第 48 卷第 9 期
2020 年 9 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 48，No. 9
September，2020

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20190744

Ni–Ti 钎料钎焊 ZrO_2 陶瓷的界面组织及接头的力学性能

张 琦[1,2]，王 娟[2,3,4]，郑开宏[2,3,4]，杨红旺[1]

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院，沈阳 110870；2. 广东省科学院 广东省材料与加工研究所，广州 510650；
3. 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室，广州 510650；4. 广州市先进金属结构材料重点实验室，广州 510650)

摘 要：采用 Ni–Ti 钎料实现 ZrO_2 陶瓷自身的钎焊连接，研究接头组织结构以及钎焊保温时间对界面组织和力学性能的影响。结果表明：在 1 350 ℃保温 10 min 的钎焊条件下，陶瓷与钎料界面处生成 TiO+Ni_2Ti_4O 反应层，TiO 紧靠陶瓷呈非连续层状分布，Ni_2Ti_4O 呈连续层状分布，焊缝中心区域由 NiTi 和 Ni_3Ti 构成。随着保温时间的延长，反应层中 TiO 逐渐减少直至消失，Ni_2Ti_4O 层的厚度逐渐增大；当保温时间为 40 min 时，Ni_2Ti_4O 层中出现明显的裂纹。接头剪切强度随着保温时间的延长呈先增大后减小的趋势，当保温时间为 30 min 时，接头剪切强度达到最大值 88.7 MPa。

关键词：镍钛钎料；氧化锆陶瓷；钎焊；界面组织；剪切强度
中图分类号：TG454　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2020)09–1430–07
网络出版时间：2020–07–13

Interfacial Microstructure and Mechanical Property of ZrO_2 Joints Brazed with Ni–Ti Filler Metal

ZHANG Qi[1], *WANG Juan*[2,3,4], *ZHENG Kaihong*[2,3,4], *YANG Hongwang*[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;
2. Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangdong Academy of Science, Guangzhou 510650, China;
3. Guangdong Key Laboratory for Technology and Application of Metal Toughening, Guangzhou 510650, China;
4. Guangzhou Key Laboratory of Advanced Structural Metal Materials, Guangzhou 510650, China)

Abstract: ZrO_2 ceramics were brazed with Ni–Ti filler metal. The microstructure of the joint and the effect of holding time on the interfacial microstructure and mechanical property were investigated. The results show that TiO+Ni_2Ti_4O layer is formed at the interface of ceramic and filler metal at 1 350 ℃ for 10 min. TiO distributes as a discontinuous layer next to the ceramic, while Ni_2Ti_4O is a continuous layer. The center of brazing seam consists of NiTi and Ni_3Ti. TiO decreases and finally disappears, the thickness of Ni_2Ti_4O layer increases with the increase of holding time. Some cracks appear in Ni_2Ti_4O layer when the holding time is 40 min. The shear strength of the joints firstly increases and then decreases with increasing holding time. The shear strength of the joint reaches the maximum value of 88.7 MPa when the holding time is 30 min.

Keywords: nickel–titanium filler metal; zirconia ceramics; brazing; interfacial microstructure; shear strength

ZrO_2 陶瓷具有耐高温、耐腐蚀、强度高等优异的物理和机械性能，被广泛应用于切削刀具、燃气涡轮机和固体氧化物燃料电池等领域，具有广阔的应用前景[1]。然而，由于 ZrO_2 陶瓷硬度高脆性大，导致其难以加工成形状复杂的构件，极大地限制其应用范围。因此，实现 ZrO_2 陶瓷自身的可靠连接，是拓展其应用的技术基础[2]。

目前，对陶瓷材料的连接方法主要有固相扩散

收稿日期：2019–11–11。　修订日期：2019–12–09。
基金项目：广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项(2019GDASYL-0501014)；广州市科技计划项目(201906040007)；广东省重点研发项目(2019B010942001)；广东特支计划项目(2017TQ04C645)。
第一作者：张 琦(1994—)，男，博士研究生。
通信作者：王 娟(1981—)，女，博士，教授。

Received date: 2019–11–11.　**Revised date:** 2019–12–09.
First author: ZHANG Qi (1994–), male, Doctorial candidate.
E-mail: qizhang0131@163.com
Correspondent authors: WANG Juan (1981–), female, Ph.D., Professor.
E-mail: sweetanna@foxmail.com

