

# Sn 或 V 元素对 TA2 钛合金钎焊界面调控机理研究

刘全明<sup>1</sup>, 肖俊峰<sup>1</sup>, 唐文书<sup>1</sup>, 高松<sup>1</sup>, 翟春华<sup>2</sup>, 黄庆<sup>2</sup>, 牛晨晖<sup>3</sup>, 苏新民<sup>3</sup>

(1 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054)

(2 华能南京燃机发电有限公司, 江苏 南京 210034)

(3 华能国际电力江苏能源开发有限公司, 江苏 南京 210015)

**摘 要:** 钎焊技术是实现燃气轮机部件结构完整性的重要手段, 国内成熟的钛基钎料及其钎焊工艺高度匮乏, 研究了 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料成分及钎焊工艺对 TA2 钛合金钎焊接头界面结构和拉伸性能的影响, 探讨了钎料中引入 Sn 或 V 元素对钛合金钎焊界面的调控机理。结果表明, 钎料中引入 Sn 或 V 元素和降低钎焊温度, 在钎焊界面处形成的脆化层和晶间渗入区的厚度减薄。钎料中添加 1.5 wt.% V 或 5 wt.% Sn 形成的强化相导致钎焊接头拉伸强度增大。钎焊温度升高引发界面冶金反应加剧并形成多种硬脆相, 致使接头拉伸强度增大, 但拉伸强度随保温时间延长而减小。钎料、界面结合层和基体断口分别呈现脆性、类解理和韧性断裂形貌。Sn 与 Ti、Zr 形成  $Ti_2Sn_3$ 、 $Ti_6Sn_5$ 、 $Zr_5Sn_3$  等强化相, V 与 Ni 形成  $Ni_3VZr_2$ 、 $NiV_3$ 、 $Ni_2V$  等强化相, 均导致接头拉伸强度增大; V 与 Ni 结合, 减缓 Ni 元素向钛合金中扩散, 调控钎焊界面冶金反应。

**关键词:** TA2 钛合金; 真空钎焊; Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V 钎料; 拉伸强度; 界面调控

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

航改燃气轮机具备尺寸小、重量轻、功率大、维护方便、机动性强、可靠性高等明显优势, 现已被广泛用于电力工业、管道输送、冶金石化、舰船动力等领域<sup>[1-4]</sup>。作为燃气轮机核心部件的压气机叶片在气动、离心、振动交变负荷及湿热等恶劣工况下长期服役<sup>[5,6]</sup>, 易出现裂纹、磨损、撞击凹坑、断裂等缺陷, 严重影响了燃气轮机的运行安全。焊接修复技术是保障叶片服役安全的重要手段, 也能延长叶片寿命, 降低制造成本, 产生经济效益。前期研究<sup>[7]</sup>表明焊接修复叶片的成本仅约为制造整体叶片的 20%。钎焊技术是实现部件结构完整性的重要手段, 具备焊接温度低、焊件变形小、成形精度高等突出特点, 且克服了熔焊在大面积、多裂纹损伤件及薄壁件焊接修复上的应用局限性。国内外中小燃气轮机的压气机叶片、轮盘等关键部件大多采用钛合金制造<sup>[8]</sup>。钛基钎料是确保焊缝与钛合金基体性能相近的首选焊料<sup>[9,10]</sup>, 但目前国内成熟的钛基钎料及相应钎焊工艺高度匮乏, 钎焊呈现熔蚀、钎缝泄露、成品率低等问题<sup>[11]</sup>, 钎焊技术在部件焊接修复领域的推广应用受到极大限制。本文采用改性钛基钎料钎焊 TA2 钛合金, 揭示钎焊接头界面结构特征和元素互扩散行为, 分析钎焊温度、保温时间、钎料组分对钎焊接头拉伸性能的影响规律, 探讨钎料中引入 Sn 或 V 元素对 TA2 钛合金钎焊界面的

