. Process Technol., 2015, 224: 26-32.

[14] SONG X G, CAO J, WANG Y F, et al. Effect of Si₃N₄-particles addition in Ag-Cu-Ti filler alloy on Si₃N₄/TiAl brazed joint[J]. Mater. Sci. Eng. A, 2011, 523(15): 5135-5140.

[15] 蔺锡柱,杨华亮,冯斌. ZrB₂-SiC复相陶瓷的制备及其力学性能研究[J].佛山陶瓷,2016,26(1):22-25.

LIN Xizhu, YANG Hualiang, FENG Bin. Research on preparation and mechanical properties of ZrB₂-SiC composite ceramics[J]. Foshan Ceramics, 2016, 26(1): 22-25.

[16] ASL MS, KAKROUDI MG, NOORI S. Hardness and toughness of hot pressed ZrB₂-SiC composites consolidated under relatively low pressure[J]. J Alloy Compd., 2015, 615: 481-487.

[17] KALANDARAGH YA, NAMINI AS, AHMADI Z, et al. Reinforcing effects of SiC whiskers and carbon nanoparticles in spark plasma sintered ZrB₂ matrix composites [J]. Cream. Int., 2018, 44(16): 19932-19938.

[18] 邹家生,许志荣,蒋志国,等. Ti-Zr-Ni-Cu非晶钎料[J].焊接学报,2005(10):51-53.

ZHOU Jiasheng, XU Zhirong, JIANG Zhiguo, et al. Research of Ti-Zr-Ni-Cu based amorphous brazing material[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005(10): 51-53.

[19] CAI Y S, LIU R C, ZHU Z W, et al. Effect of brazing temperature and brazing time on the microstructure and tensile strength of TiAl-based alloy joints with Ti-Zr-Cu-Ni amorphous alloy as filler metal[J]. Intermetallics, 2017, 91: 35-44.

[20] L L, L X Q, L Z F, et al. Comparison of TiAl-based intermetallics joints brazed with amorphous and crystalline Ti-Zr-Cu-Ni-Co-Mo fillers [J]. Adv. Eng. Mater., 2016, 18(2):

341-347.

[21] 李志锋. TiAl 基金属用钛基非晶箔带钎料制备及钎焊工艺研究[D]. 广州:华南理工大学,2018.

LI Zhifeng. Research on amorphous Ti-based alloy foil filler for brazing TiAl-based alloy and the brazing technology [D]. Guangzhou:South China University of Technology,2018.

[22] WANG G, WU P, WANG W, et al. Brazing Ti-48Al-2Nb-2Cr alloys with Cu-based amorphous alloy filler[J]. Appl. Sci., 2018, 8(6):920.

[23] LIU Y P, WANG G, CAO W, et al. Brazing ZrB₂-SiC ceramics to Ti6Al4V alloy with TiCu-based amorphous filler[J]. J Manuf. Process, 2017, 30:516-522.

[24] 吴鹏,王刚,王微,等. Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金非晶钎焊接头组织和力学性能研[J]. 兵器材料科学与工程, 2019, 42(1):65-68.

WU Peng, WANG Gang, WANG Wei, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb brazed joint using amorphous alloy filler [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2019, 42(1):65-68.

[25] LI X P, WANG H Q, WANG T, et al. Microstructural evolution mechanisms of Ti600 and Ni-25%Si joint brazed with Ti-Zr-Ni-Cu amorphous filler foil [J]. J Mater. Process Technol., 2017, 240:414-419.

[26] WANG T, ZHANG B G, YU T, et al. Microstructural evolution mechanisms of Ti600 and Ni-25%Si joint brazed with Ti-Zr-Ni-Cu amorphous filler foil [J]. J Mater. Process

Technol., 2017, 240:414-419.

[27] XIONG H P, SHEN Q, LI J G, et al. Design and microstructures of Ti/TiAl/Al system functionally graded material [J]. J Mater. Sci. Lett., 2000(19):989-993.

[28] 宋晓国. TiAl 合金与 Si₃N₄ 陶瓷钎焊工艺及机理研究 [D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2012.

SONG Xiaoguo. Research on brazing process and mechanism of TiAl alloy to Si₃N₄ ceramic [D]. Haerbin: Harbin Institute of Technology, 2012.

[29] WANG G, XIAO P, HUANG Z J, et al. Brazing of ZrB₂-SiC ceramic with amorphous CuTiNiZr filler [J]. Ceram Int., 2016, 42(4):5130-5135.

[30] WANG G, HUANG Y, WANG G C, et al. Brazing of Ti₂AlNb based alloy with amorphous Ti-Cu-Zr-Ni filler. J Wuhan Univ. Technol., 2015, 30:617-621.

[31] 徐海涛. Ti-28Ni 钎料钎焊 Ti 基复合材料组织与性能研究[D]. 芜湖:安徽工程大学,2018.

XU Haitao. Microstructure and mechanical properties of Ti matrix composites brazing with Ti-28Ni filler metal [D]. Wuhu: Anhui Polytechnic University, 2018.

[32] 王征征. ZrB₂-SiC 陶瓷复合材料真空钎焊工艺及机理研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2012.

WANG Zhengzheng. Technical and mechanism study on vacuum brazing of ZrB₂-SiC ceramic composites [D]. Haerbin: Harbin Institute of Technology, 2012.