连接、部分瞬时液相连接、氧氮玻璃连接以及活性钎焊连接等，其中，活性钎焊连接由于效率高、操作简单和成本低等优势，成为陶瓷连接最常用的方法[3−8]。目前对 ZrO_2 陶瓷钎焊连接的研究主要是向 Ag–Cu 基合金中添加活性元素 Ti，由于 Ti 元素与 O 元素间很强的亲和力，在陶瓷/金属界面处发生反应而实现冶金结合。关于使用 Ag–Cu–Ti 体系钎料连接 ZrO_2 陶瓷的研究有较多报道，Dai 等[9−10]使用 Ag–Cu 合金分别钎焊连接 ZrO_2 陶瓷与 TC4 合金和 TiAl 合金，在钎焊过程中，TC4 合金和 TiAl 合金中的 Ti 元素扩散进焊缝中，与 ZrO_2 陶瓷发生反应，在靠近陶瓷一侧形成 TiO+Cu_3Ti_3O 的界面反应层，实现陶瓷与金属的冶金结合，实验获得最大接头剪切强度分别为 52.2 MPa 和 48.4 MPa。除了对界面反应机制的研究，ZrO_2 陶瓷钎焊连接的另一问题是靠近焊缝的 ZrO_2 陶瓷变色现象，研究者普遍认为，ZrO_2 陶瓷基板与钎料反应过程中，参与反应的 ZrO_2 转变成缺氧形式的 ZrO_{2-x}，导致陶瓷变黑，一些报道对此现象进行了描述并附以解释和证明，但所得结论并不一致[11−13]。

目前研究较多的 Ag–Cu 基合金熔点较低，不能充分发挥 ZrO_2 陶瓷优异的耐高温性能。Ni–Ti 合金具有较高的熔点(1 300 ℃左右)，使用 Ni–Ti 合金钎焊连接 ZrO_2 陶瓷并获得可靠的接头能够有效拓展陶瓷构件的应用范围。然而，目前还没有关于 Ni–Ti 合金连接 ZrO_2 陶瓷的研究报道。因此深入研究 ZrO_2/Ni–Ti 钎焊体系，阐明接头形成机理及断裂行为具有重要的科学和工程意义。使用 Ni-Ti 活性钎料钎焊 ZrO_2 陶瓷，分析界面组织结构，研究钎焊保温时间对界面组织及接头剪切强度的影响。

1　实验

1.1　样品制备

使用 3%Y_2O_3 (摩尔分数)部分稳定 ZrO_2 陶瓷(3Y-PSZ)，选用 Ni-50Ti (摩尔分数)合金作为钎料。用于组织观察的陶瓷试样尺寸为 15 mm×15 mm×5 mm，用于接头剪切强度测试的陶瓷试样尺寸为 15 mm×15 mm×20 mm 和 30 mm×20 mm×　10 mm，Ni–Ti 钎料尺寸为 15 mm×15 mm×0.5 mm。实验之前，将陶瓷与钎料的连接面进行打磨、抛光，之后在丙酮溶液中超声清洗 20 min 以去除污渍。将清洗好的试样装配成 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 的“三明治”形式，在装配件上方放置陶瓷块以确保连接面紧密接触。将试样放入真空度为 7×10^{-3} Pa 的真空炉中进行钎焊实验，炉内温度首先以 10 ℃/min 加热至 800 ℃，保温 10 min，以确保炉内温度均匀，之后以 10 ℃/min 加热到 1 350 ℃，在此温度下分别保温 10、20、30 min 和 40 min，之后以 5 ℃/min 降温到 600 ℃，最后炉冷至室温。

1.2　样品表征

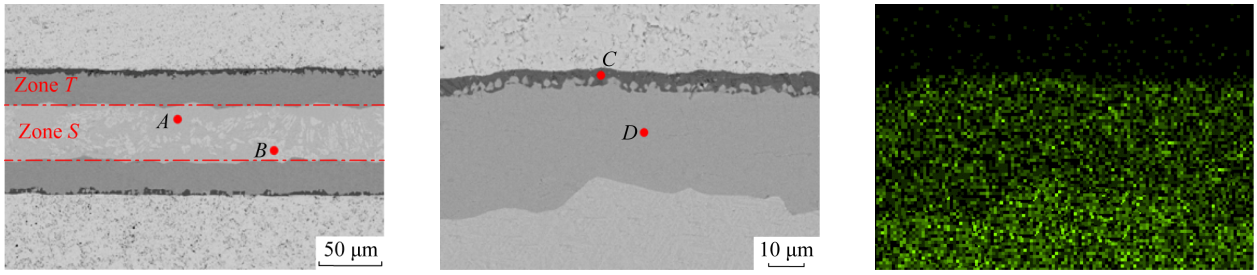
使用装备 EDS 的 NanoSEM340 型扫描电子显微镜对界面显微组织及接头断口进行观察分析；采用 Smartlab 9 kW 型 X 射线衍射仪对界面反应产物进行物相分析。采用 LabRAM Aramis 型 Raman 光谱仪对试验后不同区域的 ZrO_2 陶瓷进行分析。使用 DNS200 型电子万能试验机测试接头剪切强度，测试速率设定为 0.2 mm/min，每种钎焊条件下采用 5 个强度测试试样以减小误差。