调控机理。

## 1 试验材料及方法

实验材料选用由西北有色金属研究院提供的 TA2 钛合金, 通过金相法获得合金  $\beta$  相变温度为 883 °C, 原始钛合金板尺寸为 500 mm×500 mm×2 mm (长×宽×厚), 沿板纵向由激光切割获得数块尺寸为 30 mm×10 mm×2 mm 的长板条供钎焊接头组织和力学性能测试用。常用 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料对钛合金基体熔蚀较严重<sup>[12]</sup>。鉴于 Ti-Zr-Cu-Ni 合金系钎料中添加 Sn 元素形成低熔点相并降低钎料熔点<sup>[13]</sup>、V 元素控制钎焊接头界面冶金反应并改善界面反应层结构<sup>[14]</sup>, 实验采用自制改性钛基钎料, 即在 37.5Ti-37.5Zr-15Cu-10Ni 合金系基础上, 分别添加 Sn 或 V 并降低 Cu、Ni 含量, 以降低钎料对钛合金基体的熔蚀程度, 提升钎焊接头强度, 改性钛基钎料成分如表 1 所示。

采用真空电弧熔炼法制备改性钛基钎料铸锭, 通过线切割获得块状钎料, 用砂纸研磨基体钎焊面并连同钎料一起超声波清洗。称取  $0.05 \pm 0.001$  g 钎料供钎焊试验用, 钎焊接头搭接面积为 10 mm×8 mm, 装配待焊试样并移至高温真空钎焊炉中加热。具体钎焊工艺参数为: 15 °C/min 升温至 300 °C, 保温 30 min→10 °C/min 升温

收稿日期:

**基金项目:** 国家自然科学基金资助 (项目号 52304385), 陕西省重点研发计划项目资助 (项目号 2024GX-YBXM-214), 陕西省自然科学基金基础研究计划项目资助 (项目号 2023-JC-QN-0478), 中国华能集团科技项目 (项目号 HNKJ20-H42), 中国华能集团总部科技项目资助 (项目号 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

至 750 °C→5 °C/min 升温至钎焊温度 900 °C、930 °C、950 °C，分别保温 5 min、15 min、35 min→以 5 °C/min 冷却至 300 °C→随炉冷至室温。采用扫描电子显微镜（Scanning Electron Microscope, SEM）及配带的能谱仪（Energy Dispersive Spectroscopy, EDS）分析接头界面组织及其微区成分，接头拉伸强度试验按 GB/T 11363-2008<sup>[15]</sup>相关要求进行，拉伸速率为 0.5 mm/min，室温拉伸强度结果为 3 个有效试验值的平均值。

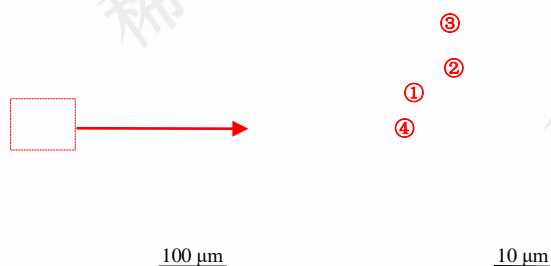
表 1 改性钛基钎料成分（wt.%）

Specimen	Ti	Zr	Cu	Ni	Sn
Ti-Zr-Cu-Ni	37.5	37.5	15	10	0
Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn	37.5	37.5	12.5	7.5	5
Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V	37.5	37.5	14.25	9.25	1.5