2　结果与讨论

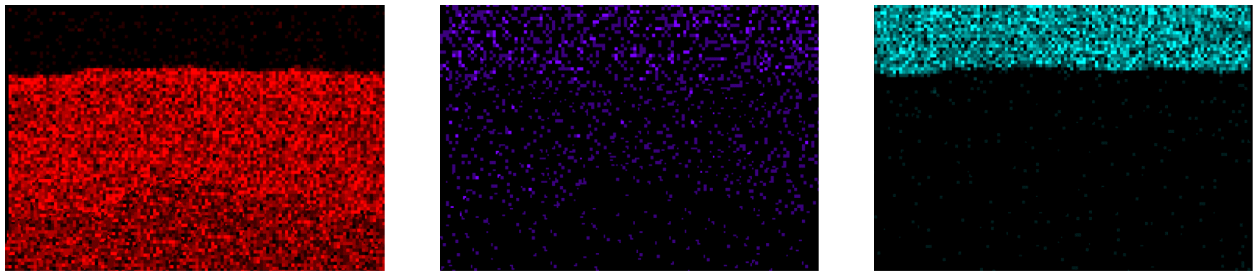
2.1　ZrO_2/Ni-Ti/ZrO_2 接头界面组织分析

图 1 为钎焊温度 1 350 ℃、保温时间 10 min 条件下的 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头显微组织及元素面扫描结果。从图 1a 和图 1b 可以看出，在钎焊条件下形成了良好的接头，界面组织致密均匀，无气孔和微裂纹等缺陷。接头主要包括焊缝中心的合金区(标记为 Zone *S*)以及靠近陶瓷的界面反应区(标记为 Zone *T*)。合金区包含两种不同形貌的相，一种是面积较大的浅灰色相(标记为 *A* 相)，另一种是亮白色的长条状和团絮状相(标记为 *B* 相)。界面反应区由紧靠陶瓷的黑色的非连续层状相 *C* 和深灰色的连续层状相 *D* 组成，其中 *C* 相较薄，约为 5 μm，*D* 相较厚，厚度达到约 25 μm。图 1c~图 1f 分别为 Ni、Ti、O、Zr 4 种元素在图 1b 区域的分布情况。Ti 元素主要富集在靠近陶瓷的界面反应层中，在 *C* 相和 *D* 相中均有大量分布，同时也存在于合金区，但浓度较界面反应中略小。Ni 元素主要富集在合金区，同时在 *D* 相中也有较少分布，*C* 相中并无 Ni 元素的存在。焊缝中的 O 元素在界面反应层中的浓度相对于合金区更高，说明 *C* 相和 *D* 相中均含有 O 元素。Zr 元素集中在陶瓷基体中，在焊缝中基本没有富集。根据实验结果分析，在 ZrO_2/Ni–Ti 钎焊体系，Ni、Ti、O 元素参与了界面反应。

为了分析接头各反应相的成分，对图 1 中标记的 *A*、*B*、*C* 和 *D* 4 种典型相进行 EDS 能谱分析，结果如表 1 所示。根据能谱分析结果，合金区的 *A* 相和 *B* 相含有 Ni 和 Ti 两种元素，根据 Ni、Ti 原子计量比，*A* 相应为 NiTi 相，*B* 相为 Ni_3Ti 相；反应



(a) Microstructure of the ZrO_2/Ni-Ti/ZrO_2 joint (b) High magnification image of the ZrO_2/Ni-Ti interface (c) Ni



(d) Ti (e) O (f) Zr

图 1 1 350 ℃保温 10 min 条件下 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头组织及 Ni、Ti、O、Zr 元素面分布图

Fig. 1 Microstructure of ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 joint brazed at 1 350 ℃ for 10 min and corresponding elemental distribution maps of Ni, Ti, O and Zr

表 1 图 1 中各点 EDS 结果

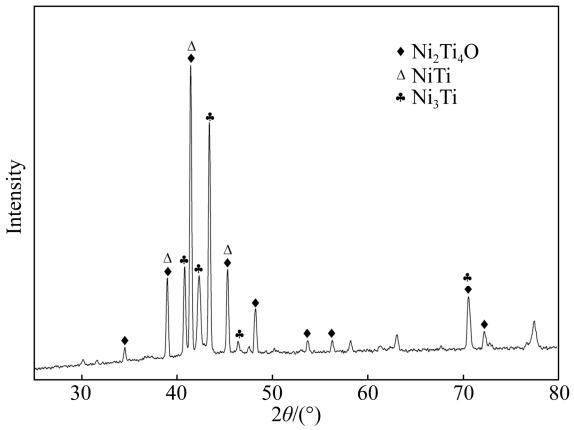
Table 1 EDS results of each spot in Fig. 1

Spot	Mole fraction/%				Possible phase
	Ni	Ti	Zr	O	
A	48.68	51.32			NiTi
B	73.86	26.14			Ni_3Ti
C		47.87	1.42	50.71	TiO
D	26.85	55.94		17.21	Ni_2Ti_4O

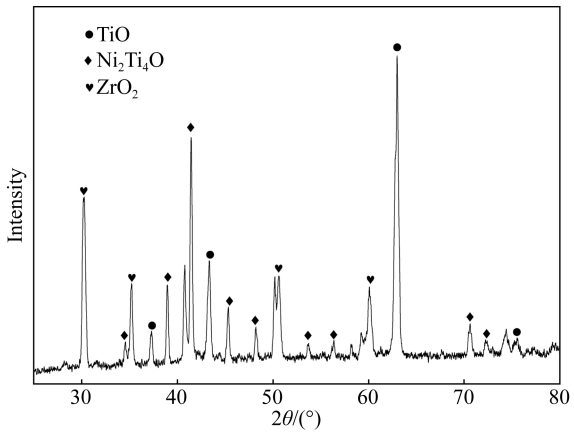
层中的 *C* 相主要包含 Ti 元素和 O 元素，其原子比接近 1:1，推测为 TiO 相；*D* 相由 Ni、Ti、O 3 种元素组成，根据元素原子比推测其可能为 Ni_2Ti_4O 相。

为了确定界面反应产物，将试样平行于焊缝切割并逐层剥离至靠近反应层，对图 1a 中区域 *S* 及区域 *T* 进行 XRD 测试，结果如图 2 所示。将 XRD 与 EDS 结果综合分析，可以确定焊缝中心的 *A* 相为 NiTi 相，*B* 相为 Ni_3Ti 相，界面反应层中 *C* 相为 TiO，*D* 相为 Ni_2Ti_4O。XRD 结果与上述 EDS 分析结果一致。

图 3 为 1 350 ℃保温 10 min 条件下钎焊接头宏观形貌。从图 3 可以看出，靠近焊缝的 ZrO_2 陶瓷变黑，远离焊缝的 ZrO_2 并没有发生颜色变化。为了分析 ZrO_2 陶瓷的变色机理，将陶瓷沿焊缝切开，对陶瓷的白色区域和黑色区域进行 Raman 光谱分析，结果如图 4 所示。从图 4 可以看出，陶瓷黑色区域的 Raman 位移较白色区域明显减小，峰强明显减弱，根据文献[14]，这种结果表明在黑色陶瓷区域出现了



(a) Zone *S*



(b) Zone *T*

图 2 1 350 ℃保温 10 min 条件下 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头不同区域 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of different regions of ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 joint brazed at 1 350 ℃ for 10 min

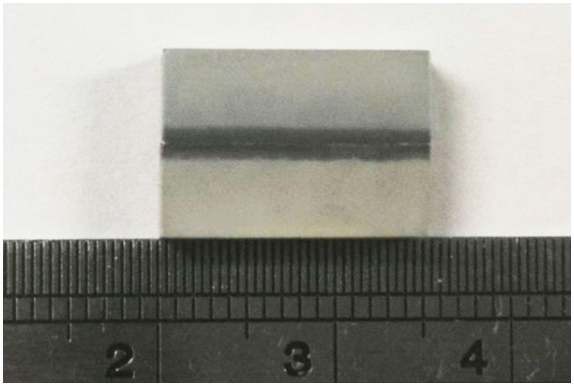


图 3　1 350 ℃保温 10 min 条件下 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头宏观形貌

Fig. 3　Macro image of ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 joint brazed at 1 350 ℃ for 10 min