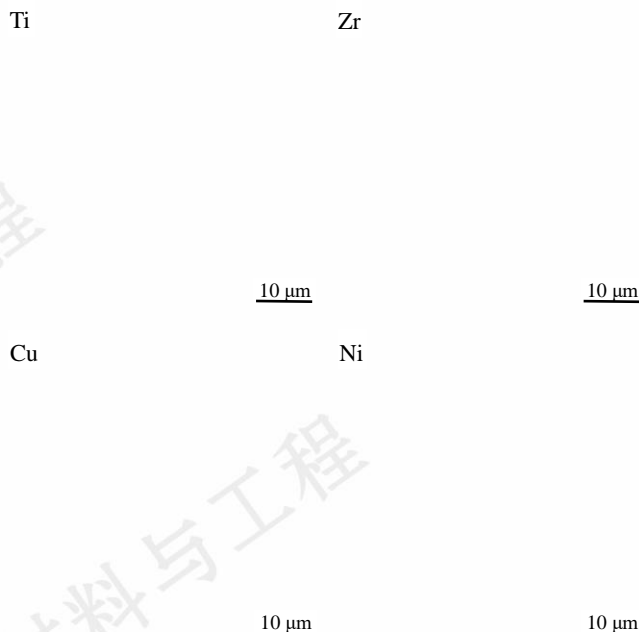
## 2 试验结果

### 2.1 钎焊界面微观组织分析

基体熔蚀为钛合金钎焊常见现象<sup>[16]</sup>，目前多用钎料-钎焊工艺协同调控来控制，添加某些元素抑制活性元素过度扩散，选择合适钎焊温度和保温时间，降低基体熔蚀，确保接头强度<sup>[17,18]</sup>。界面元素互扩散对钎焊接头基体熔蚀研究至关重要。图 1 为 TA2 钛合金钎焊接头 SEM+EDS 测试结果。钎焊接头界面结构分为元素扩散区、晶间渗入区和基体三个部分。EDS 分析表明 Ti、Zr 无限互溶，Ti、Zr、Cu、Ni 之间有限互溶。接头界面复杂物相中元素重量百分比与钎料名义成分相差甚远，损失或增量较大，即界面处发生复杂相变冶金反应。由点 1 和面 5（图 1b 整个视野面）元素分布得，白亮相多为高 Cu、Ni 相，Cu、Ni 元素与基体亲和力大或扩散能力强，钎料中浓度相对较大的 Cu、Ni 元素快速向钛合金基体中扩散，基体中相对较大的 Ti 元素也快速向钎料中扩散，直至钎料中 Ti 浓度与基体相近。



(a) 钎焊接头 SEM 照片(50X) (b) 钎焊接头 SEM 照片(500X)



(c) 钎焊接头 EDS 测试照片(500X)

(d) 钎焊接头 EDS 测试结果

图 1 TA2 钛合金钎焊接头 SEM+EDS 测试结果

Fig.1 SEM+EDS test results of TA2 titanium alloy brazed joint

随钎焊温度升高或保温时间延长，元素在钎焊界面处向基体组织加速渗入，发生一定程度扩散后形成脆化层<sup>[19]</sup>，且与基体亲和力大或扩散能力较强的元素继续向基体中扩展，在基体侧组织中形成晶间渗入区<sup>[20]</sup>。脆化层深度和晶间渗入距离是衡量钎焊接头力学性能的重要指标。图 2 为 Ti-Zr-Cu-Ni、Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn、Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 3 种钎料在 950 °C / 15 min 和 Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料在 930 °C / 15 min 工艺下钎焊 TA2 钛合金接头界面元素扩散距离。如图 2(a)、2(b)、2(c)，Ti-Zr-Cu-Ni、Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn、Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料在 950 °C/15 min 工艺下钎焊 TA2 钛合金接头界面脆化层和晶间渗入区厚度分别为 59.8 μm、28.2 μm、24.7 μm 和 107.9 μm、54.1 μm、52.0 μm。如图 2(c)、2(d)所示，Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料在 950 °C / 15 min、930 °C / 15 min 工艺下钎焊 TA2 钛合金接头界面脆化层和晶间渗入区厚度分别为 24.7 μm、23.9 μm 和 52.0 μm、38.7 μm。综上，钎料中添加 Sn 或 V 元素导致脆化层和晶间渗入

区厚度减薄, 钎料中添加 1.5 wt.% V 的减薄效果比 5.0 wt.% Sn 更佳。相比钎料中添加 1.5 wt.% V 和 5.0 wt.% Sn, 钎焊温度对钎焊界面处的脆化层和晶间渗入区厚度影响更明显。随钎焊温度下降, 元素向基体扩散减弱, 脆化层和晶间渗入区厚度减薄。

头拉伸强度提升作用有限。综上所述, Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料兼顾钎焊接头拉伸强度和塑性, 可作为钎焊 TA2 钛合金的目标钎料。

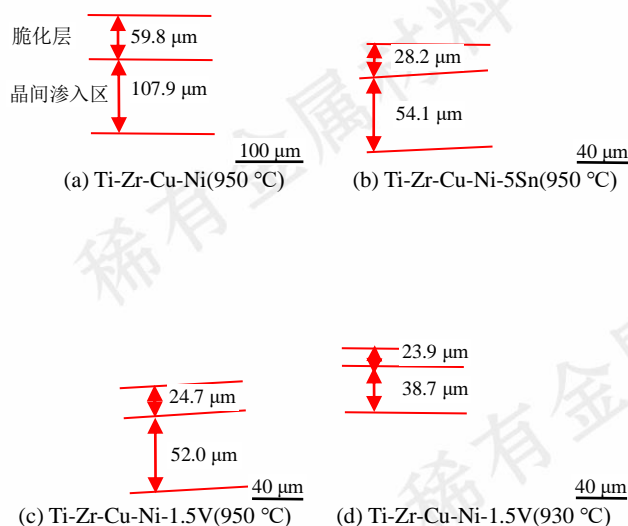


图2 TA2 钛合金钎焊接头界面元素扩散距离(保温时间 15 min)