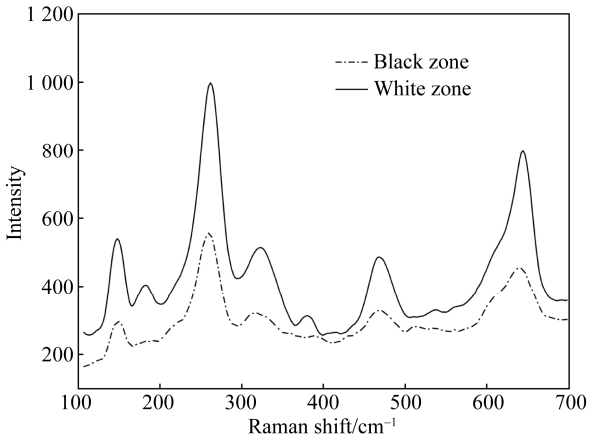


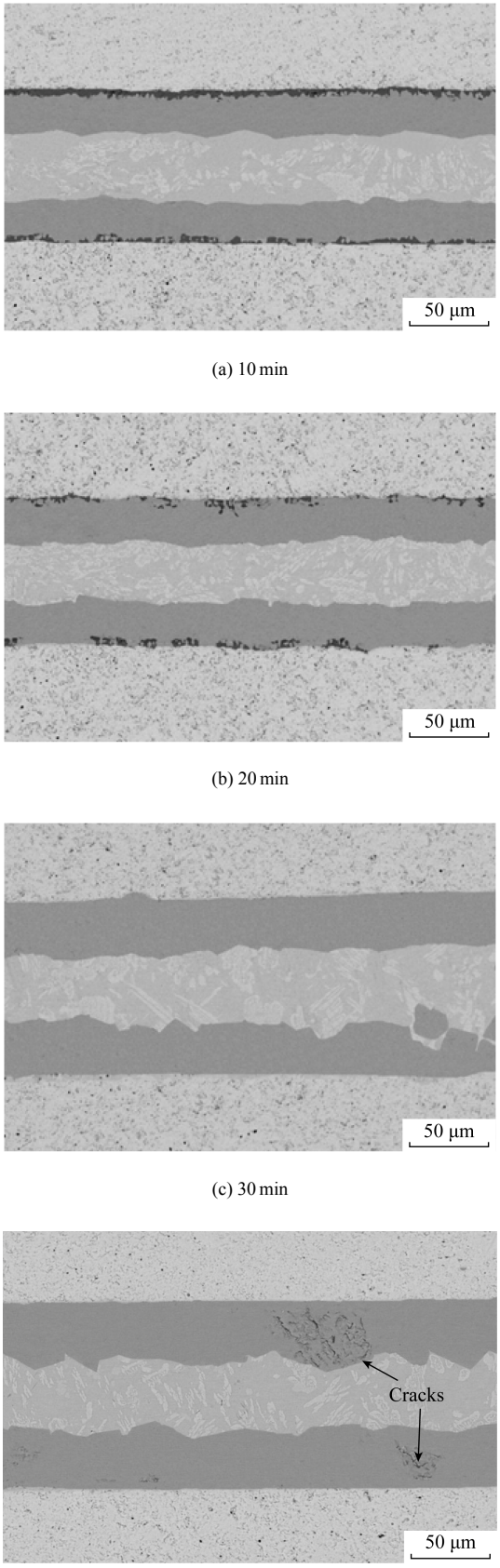
图 4　ZrO_2 陶瓷不同区域 Raman 光谱

Fig. 4　Raman spectra of the different zones of ZrO_2 ceramic

大量的氧空位。在本实验中，并没有其它含 Zr 反应产物的生成，说明在钎焊过程中，ZrO_2 转变为失氧形式的 ZrO_{2-x}，这种转变是陶瓷变色的根本原因[15]。根据以上分析，1 350 ℃保温 10 min 钎焊条件下的 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头从陶瓷到焊缝中心的典型组织为 ZrO_2/ZrO_{2-x}/TiO/Ni_2Ti_4O/NiTi+Ni_3Ti。

2.2　保温时间对 ZrO_2/Ni-Ti/ZrO_2 接头显微组织的影响

图 5 为钎焊温度 1 350 ℃、保温不同时间下的 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头显微组织 SEM 照片，图 6 为不同保温时间下的 ZrO_2/Ni–Ti 界面 XRD 谱。从图 5 可以看出，随着保温时间的延长，接头组织发生了明显的变化。当保温时间为 10 min 时，界面反应层由非连续的 TiO 层和连续的 Ni_2Ti_4O 层组成；随着保温时间的延长，TiO 逐渐减少直至保温 30 min 时消失，Ni_2Ti_4O 层逐渐增厚；当保温时间延长至



(a) 10 min

(b) 20 min

(c) 30 min

(d) 40 min

图 5　保温时间对 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头显微组织的影响

Fig. 5　Effect of holding time on microstructure of the ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 joints

40 min 时，Ni_2Ti_4O 层中出现了明显的裂纹。从图 6 可以看出，在保温 30 min 时，TiO 相消失，Ni_2Ti_4O 相增多，XRD 结果证实了图 5 中界面组织的变化。以上现象说明，Ni_2Ti_4O 相的形成伴随着 TiO 相的消耗，当保温时间较短时，界面反应不能充分进行，TiO 并没有被完全消耗，使得界面组织中出现 TiO，如图 5a 和图 5b 所示。随着保温时间延长，界面反应越发充分，导致 TiO 被完全消耗，同时 Ni_2Ti_4O 层的厚度增大，如图 5c 和图 5d 所示。Ni_2Ti_4O 是一种“M_6O”型化合物，具有较大的脆性，当保温时间达到 40 min 时，Ni_2Ti_4O 层过厚，由于陶瓷与钎料间较大的热膨胀系数差造成的残余应力致使 Ni_2Ti_4O 层中出现裂纹，如图 5d。当在不同的保温时间下，焊缝中心合金区的组织形貌没有发生显著的变化。