Fig.2 Diffusion distance of interface elements in TA2 titanium alloy brazed joints

## 2.2 钎料成分对钎焊接头拉伸强度的影响

部件服役环境差异对钎料类型选用需求不一<sup>[21-23]</sup>, 钎料成分对钎焊接头拉伸强度影响显著。图 3 为 TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与钎料成分的关系。3 种钎料在 900 °C / 15 min 钎焊工艺下, 相比 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料, 添加 1.5 wt.% V 和 5 wt.% Sn 钎料的钎焊接头强度分别提高 7.49 MPa 和 7.85 MPa, 3 种钎料的钎焊接头强度依次为 287.31 MPa、294.80 MPa 和 295.16 MPa。钎料中添加 1.5 wt.% V 和 5 wt.% Sn 可提高钎焊接头拉伸强度, 且两者提高效果相近。如图 3(a)所示, 钎焊接头塑性顺序为 Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn > Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V > Ti-Zr-Cu-Ni 钎料, Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn 钎料钎焊 TA2 钛合金接头塑性更佳。如图 3(b)所示, 钎焊温度升至 930 °C 时, 3 种钎料钎焊 TA2 钛合金接头拉伸强度依次为 306.50 MPa、300.66 MPa、302.72 MPa。相比 900 °C / 15 min 工艺, 钎焊接头拉伸强度提高幅度依次为 19.19 MPa、5.5 MPa、7.92 MPa。随钎焊温度升高, 界面冶金反应越发充分, 形成更多强化相, 引发接头拉伸强度提高。而钎料中添加 1.5 wt.% V 和 5 wt.% Sn 仅凭微量元素形成少量强化相, 对钎焊接

图3 TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与钎料成分的关系

Fig.3 The relationship between the tensile strength of TA2 titanium alloy brazed joints and the composition of filler metals

## 2.3 钎焊温度对钎焊接头拉伸强度的影响

图 4 为 TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与钎焊温度的关系。Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料在不同温度下钎焊 TA2 钛合金, 保温 15 min, 随钎焊温度升高, 接头拉伸强度逐步提高。钎焊温度从 900 °C 升至 930 °C 时, 接头拉伸强度由 294.80 MPa 增至 302.72 MPa; 钎焊温度升至 950 °C 时, 接头拉伸强度增至 365.52 MPa。钎焊温度升高, 钎料与基体界面冶金反应剧烈, 形成多种强化相, 接头拉伸强度提高; 随钎焊温度持续升高, 钎焊界面冶金反应越发加剧, 形成多种硬脆相, 接头拉伸强度明显提高, 但塑性降低。钎焊接头塑性顺序为 930 °C > 900 °C > 950 °C, 因此, 930 °C / 15 min 工艺下, TA2 钛合金钎焊

接头获得良好拉伸强度和塑性。

图4 TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与钎焊温度的关系

Fig.4 The relationship between the tensile strength of TA2 titanium alloy brazed joints and brazing temperature

## 2.4 保温时间对钎焊接头拉伸强度的影响

保温时间对钎焊接头界面结构影响显著<sup>[24]</sup>。图5为TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与保温时间的关系。Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料在 930 °C钎焊 TA2 钛合金时，随保温时间延长，接头拉伸强度逐步降低。保温时间从 5 min 增至 15 min 时，接头拉伸强度由 304.89 MPa 降至 302.72 MPa，接头拉伸强度基本维持不变；保温时间延长至 35 min 时，接头拉伸强度降至 296.43 MPa，与保温 5 min 和 15 min 相比，强度降幅较小。钎焊接头塑性顺序为 15 min>5 min>35 min，因此，930 °C / 15 min 工艺下，TA2 钛合金钎焊接头获得良好拉伸强度和塑性。

图5 TA2 钛合金钎焊接头拉伸强度与保温时间的关系

Fig.5 The relationship between the tensile strength of TA2 titanium alloy brazed joints and holding time