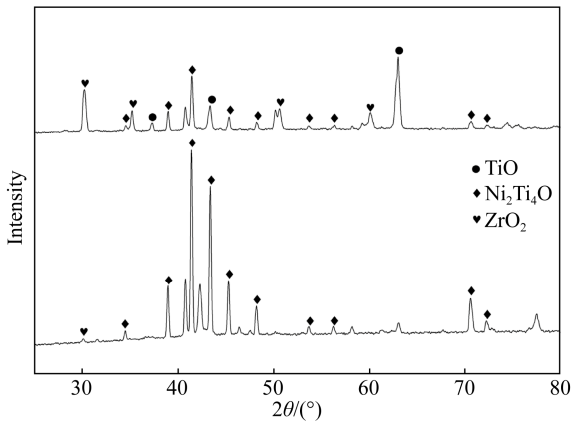


图 6 不同保温时间下 ZrO_2/Ni–Ti 界面反应区 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of ZrO_2/Ni–Ti interfacial reaction zones brazed at 1 350 ℃ for different time

2.3 ZrO_2/Ni-Ti/ZrO_2 接头组织形成机理分析

在钎焊过程中，当温度达到钎料熔点时，钎料熔化成液相，钎料中的 Ti 和 Ni 元素处于较高的活性状态。Ti 元素由于与 O 极大的亲和力而向陶瓷表面扩散富集，与 ZrO_2 发生界面反应生成 TiO，反应过程中并无其它含 Zr 反应产物的生成，ZrO_2 由于失氧而转变为 ZrO_{2-x}，反应方程式如下：

$$ZrO_2+x[Ti]\rightarrow ZrO_{2-x}+x\mathrm{TiO} \quad (1)$$

TiO 层的形成对改善陶瓷表面的润湿性和实现陶瓷与钎料的冶金结合起着重要作用。随着钎焊的持续进行，Ni 元素参与界面反应，TiO 与 Ni 和 Ti 元素进一步反应生成 Ni_2Ti_4O 相，反应方程式如下：

$$\mathrm{TiO}+3[Ti]+2[Ni]\rightarrow Ni_2Ti_4O \quad (2)$$

Ni_2Ti_4O 中的 O 元素来源于 TiO，因此 Ni_2Ti_4O 的生成伴随着 TiO 的消耗。随着保温时间的延长，界面反应越来越充分，Ni_2Ti_4O 层逐渐增厚，此时 Ni_2Ti_4O 层将阻碍 Ti 元素向陶瓷表面扩散，使得 TiO 的生成速率降低，当 Ni_2Ti_4O 相的生成速率大于 TiO 时，TiO 逐渐被完全消耗，表现为随着保温时间的延长，TiO 逐渐减少直至消失。焊缝中心合金区最后形成，界面反应过程中钎料中的 Ti 元素消耗量大于 Ni 元素，使得焊缝中心余下的的 Ni 元素含量高于 Ti 元素，根据 Ni–Ti 二元相图[16]，焊缝中心区的 Ni–Ti 液态合金最终凝固析出 NiTi 相和 Ni_3Ti 相，在不同的保温时间下反应产物不发生变化。

2.4 钎焊保温时间对 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头剪切强度的影响

图 7 为钎焊温度 1 350 ℃、保温不同时间下的 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头剪切强度。从图 7 可以看出，保温时间对接头剪切强度产生了较大影响。随着保温时间的延长，接头剪切强度呈先增大后减小的趋势，当保温时间为 30 min 时，接头剪切强度达到最大值 88.7 MPa，进一步延长保温时间至 40 min，接头剪切强度降低至 78.8 MPa。

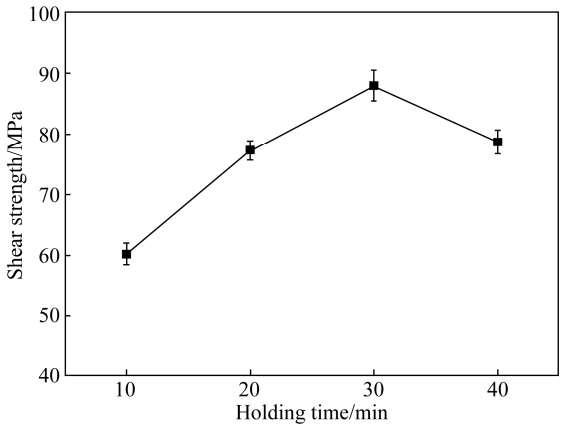
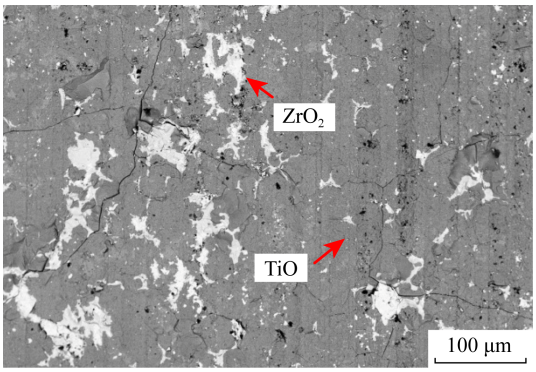