## 2.5 室温拉伸断口形貌

图6为Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V和Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn钎料在930 °C / 15 min工艺下钎焊TA2钛合金接头室温拉伸断口形貌。断裂均发生在搭接接头基体位置。如图6(a)和图6(e)所示，断口形貌分为钎料断裂、界面反应层断裂和基体断裂三个区域。如图6(b)所示，钎料断裂区域呈脆性断裂，断面平整，断口存在贯穿裂纹，如图6(f)所示，钎料断裂区域呈局部脆性断裂，断面相对平整，断口存在微裂纹。如图6(c)和图6(g)所示，界面反应层断口呈脆性断裂和韧性断裂混合形貌，为典型类解理断裂，断口呈河流花样。近基体侧晶粒向基体一侧成长，断口呈拉长韧窝形貌。如图6(d)和图6(h)所示，基体断裂区域呈韧性断裂，断口呈单一等轴韧窝形貌。钎料反应区和界面反应区冶金反应剧烈，形成多种硬脆相，断口分别呈脆性断裂和类解理断裂特征。基体区为典型拉伸韧性断裂，断口呈等轴韧窝形貌，等轴韧窝由空洞在正应力作用下沿空间三个方向长大速率相同导致。



(g) 界面反应区断裂(5Sn) (h) 基体断裂(5Sn)

图6 TA2 钛合金钎焊接头拉伸断口形貌

(图 a~d Ti-Zr-Cu-Ni-1.5V 钎料, 图 e~h Ti-Zr-Cu-Ni-5Sn 钎料)

Fig.6 Tensile fracture morphology of TA2 titanium alloy brazed joints

## 2.6 Sn 或 V 对 TA2 钛合金钎焊界面调控机理

Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V 钎料钎焊 TA2 钛合金界面冶金反应示意如图 7 所示, 钎焊界面处存在剧烈元素互扩散行为, 钎料和基体中, 某些元素之间存在较大浓度差, 导致元素从高浓度流向低浓度区。钎料中 Cu、Ni、V 等  $\beta$  相稳定元素向钛合金中扩散, 引发基体  $\beta$  相变温度降低, 钛合金中微量  $\beta$  相加速转变为  $\alpha$  相, 基体晶粒逐步粗化。随钎焊温度升高或保温时间延长,  $\beta$  相稳定元素向基体中扩散量增大, 在温度梯度作用下, 界面处晶粒不断向基体成长, 界面处基体逐步被“侵蚀”、钎焊缝宽度向基体推进, 呈现“钎缝宽化, 基体渐窄”现象。

在钎焊界面处, 中性元素 Zr、Sn 按照浓度差流向基体, Zr、Sn 与 Ti、Cu、Ni 元素形成 (Zr、Cu) 固溶体和 Cu-Zr、Ni-Zr、Ti-Sn、Zr-Sn 等多种复杂金属化合物, 金属化合物主要包括  $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 、 $\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$ 、 $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ 、 $\text{Zr}_2\text{Ni}_7$ 、 $\text{NiZr}_2$ 、 $\text{Zr}_2\text{Ni}_2$ 、 $\text{Zr}_5\text{Sn}$ 、 $\text{Ti}_2\text{Sn}_3$ 、 $\text{Ti}_6\text{Sn}_5$  等<sup>[13]</sup>。在钎焊热循环作用下, 钎料反应层中的各元素形成 (Zr、Cu) 固溶体和 Cu-Zr、Ni-Zr、Ti-Sn、Zr-Sn、Ni-V-Zr、Cu-Ti、Ni-Ti、Ni-V 等多种复杂金属化合物, 金属间化合物主要包括  $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 、 $\text{CuTi}_2$ 、 $\text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$ 、 $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ 、 $\text{CuTi}_3$ 、 $\text{Ti}_2\text{Ni}$ 、 $\text{CuTi}$ 、 $\text{Zr}_2\text{Ni}_7$ 、 $\text{NiZr}_2$ 、 $\text{Ti}_2\text{Sn}_3$ 、 $\text{Ti}_6\text{Sn}_5$ 、 $\text{NiZr}_2$ 、 $\text{Zr}_2\text{Ni}_2$ 、 $\text{Zr}_5\text{Sn}_3$ 、 $\text{Ni}_3\text{VZr}_2$ 、 $\text{CuTi}_2$ 、 $\text{ZrCu}$ 、 $\text{NiTi}_2$ 、 $\text{Ti}_2\text{Ni}$ 、 $\text{Zr}_2\text{Ni}$ 、 $\text{NiV}_3$ 、 $\text{Ni}_2\text{V}$  等<sup>[13,14]</sup>。