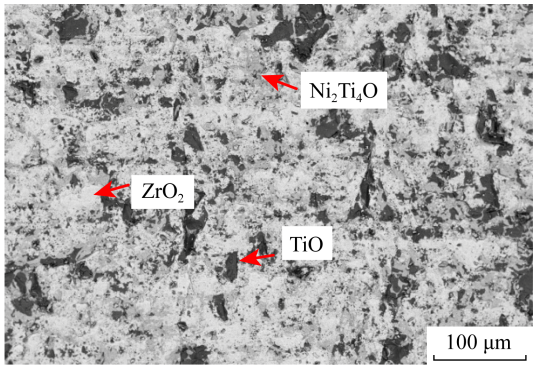
图 7 保温时间对 ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头剪切强度的影响

Fig. 7 Effect of holding time on shear strength of the ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 joints

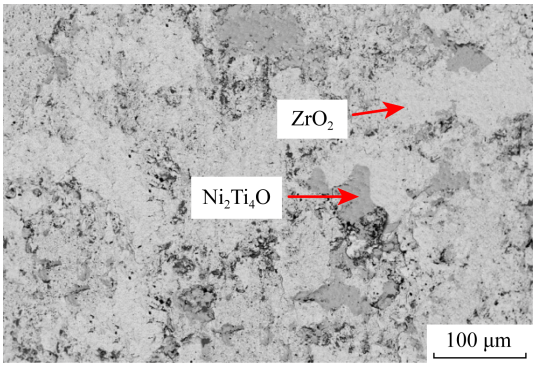
影响陶瓷钎焊接头强度的因素有：陶瓷与钎料的界面结合强度；由于陶瓷与钎料间的热膨胀系数差而在接头中形成的残余应力水平。图 8 为 1 350 ℃、保温不同时间的钎焊条件下，ZrO_2/Ni–Ti/ZrO_2 接头剪切强度测试后的断口形貌。从图 8 可以看出，当保温时间为 10 min 时，断口中主要为平整的 TiO，TiO 上粘附少量 ZrO_2 陶瓷，说明 ZrO_2 与 TiO 的结合强度较低，在载荷作用下断裂直接发生在 ZrO_2/TiO 的界面处，接头强度值较低。当保温时间延长到 20 min 时，界面反应层中的 TiO 相减少，



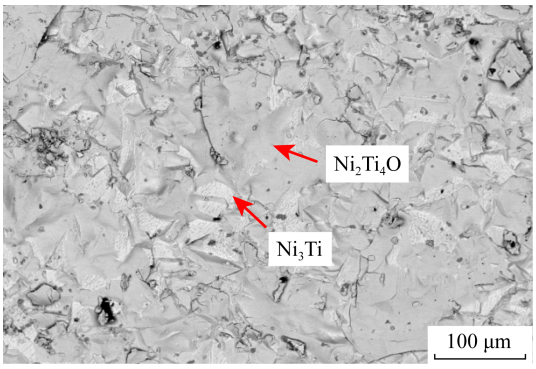
(a) 10 min



(b) 20 min



(c) 30 min



(d) 40 min

图 8　1 350 ℃不同保温时间时制备的接头断口形貌

Fig. 8　Fracture micrographs of the joints brazed at 1 350 ℃ for different time

Ni_2Ti_4O 增多，在载荷作用下，裂纹在结合较薄弱的 ZrO_2/TiO 区域产生，由于 TiO 在界面处断续分布，使得裂纹可以扩展至 Ni_2Ti_4O 和 ZrO_2 中，如图 8b 所示断口，界面结合强度有所提高。当保温时间为 30 min 时，随着界面反应的充分进行，与 ZrO_2 结合较弱的 TiO 相消失，此时接头断口中粘附了大量的 ZrO_2 陶瓷，如图 8c 所示，说明界面结合强度进一步提高，在载荷作用下，裂纹在承受载荷的区域萌生，并向着任意方向扩展，不受界面结合强度和残余应力的影响，此时接头强度达到最大。当保温时间继续延长至 40 min 时，断口中主要为 Ni_2Ti_4O，如图 8d。从图 5d 可以看出，在此钎焊条件下 Ni_2Ti_4O 层厚度达到了约 34 μm，且 Ni_2Ti_4O 层中出现裂纹，此时界面结合强度很高，但 Ni_2Ti_4O 是一种脆性相，其过多的生成将在接头中形成很大的残余应力，残余应力水平成为影响接头强度的主要因素。残余应力在 Ni_2Ti_4O 层中形成裂纹，导致在载荷作用下，Ni_2Ti_4O 层中的裂纹扩展直至断裂，接头剪切强度降低。