钎料中引入 Sn 元素后, 钎料反应层中的  $\text{Ti}_2\text{Sn}_3$ 、 $\text{Ti}_6\text{Sn}_5$ 、 $\text{Zr}_5\text{Sn}_3$  等含 Sn 冶金产物明显增多, 因此, Sn 倾向与 Ti、Zr 结合形成低熔点、强化型金属化合物, 进而可提高钎焊接头拉伸强度。钎料中浓度较大的 Cu、Ni 元素在钛合金中快速扩散, 钎料中引入 V 元素倾向与 Ni 结合形成  $\text{Ni}_3\text{VZr}_2$ 、 $\text{NiV}_3$ 、 $\text{Ni}_2\text{V}$  等多种强化型金属化合物, 进而减缓 Ni 元素向钛合金中扩散, 即 V 调控界面冶金反应, 提高钎焊接头拉伸强度。

图7 Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V 钎料钎焊 TA2 钛合金界面冶金反应示意

Fig.7 Schematic diagram of metallurgical reaction at the brazing interface of TA2 titanium alloy with Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V filler metals

## 3 结论

(1) 采用 Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V 钎料钎焊 TA2 钛合金, 界面处形成脆化层和晶间渗入区, 钎料中添加 Sn 或 V 元素和降低钎焊温度, 脆化层和晶间渗入区厚度减薄。

(2) 相比 Ti-Zr-Cu-Ni 钎料, 钎料中添加 1.5 wt.% V 和 5 wt.% Sn 能提高钎焊接头拉伸强度, 900 °C / 15 min 钎焊工艺下接头强度分别提高 7.49 MPa 和 7.85 MPa。

(3) 钎焊温度为 900 °C、930 °C 和 950 °C 且保温 15 min 时, 接头拉伸强度分别为 294.80 MPa、302.72 MPa 和 365.52 MPa。随钎焊温度升高, 钎焊界面冶金反应加剧且形成多种硬脆相, 接头拉伸强度提升。

(4) 保温 5 min、15 min 和 35 min 且钎焊温度为 930 °C 时, 接头拉伸强度分别为 304.89 MPa、302.72 MPa 和 296.43 MPa。随保温时间延长, 接头拉伸强度降低。

(5) 钎料和界面反应区冶金反应剧烈, 形成多种硬脆相, 分别呈脆性断裂和类解理断裂。基体区为典型韧性断裂。

(6) Sn 与 Ti、Zr 形成  $\text{Ti}_2\text{Sn}_3$ 、 $\text{Ti}_6\text{Sn}_5$ 、 $\text{Zr}_5\text{Sn}_3$  等强化相, V 与 Ni 形成  $\text{Ni}_3\text{VZr}_2$ 、 $\text{NiV}_3$ 、 $\text{Ni}_2\text{V}$  等强化相, 均导致接头拉伸强度增大; V 与 Ni 结合, 减缓 Ni 元素向钛合金中扩散, 调控钎焊界面冶金反应。

## 参考文献 References

- [1] M. Obhuo, D.S. Aziaka, E. Osigwe, et al. *International Journal of Thermofluids*[J], 2020(7-8):100049.
- [2] K. Abudu, U. Igie, I. Roumeliotis, et al. *Applied Thermal Engineering*[J], 2020:115844.
- [3] Peng Jianqiang(彭建强), Zhang Hongtao(张宏涛), Wang Jingsheng(王景生), et al. *Dongfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2020(2):58.
- [4] Zhu tao(朱涛). *Aeroengine*(航空发动机)[J]. 2022(48):33.
- [5] A. Mokaberi, R. Derakhshandeh-Haghighi, Y. Abbaszadeh. *Engineering Failure Analysis*[J], 2015(58):1.