3　结论

1) 使用 Ni-50Ti 活性钎料实现了 ZrO_2 陶瓷自身的可靠连接，在钎焊过程中陶瓷与钎料发生界面反应，形成冶金结合。1 350 ℃保温 10 min 钎焊条件下接头的典型组织结构为 ZrO_2/ZrO_{2-x}/TiO/Ni_2Ti_4O/NiTi+Ni_3Ti。

2) 随着保温时间的延长，界面反应层中的 TiO 逐渐减少直至消失，但界面反应层的总体厚度逐渐增加；当保温时间为 40 min 时，Ni_2Ti_4O 层中出现了明显的裂纹，焊缝中心合金区并没有随着保温时间的延长而发生变化。

3) 接头的剪切强度随着保温时间的延长呈先增大后减小的趋势，当保温时间为 30 min 时接头剪切强度达到最大值 88.7 MPa。

参考文献:

[1] LIN K L, SINGH M, ASTHANA R, et al. Effect of short-term aging on interfacial and mechanical properties of yttria stabilized zirconia (YSZ)/stainless steel joints[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(3): 1041–1053.

[2] LIU Y, HU J, SHEN P, et al. Microstructural and mechanical properties of jointed ZrO_2/Ti-6Al-4V alloy using $Ti_{33}Zr_{17}Cu_{50}$ amorphous brazing filler[J]. Mater Des, 2013, 47: 281–286.

[3] BARREN M I, MATESANZ L, SALAZAR J M. Al_2O_3/Ti6Al4V diffusion bonding joints using Ag-Cu interlayer[J]. Mater Charact, 2009, 60(11): 1263–1267.

[4] KIM J J, PARK J W, EAGAR T W. Interfacial microstructure of partial

transient liquid phase bonded Si_3N_4-to-Inconel718 joints[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 344(1/2): 240–244.

[5] ZHU W, CHEN J, HAO C, et al. Microstructure and strength of Al_2O_3/Al_2O_3 joints bonded with $ZnO\text{-}Al_2O_3\text{-}B_2O_3\text{-}SiO_2$ glass-ceramic[J]. J Mater Sci Technol, 2014, 30(9): 944–948.

[6] ALI M, KNOWLES K M, MALLINSON P M, et al. Interfacial reactions between sapphire and Ag-Cu-Ti-based active braze alloys[J]. Acta Mater, 2016, 103: 859–869.

[7] 潘瑞, 林铁松, 何鹏, 等. AgCuTi 钎料钎焊 2Si-B-3C-N 陶瓷接头的微观结构及力学性能[J]. 硅酸盐学报, 2015, 12(43): 1719–1724.
PAN R, LIN T S, HE P, et al. J Chin Ceram Soc, 2015, 43(12): 1719–1724.

[8] 宋昌宝, 林铁松, 何鹏, 等. Ti-Ni 钎料钎焊连接 ZrC-SiC 复合陶瓷接头的界面组织[J]. 硅酸盐学报, 2013, 3(41): 298–303.
SONG C B, LIN T S, HE P, et al. J Chin Ceram Soc, 2013, 41(3): 298–303.

[9] DAI X, CAO J, LIU J, et al. Interfacial reaction behavior and mechanical characterization of ZrO_2/TC_4 joint brazed by Ag-Cu filler metal[J]. Mater Sci Eng A, 2015, 646: 182–189.

[10] DAI X, CAO J, LIU J, et al. Effect of holding time on microstructure and mechanical properties of ZrO_2/TiAl joints brazed by Ag-Cu filler metal[J]. Mater Des, 2015, 87: 53–59.

[11] LIU G, LI W, QIAO G, et al. Microstructures and interfacial behavior of zirconia/stainless steel joint prepared by pressureless active brazing[J]. J Alloys Compd, 2009, 470(1/2): 163–167.

[12] SHEN H W, CHIEN C L. Microstructural evolution and bonding mechanisms of the brazed Ti/ZrO_2 joint using an $Ag_{68.8}Cu_{26.7}Ti_{4.5}$ interlayer at 900 ℃[J]. J Mater Res, 2014, 29(5): 684–694.

[13] JIANG G, MISHLER D, DAVIS R, et al. Zirconia to Ti-6Al-4V braze joint for implantable biomedical device[J]. J Biomed Mater Res B, 2005, 72B(2): 316–321.

[14] SINHAMAHAPATRA A, JEON J P, KANG J, et al. Oxygen-deficient zirconia (ZrO_{2-x}): A new material for solar light absorption[J]. Sci Rep, 2016, 6: 27218.

[15] DUROV A, NAIDICH Y, KOSTYUK B. Investigation of interaction of metal melts and zirconia[J]. J Mater Sci, 2005, 40(9/10): 2173–2178.

[16] SINGH S, BASU S, BHATT P, et al. Kinetics of alloy formation at the interfaces in a Ni-Ti multilayer: X-ray and neutron reflectometry study[J]. Phys Rev B, 2009, 79: 195435.