- [6] Li QB, J. Piechn, N. Müller. *Materials & Design*[J], 2011, (32):2058.
- [7] Zhuo Yimin(卓义民), Chen Yuanhang(陈远航), Yang Chunli(杨春利). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021(64):22.
- [8] Lyu Zhenjia(吕振家), Peng Jianqiang(彭建强), Zhang Hongtao(张宏涛), et al. *Dongfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2018(2):73.
- [9] Gao Yong(高勇), Xia Zhidong(夏志东), Zhang Xing(张星), et al. *Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2012(20):73.
- [10] Xia Yueqing, Ma Zhuang, Du Qiang, et al. *Materials Characterization*[J], 2024(207): 113520.
- [11] Kang Jiarui(康佳睿), Song Xiaoguo(宋晓国), Hu Shengpeng(胡胜鹏), et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2018(39):27.
- [12] Zhang Lixia(张丽霞), Ding Yanhua(丁彦华), Sun Mingjia(孙名家), et al. *Modern Transportation and Metallurgical*(现代交通与冶金材料)[J], 2024, 4(04):50.
- [13] Liu Quanming(刘全明), Xiao Junfeng(肖俊峰), Long Weimin(龙伟民), et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2023(48):209.
- [14] Lu Feng, Quanming Liu, Weimin Long, et al. *Materials*[J], 2023 (16):199.
- [15] 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.
- [16] Pei Yinyin(裴袁崑), Yang Haozhe(杨浩哲), Qin Jian(秦建), et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2022(52):35.
- [17] 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.
- [18] Li Li(李力), Huang Hui(黄慧), Zhang Wentao(张文涛), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12):4205.
- [19] Wang Na(王娜), Liu Quanming(刘全明), Xiao Junfeng(肖俊峰), et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 23:136.
- [20] Lu Quanbin(路全彬), Zhong Sujuan(钟素娟), Li Shengnan(李胜男), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(8):2148.
- [21] Long Weimin(龙伟民), Hao Qingle(郝庆乐), Fu Yucan(傅玉灿), et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(23):23138.
- [22] 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.
- [23] Long Weimin, Zhang Guanxing, Zhang Qike, et al. *Scripta Materialia*[J], 2016, 110:41.
- [24] Wang Gang(王刚), Wu Linzhi(吴林志), Li Xin(李鑫), et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014(35):100.

## Modification mechanisms of Sn or V elements on brazing interface of TA2 titanium alloy

Liu Quanming<sup>1</sup>, Xiao Junfeng<sup>1</sup>, Tang Wenshu<sup>1</sup>, Gao Song<sup>1</sup>, Zhai Chunhua<sup>2</sup>, Huang Qing<sup>2</sup>, Niu Chenhui<sup>3</sup>, Su Xinmin<sup>3</sup>

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

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

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

**Abstract:** Brazing technology is an important method to realize structural integrity of gas turbine components. There is a lack of highly mature Ti-based filler metals and the corresponding brazing technology in China. The effects of Ti-Zr-Cu-Ni filler metal compositions and brazing processes on the interface structure and tensile properties of TA2 titanium alloy brazed joints were studied in detail. Modification mechanisms of Sn or V elements on the brazing interface were discussed. The results show that the thicknesses of embrittlement layer and intergranular infiltration zone at the brazing interface were obviously reduced by adding Sn or V elements and decreasing brazing temperature. The strengthening phase formed by adding 1.5 wt.% V or 5 wt.% Sn led to an increase in the tensile strength of the brazed joint. The increase in brazing temperature led to intensified metallurgical reactions at the interface and the formation of various hard and brittle phases, resulting in an increase in the tensile strength of the joint, but the tensile strength decreases with prolonged insulation time. The fracture surfaces of the filler metal, interface bonding layer, and the matrix exhibited brittle, cleavage like, and ductile fracture morphology, respectively. Sn combined with Ti and Zr to form strengthening phases such as  $Ti_2Sn_3$ ,  $Ti_6Sn_5$ , and  $Zr_5Sn_3$ , while V combined with Ni to form strengthening phases such as  $Ni_3VZr_2$ ,  $NiV_3$ , and  $Ni_2V$ , all of which led to an increase in the tensile strength of the brazed joint. V combined with Ni to slow down the diffusion of Ni element into titanium alloy and regulate the metallurgical reaction at the brazing interface.

**Key words:** TA2 titanium alloy; vacuum brazing; Ti-Zr-Cu-Ni-Sn/V filler metals; tensile strength; interface modification

---

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